

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

КРАСНОСЕЛЬСЬКИЙ КИРИЛО ВІТАЛІЙОВИЧ

УДК 621.791.754:621.7.04:669.15:681.5

ДИСЕРТАЦІЯ

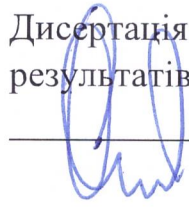
Керування формоутворенням багаточарових структур із високоміцних
низьколегованих сталей при електродуговому адитивному виробництві шляхом
регулювання захисного газового середовища

Спеціальність 131 Прикладна механіка

Галузь знань 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

 К.В. Красносельський

Науковий керівник Куликовський Руслан Анатолійович, кандидат технічних
наук, доцент

Запоріжжя – 2026

АНОТАЦІЯ

Красносельський К.В. Керування формоутворенням багат шарових структур із високоміцних низьколегованих сталей при електродуговому адитивному виробництві шляхом регулювання захисного газового середовища. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття ступеня доктора філософії за спеціальністю 131 – Прикладна механіка. – Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, 2026.

На сучасному етапі розвитку прикладної механіки та автоматизованого машинобудування спостерігається стрімкий перехід адитивних технологій від етапу лабораторного прототипування до повноцінного промислового виготовлення функціональних виробів. Серед існуючих методів особливе місце посідає технологія електродугового адитивного виробництва (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM), яка належить до класу процесів прямого підведення енергії. Використання WAAM дозволяє створювати великогабаритні металеві конструкції складної геометричної форми з високою об'ємною швидкістю наплавлення та мінімальними матеріальними витратами. Останнім часом сфера застосування цього методу суттєво розширюється завдяки залученню високоміцних низьколегованих (HSLA) сталей, зокрема складнолегованих систем типу Mn-Ni-Mo-V (тип MoNiVa). Впровадження таких матеріалів відкриває широкі перспективи для цифрового виробництва відповідальних тривимірних компонентів, здатних надійно працювати в умовах екстремальних експлуатаційних навантажень у важкому машинобудуванні, транспортній та енергетичній галузях.

Проте промислова реалізація пошарового 3D-друку при вирощуванні великих тривимірних конструкцій із зазначених сталей має свої специфічні термогідродинамічні та реологічні особливості. Головною з них є підвищена кінематична в'язкість розплаву в порівнянні з традиційними низьковуглецевими

конструкційними матеріалами. В умовах вільного просторового формоутворення, коли геометрія вирощуваного тіла не обмежується твердими стінками зварювальних фасок, а утримується виключно балансом капілярних і гравітаційних сил, висока в'язкість рідкої фази суттєво погіршує здатність металу до вільного латерального розтікання та знижує ефективність змочування попередньо наплавлених поверхонь. Це призводить до виникнення нестационарних коливань та просторового блукання ванни розплавленого металу під дією дугового розряду.

Як наслідок, у масиві вирощуваного об'єкта можуть утворюватися небезпечні внутрішні дефекти, такі як локальні міжшарові несплавлення та приховані площинні порожнини. Крім того, реологічні особливості високов'язкої рідкої фази суттєво посилюють розвиток зовнішніх геометричних дефектів наплавлення. Це виявляється у значному зростанні показників поздовжньої та вертикальної хвилястості бічних поверхонь, появи неконтрольованих виплесків рідкого металу, а також у стіканні валика під дією сили тяжіння, що є особливо критичним при переході до складних просторових або похилих стратегій вирощування. Зазначений комплекс негативних явищ не лише погіршує якість поверхні та вимагає великих припусків на подальшу механічну обробку, але й створює пряму загрозу порушенню загальної стабільності формування шарів та призводить до раптового колапсу вирощуваної деталі безпосередньо під час друку. Таким чином, виникає гостра науково-технічна потреба у подоланні зазначених реологічних бар'єрів та розробці прогностичних моделей і методів автоматизованого кіберфізичного й хіміко-термодинамічного керування, здатних стабілізувати рух ванни розплаву та забезпечити формоутворення, наближене до кінцевої форми.

В результаті виконання дисертаційної роботи було вирішено актуальну науково-прикладну задачу розробки методології кіберфізичного та термодинамічного керування макрогеометрією WAAM-структур, що забезпечує стабільне формоутворення з наближеною до кінцевої форми геометрією із суттєвим скороченням обсягу матеріаломістких натурних випробувань.

Метою роботи є встановлення науково обґрунтованих фізико-технологічних закономірностей сумісного впливу активного захисного середовища та енергетики дугового розряду на реологію ванни розплаву, а також розробка на їхній основі комплексної інженерної методики кіберфізичного керування просторовим формоутворенням багатошарових стінок при електродуговому адитивному вирощуванні високоміцних низьколегованих сталей.

Об'єктом дослідження є процес вільного просторового формоутворення багатошарових металевих структур методом електродугового адитивного виробництва (WAAM).

Предметом дослідження є закономірності впливу складу захисного газового середовища та кіберфізичних параметрів управління масопереносом на термогідродинаміку зварювальної ванни, енергетичний баланс та геометричну стабільність наплавлених стінок.

Наукова новизна роботи полягає у встановленні комплексних закономірностей впливу газового захисту та алгоритмів масопереносу на термогідродинаміку зварювальної ванни. При цьому:

- Уперше для умов електродугового адитивного вирощування багатошарових структур із високоміцних низьколегованих сталей типу MoNiVa формалізовано роль захисного газового середовища як активного технологічного чинника керування формоутворенням. Встановлено, що зміна вмісту CO_2 у сумішах Ar/CO_2 впливає на окиснювальний потенціал дугового середовища, термокапілярні течії у ванні розплаву та макрогеометричні параметри наплавленого шару.
- Уточнено закономірності прояву масштабного ефекту газової активності в умовах тонкостінного WAAM. Показано, що за низького тепловкладення підвищення активності газового середовища може обмежувати конвективний перерозподіл металу та спричиняти зменшення площі поперечного перерізу наплавленого шару.

- Уперше в межах досліджених режимів CMT-WAAM для сталей типу MoNiVa зафіксовано та математично описано ефект, визначений у роботі як «енергетичний парадокс WAAM», коли режими з нижчим лінійним тепловкладенням можуть формувати вищу питому об'ємну енергоємність через зміну фактичної масоподачі та умов горіння дуги.
- Обґрунтовано механізм підвищення стабільності формоутворення наплавленого шару зі сталей типу MoNiVa шляхом застосування дискретно-імпульсного режиму CMT Cycle Step. Показано, що імпульсний характер масопереносу та короткочасні піки струму створюють локальний електродинамічний вплив на ванну розплаву, сприяють зменшенню негативного впливу тугоплавких оксидних плівок на основі молібдену і ванадію та забезпечують стабілізацію макрогеометрії наплавленої стінки.
- Набули подальшого розвитку методи прогнозування макрогеометрії WAAM-структур шляхом побудови багатофакторних прогностичних моделей, які враховують взаємодію складу захисного газового середовища, енергетичних параметрів процесу та режиму керованого масопереносу.

Практичне значення одержаних результатів полягає у визначенні раціонального технологічного режиму для електродугового адитивного вирощування сталей типу MoNiVa, а саме застосування дискретного режиму CMT Cycle Step CMT-D_H у захисному середовищі з вмістом 5–10 % CO₂ при лінійному тепловкладенні 310–330 Дж/мм.

Встановлено, що таке поєднання технологічних параметрів забезпечує стабільне формоутворення багатошарових структур, наближених до кінцевої форми, з коефіцієнтом корисної ширини понад 95 %, відсутністю зафіксованої макропористості у досліджених перерізах, зменшенням хвилястості бічних поверхонь та скороченням припусків на подальшу механічну обробку.

На основі отриманих експериментальних даних розроблено та валідовано прогностичні математичні моделі, які дозволяють прогнозувати основні макрогеометричні параметри наплавленого шару залежно від складу захисного

газового середовища та параметрів режиму наплавлення. На базі цих моделей створено автономний розрахунковий алгоритм у вигляді Python-модуля, який може бути використаний як технологічна основа для інтеграції у САМ-системи.

Практична цінність такого модуля полягає в автоматизованому визначенні базових параметрів траєкторії вирощування, зокрема кроку зсуву інструменту та кроку підйому по осі Z. Це дає змогу формалізувати вибір технологічних параметрів, зменшити залежність результату від суб'єктивного досвіду оператора, скоротити кількість пробних наплавлень і підвищити відтворюваність процесу проектування WAAM-структур.

У першому розділі обґрунтовано актуальність використання WAAM для сталей HSLA, визначено ключові обмеження методу. Проаналізовано термогідродинаміку зварювальної ванни, вплив термокапілярних потоків Марангоні та еволюцію оксидних систем на поверхні розплаву. Сформульовано проблематику масштабного ефекту та впливу кіберфізичних механізмів масопереносу на макрогеометрію.

У другому розділі розроблено загальну методологію досліджень. Описано експериментальний роботизований комплекс, характеристики досліджуваних матеріалів (MoNiVa, ER70S-6) та спектр газових сумішей. Представлено адаптовану методику кіберфізичної реєстрації телеметрії процесу та алгоритм комп'ютерного зору для автоматизованого аналізу макрошліфів.

У третьому розділі викладено результати експериментальних досліджень термогідродинамічних закономірностей. Наведено математичну формалізацію впливу термофізичного індексу та індексу активності газу. Проаналізовано макрогеометрію, хвилястість та енергоефективність валиків, виявлено «енергетичний парадокс». Доведено ефективність дискретно-імпульсного режиму CMT Cycle Step для подолання бар'єру тугоплавких оксидних плівок та придушення пористості.

У четвертому розділі виконано кореляційно-статистичний аналіз із виявленням ступеня лінійності зв'язків та побудовано термokinематичні й топологічні прогностичні моделі макрогеометрії. Проведено багатокритеріальну

оптимізацію процесу методом поверхонь відгуку з визначенням меж оптимального технологічного вікна. Описано розроблену інженерну методику та прототип розрахункового модуля, призначеного для інтеграції у промислові САМ-середовища.

Ключові слова: електродугове адитивне виробництво (WAAM), адитивні 3D-технології, високоміцні сталі, наплавлений метал, тонкостінні деталі, захисний газ, зварювання, конвекція Марангоні, термічний цикл, Cold Metal Transfer, кіберфізичне керування, технологічні параметри, залишкова пористість, геометричні дефекти, математичне моделювання, статистична обробка.

ABSTRACT

Krasnoselsky K.V. Control of Shape Formation in Multi-Layer High-Strength Low-Alloy Steel Structures in Wire Arc Additive Manufacturing through Shielding Gas Regulation. – Qualifying scientific work on the rights of a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in specialty 131 – Applied Mechanics. – Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia, 2026.

At the current stage of applied mechanics and automated mechanical engineering development, there is a rapid transition of additive technologies from laboratory prototyping to full-scale industrial manufacturing of functional products. Among existing methods, Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), which belongs to the Directed Energy Deposition (DED) class of processes, holds a special place. The use of WAAM allows for the creation of large-scale metal structures of complex geometric shapes with a high volumetric deposition rate and minimal material costs. Recently, the scope of this method's application has expanded significantly due to the involvement of High-Strength Low-Alloy (HSLA) steels, particularly complex-alloyed systems of the Mn-Ni-Mo-V type (MoNiVa type). The introduction of such materials opens broad prospects for the digital production of critical three-dimensional

components capable of operating reliably under extreme operational loads in heavy machinery, transportation, and energy sectors.

However, the industrial implementation of layer-by-layer 3D printing for large three-dimensional structures from these steels has specific thermohydrodynamic and rheological features. The main issue is the elevated kinematic viscosity of the molten pool compared to traditional low-carbon structural materials. In conditions of free spatial shape formation, where the geometry of the deposited body is not constrained by the solid walls of welding bevels but is maintained exclusively by the balance of capillary and gravitational forces, the high viscosity of the liquid phase significantly impairs the metal's ability to undergo free lateral spreading and reduces the wetting efficiency of previously deposited surfaces. This leads to non-stationary fluctuations and spatial wandering of the molten pool under the influence of the arc discharge.

As a result, dangerous internal defects can form within the bulk of the manufactured object, such as localized interlayer lack of fusion and hidden planar voids. Furthermore, the rheological features of the highly viscous liquid phase significantly exacerbate the development of external geometric deposition defects. This manifests in a substantial increase in longitudinal and vertical waviness of the side surfaces, uncontrolled molten metal spatter, and sagging of the bead under gravity, which is particularly critical when transitioning to complex spatial or inclined deposition strategies. This complex of negative phenomena not only degrades surface quality and requires large allowances for subsequent machining but also poses a direct threat to the overall stability of layer formation, potentially leading to the sudden collapse of the part directly during printing. Thus, there is an acute scientific and technical need to overcome these rheological barriers and develop predictive models and methods for automated cyber-physical and chemical-thermodynamic control capable of stabilizing the motion of the molten pool and ensuring near-net-shape formation.

As a result of the dissertation research, the relevant scientific and applied task of developing a methodology for cyber-physical and thermodynamic control of WAAM

structures' macrogeometry was solved, ensuring stable near-net-shape formation with a significant reduction in material-intensive physical trials.

The aim of the work is to establish scientifically grounded physical and technological patterns of the combined influence of the active shielding environment and arc discharge energetics on the rheology of the molten pool, as well as to develop, on this basis, a comprehensive engineering methodology for the cyber-physical control of spatial shape formation of multi-layer walls during the Wire Arc Additive Manufacturing of high-strength low-alloy steels.

The object of the study is the process of free spatial shape formation of multi-layer metal structures using Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM).

The subject of the study is the patterns of the influence of shielding gas composition and cyber-physical mass transfer control parameters on the thermohydrodynamics of the molten pool, energy balance, and geometric stability of the deposited walls.

The scientific novelty of the study lies in establishing the complex regularities regarding the influence of shielding gas and mass transfer algorithms on the thermohydrodynamics of the weld pool. Specifically:

- For the first time in the context of wire arc additive manufacturing (WAAM) of multi-layer structures made of high-strength low-alloy (HSLA) MoNiVa-type steels, the role of the shielding gas environment has been formalized as an active technological factor in controlling shape formation. It has been established that altering the CO₂ content in Ar/CO₂ mixtures affects the oxidizing potential of the arc environment, thermocapillary flows within the molten pool, and the macrogeometric parameters of the deposited layer.
- The regularities governing the “scale effect” of gas activity under thin-wall WAAM conditions have been further clarified. It is demonstrated that under low heat input, an increase in the activity of the shielding gas can restrict the convective redistribution of the metal, leading to a reduction in the cross-sectional area of the deposited layer.

- For the first time within the investigated CMT-WAAM modes for MoNiVa-type steels, an effect – defined herein as the “WAAM energy paradox” – has been identified and mathematically described. This phenomenon occurs when modes with lower linear heat input result in a higher volumetric energy density due to variations in the actual mass transfer rate and arc burning conditions.
- The mechanism for enhancing the stability of the deposited layer's shape formation in MoNiVa-type steels through the application of the discrete-pulsed CMT Cycle Step mode has been substantiated. It is demonstrated that the pulsed nature of mass transfer and short-term current peaks exert a local electrodynamic impact on the molten pool. This mitigates the adverse effects of refractory molybdenum- and vanadium-based oxide films, thereby ensuring the macrogeometric stabilization of the deposited wall.
- Methods for predicting the macrogeometry of WAAM structures have been further developed through the construction of multi-factor predictive models. These models account for the interaction between the shielding gas composition, the energetic parameters of the process, and the controlled mass transfer mode.

The practical value of the obtained results lies in determining a rational technological window for the wire arc additive manufacturing of MoNiVa-type steels. Specifically, this involves the application of the discrete CMT Cycle Step (CMT-D_H) mode in a shielding gas environment containing 5-10% CO₂ with a linear heat input of 310-330 J/mm.

It has been established that such a combination of technological parameters ensures the stable formation of near-net-shape multi-layer structures. This is characterized by an effective width coefficient exceeding 95%, the absence of detectable macroporosity in the examined cross-sections, reduced waviness of the side surfaces, and minimized allowances for subsequent machining.

Based on the obtained experimental data, predictive mathematical models have been developed and validated. These models allow for the prediction of the primary macrogeometric parameters of the deposited layer depending on the shielding gas composition and deposition parameters. Utilizing these models, an autonomous

computational algorithm has been created in the form of a Python module, which can serve as a technological foundation for integration into CAM systems.

The practical utility of this module lies in the automated determination of basic deposition toolpath parameters, particularly the step-over distance and the Z-axis increment. This enables the formalization of technological parameter selection, reduces the reliance of the outcome on the subjective experience of the operator, minimizes the number of trial depositions, and enhances the reproducibility of the WAAM structure design process.

In the first chapter, the relevance of using WAAM for HSLA steels is substantiated, and the key limitations of the method are identified. The thermohydrodynamics of the molten pool, the influence of thermocapillary Marangoni flows, and the evolution of oxide systems on the melt surface are analyzed. The problematic issues of the scale effect and the influence of cyber-physical mass transfer mechanisms on macrogeometry are formulated.

In the second chapter, the general research methodology is developed. The experimental robotic complex, the characteristics of the investigated materials (MoNiVa, ER70S-6), and the range of gas mixtures are described. An adapted methodology for cyber-physical registration of process telemetry and a computer vision algorithm for automated macrosection analysis are presented.

In the third chapter, the results of experimental studies on thermohydrodynamic patterns are outlined. A mathematical formalization of the influence of the thermophysical index and the gas activity index is provided. Bead macrogeometry, waviness, and energy efficiency are analyzed, revealing the "energy paradox". The effectiveness of the discrete-pulse CMT Cycle Step mode in overcoming the refractory oxide film barrier and suppressing porosity is proven.

In the fourth chapter, a correlation-statistical analysis is performed, identifying the degree of connection linearity, and thermokinematic and topological predictive models of macrogeometry are built. Multi-criteria process optimization is conducted using the Response Surface Methodology (RSM) to define the boundaries of the optimal technological window. The developed engineering methodology and a

prototype computational module designed for integration into industrial CAM environments are described.

Keywords: Wire arc additive manufacturing (WAAM), additive 3D technologies, high-strength steels, deposited metal, thin-walled parts, shielding gas, welding, Marangoni convection, thermal cycle, cold metal transfer, cyber-physical control, process parameters, residual porosity, geometry defect, mathematical modeling, statistical processing.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Kulykovskyi R., Krasnoselsky K. Modeling of the influence of shielding gas composition on the geometry of the deposited layer in wire arc additive manufacturing (WAAM). *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2026. No. 1. P. 68–78. DOI: 10.15588/1607-6885-2026-1-8.

2. Molochkov D., Krasnoselsky K. Shielding gas oxidation effects on geometry and energetics in wire arc deposition of high-strength steel. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2026. No. 2. P. 87–93. DOI: 10.15588/1607-6885-2026-2-10.

3. Красносельський К. В., Молочков Д. Є. Вплив вуглекислого газу на макроекономію та енергоефективність дротового адитивного виробництва. *Технічні науки та технології*. 2026. № 2(44). С. 178–188. DOI: 10.25140/2411-5363-2026-2(44)-178-188.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	17
Вступ.....	19
Розділ 1 ПРОБЛЕМИ КЕРУВАННЯ ФОРМОУТВОРЕННЯМ У ПРОЦЕСАХ електродУГОВОГО 3D-ДРУКУ.....	25
1.1 Сучасний стан розвитку технології WAAM, її можливості та обмеження	25
1.1.1 Вступ до глобального стану розвитку технології WAAM.....	25
1.1.2 Принцип керованого масопереносу Cold Metal Transfer (CMT)	27
1.2 Гідродинаміка та теплофізика зварювальної ванни: роль термокапілярних течій Марангоні у формуванні геометрії валика.	29
1.2.1 Гідродинаміка зварювальної ванни та термокапілярний ефект Марангоні.....	31
1.2.2 Відцентровий механізм термокапілярної конвекції в хімічно чистих системах.....	33
1.2.3 Доцентрова конвекція та реологічна роль кисню і сірки у зварювальній ванні	34
1.2.4 Гідродинамічна нестабільність Релея–Плато у стінках WAAM	35
1.3 Проблематика WAAM високоміцних низьколегованих (HSLA) сталей ..	37
1.3.1 Мікроструктурна еволюція сталей HSLA в умовах багаторазових термічних циклів WAAM.....	39
1.3.2 Роль мікролегуючих елементів (V, Mo, Ti) в управлінні фазовими перетвореннями	41
1.3.3 Проблема тугоплавкості та в'язкості	42
1.3.4 Побічні негативні явища (хвилястість та пористість)	45
1.3.5 Масштабний ефект акумуляції тепла та термомеханічна поведінка структур WAAM.....	46

1.3.6 Напружено-деформований стан багатошарових структур і обмеження перенесення зварювальних закономірностей на електродугове адитивне вирощування	49
1.4 Вплив складу захисного газу на енергетичні параметри дуги та перенесення металу	52
1.5 Постановка проблеми	57
1.6 Мета і завдання дослідження	60
1.7 Висновки розділу	61
Розділ 2 Матеріали, обладнання та методологія проведення досліджень	64
2.1 Характеристика досліджуваних матеріалів і захисних газових сумішей .	64
2.1.1 Характеристика присадних матеріалів (зварювальних дротів)	64
2.1.2 Характеристика захисних газових середовищ	66
2.2 Обладнання	68
2.3 Методика реєстрації та аналізу параметрів процесу WAAM	71
2.4 Методика підготовки макрошліфів та аналізу макрогеометрії зразків	74
2.5 Оцінка похибок вимірювань та розрахунку невизначеностей	80
2.5.1 Похибки прямих апаратних вимірювань	80
2.5.2 Невизначеність розрахункових (непрямих) величин	81
2.5.3 Статистична заява щодо числових даних	83
2.6 Висновки до розділу	83
Розділ 3 ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ЗАХИСНОГО СЕРЕДОВИЩА НА ФОРМУВАННЯ WAAM-СТРУКТУР	86
3.1 Теоретичне обґрунтування впливу термокапілярних течій на процеси просторового формоутворення	86
3.1.1 Математична формалізація термофізичних та хіміко-поверхневих ефектів	86
3.1.2 Аналітичне дослідження конкурентних гідродинамічних механізмів у зварювальній ванні	90

3.2	Комплексний аналіз впливу захисних середовищ Ar/CO ₂ на енергетичні та макрогеометричні параметри СМТ-WAAM низьковуглецевої сталі	95
3.2.1	Вплив окислювального потенціалу захисного середовища на макрогеометрію та стабільність формоутворення стінок	96
3.2.2	Телеметричний аналіз та кіберфізичні особливості енергетичних параметрів дуги процесу СМТ	100
3.2.3	Комплексний взаємозв'язок кіберфізичних, енергетичних та геометричних параметрів при WAAM низьковуглецевих сталей	104
3.2.4	Обговорення та технологічні обмеження дослідження	108
3.3	Аналіз макрогеометричних та енергетичних параметрів наплавлення сталі MoNiVa у безперервних СМТ-режимах	110
3.4	Кіберфізичне керування формоутворенням та термодинамікою легованих сталей (MoNiVa) у режимі СМТ Cycle Step	123
3.5	Комплексна оптимізація процесу WAAM для складнолегованої сталі MoNiVa: продуктивність, енергоефективність та якість формоутворення	138
3.5.1	Коефіцієнт корисної ширини як критерій якості поверхні	138
3.5.2	Диференціація технологічних вікон за типом архітектури	141
3.5.3	Просторове моделювання мультипрохідного формоутворення: комплексне порівняння стратегій вирощування	142
3.6	Висновки до розділу 3	146
Розділ 4	МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТА ПРАКТИЧНЕ ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ ХІМІКО-ТЕРМОДИНАМІЧНОГО КЕРУВАННЯ	149
4.1	Кореляційно-статистичний аналіз зв'язку параметрів процесу з макрогеометрією валика	149
4.2	Розробка предиктивних фізико-статистичних моделей	153
4.2.1	Математичне моделювання кіберфізичної адаптації масоподачі (Модель 1)	155

4.2.2	Термокінематична модель макрогеометрії для безперервних режимів (Модель 2 СМТ-С)	158
4.2.3	Топологічна модель макрогеометрії для дискретних режимів (Модель 2 СМТ-D).....	162
4.3	Багатокритеріальна математична оптимізація процесу	166
4.4	Прототипування інженерного алгоритму проєктування технології для інтеграції у САМ-системи	171
4.5	Висновки до розділу 4	177
	ВИСНОВКИ.....	180
	Список літератури	183

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- AB – адитивне виробництво
- AT – адитивна технологія (ї)
- AF – Acicular Ferrite (ацикулярний ферит)
- ALF – Allotriomorphic Ferrite (алотриоморфний ферит)
- CAD – Computer-Aided Design (система автоматизованого проектування)
- CAM – Computer-Aided Manufacturing (система автоматизованого виробництва / керування верстатами та роботами)
- CFD – Computational Fluid Dynamics (обчислювальна гідродинаміка)
- CMT – Cold Metal Transfer (процес керованого масопереносу з механічним реверсуванням дроту)
- CMT-C_H – Continuous High (безперервний масивний/потужний режим наплавлення CMT)
- CMT-C_L – Continuous Low (безперервний тонкостінний/слабкий режим наплавлення CMT)
- CMT-D_H – Discrete High (дискретний потужний режим CMT Cycle Step)
- CMT-D_L – Discrete Low (дискретний слабкий режим CMT Cycle Step)
- CTWD – Contact Tip to Work Distance (відстань від контактного наконечника до поверхні виробу)
- CV – Coefficient of Variation (коефіцієнт варіації ширини / показник макроскопічної хвилястості бічної поверхні)
- DC – Duty Cycle (робочий цикл тепловкладення у дискретному режимі)
- DED – Directed Energy Deposition (родина технологій прямого підведення енергії)
- FF – Form Factor (форм-фактор, відношення ширини валика до його висоти)
- GAI – Gas Activity Index (індекс газової активності)
- GMAW – Gas Metal Arc Welding (процес електродугового зварювання плавким електродом у середовищі захисних газів)

GTAW – Gas Tungsten Arc Welding (процес електродугового зварювання неплавким електродом)

GTI – Gas Thermophysical Index (термофізичний індекс газу)

HAZ – Heat-Affected Zone (зона термічного впливу)

HI – Heat Input (лінійне тепловкладення)

HSLA – High-Strength Low-Alloy (високоміцні низьколеговані сталі)

LPBF – Laser Powder Bed Fusion (лазерне пошарове синтезування на порошковій підкладці)

PAW – Plasma Arc Welding (плазмове дугове зварювання)

RMSE – Root Mean Square Error (середньоквадратична похибка прогнозування)

RSM – Response Surface Methodology (методологія поверхонь відгуку)

TS – Travel Speed (кінематична швидкість переміщення зварювального пальника)

VED – Volumetric Energy Density (питома об'ємна енергоємність наплавлення)

WAAM – Wire and Arc Additive Manufacturing (електродугове адитивне виробництво на основі плавкого дроту)

WFS – Wire Feed Speed (номінальна швидкість подачі присадного дроту)

ВСТУП

Актуальність роботи Електродугове адитивне вирощування (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) є одним з найбільш перспективних напрямків у виробництві великогабаритних металевих деталей. Його впровадження зумовлене високою продуктивністю наплавлення, майже стовідсотковим коефіцієнтом використання матеріалу та можливістю інтеграції стандартного зварювального обладнання з роботизованими системами. Ця технологія викликає особливий інтерес у машинобудуванні та аерокосмічній галузі, де поряд із швидкістю критично важливими є керованість теплового стану та стабільність пошарового формоутворення.

На сучасному етапі одним із найактуальніших векторів розвитку WAAM є перехід до використання високоміцних низьколегованих (HSLA) сталей, зокрема типу MoNiVa. Проте, багатошаровий друк складнолегованих систем супроводжується комплексом термогідродинамічних викликів. Головними перешкодами залишаються масштабний ефект безперервної акумуляції тепла, що спричиняє деградацію макрогеометрії, та утворення тугоплавких оксидних плівок (на базі ванадію та молібдену) при взаємодії розплаву з активними захисними газами. Ці плівки порушують дію термокапілярних сил, перешкоджають нормальному сплавленню шарів і провокують капілярну нестабільність (блукання дуги/валика та хвилястість).

В існуючій практиці керування роботизованими комплексами склад захисного газу та його термодинамічний вплив на ванну розплаву часто розглядаються як пасивний фон, а САМ-системи обмежуються лише розрахунком кінематичних змінних. Водночас, емпіричний підбір параметрів та газових сумішей вже не здатний забезпечити прецизійний контроль (наближену до кінцевої форму) для сталей із високов'язкою реологією рідкої фази. Відповідно, розробка комплексного підходу, який би математично пов'язав термофізику захисних газів із кіберфізичними імпульсними алгоритмами керування масопереносом для подолання реологічних бар'єрів і забезпечення

стабільного формоутворення, є своєчасною та актуальною науково-технічною задачею.

Мета дослідження полягає у встановленні науково обґрунтованих фізико-технологічних закономірностей сумісного впливу активного захисного середовища та енергетики дугового розряду на реологію ванни розплаву, а також розробці на їхній основі комплексної інженерної методики кіберфізичного керування просторовим формоутворенням багат шарових стінок при електродуговому адитивному вирощуванні високоміцних низьколегованих сталей для забезпечення стабільної макрогеометрії деталей без проведення попередніх натурних випробувань.

Для досягнення поставленої мети поставлено і вирішено такі завдання:

1. Розроблено узагальнений фізико-математичний підхід та напівемпіричну модель для формалізації термогідродинамічної ролі захисного газу як самостійного інструменту впливу на геометрію наплавлення, шляхом введення нових інтегральних критеріїв: термофізичного індексу газу та індексу газової активності.
2. Встановлено експериментальним шляхом закономірності впливу широкого градієнта концентрації вуглекислого газу в аргоні на макрогеометрію багат шарових стінок для еталонної та складнолегованої (MoNiVa) сталей з метою виявлення масштабного ефекту теплової інерції та визначення реологічних обмежень, викликаних формуванням тугоплавких оксидних плівок.
3. Досліджено кіберфізичні характеристики процесу на основі високочастотного логування внутрішньої телеметрії джерела живлення для кількісної фіксації явищ адаптивного дроселювання та форсування масоподачі, а також розкриття механізму високоенергетичного пробиття оксидних плівок у дискретно-імпульсному режимі CMT Cycle Step.
4. Побудовано предиктивні багат факторні поліноміальні моделі макрогеометрії (висоти шару та ширини валика) із врахуванням перехресних членів взаємодії енергетики дуги та складу газу, та виконати

багатокритеріальну оптимізацію простору допустимих рішень для визначення раціонального технологічного вікна параметрів.

5. Створено та валідовано комплексну інженерну методику і кіберфізичний алгоритм автоматизованого проектування технології WAAM у вигляді автономного програмного модуля для інтеграції у сучасні САМ-системи, що гарантує бездефектне формування цільової 3D-структури.

Об'єктом дослідження є процес вільного просторового формоутворення багат шарових металевих структур методом електродугового адитивного виробництва (WAAM).

Предметом дослідження є закономірності впливу складу захисного газового середовища та кіберфізичних параметрів управління дискретним і безперервним масопереносом на термогідродинаміку зварювальної ванни, енергетичний баланс та геометричну стабільність наплавлених стінок зі складнолегованих високоміцних сталей.

Методи дослідження. Робота базується на комплексному поєднанні методів теоретичної фізики (термогідродинаміка, сили Марангоні), фізичного експерименту та математичного моделювання. Фізичне моделювання формоутворення здійснювалося на базі роботизованого комплексу (маніпулятор Yaskawa MH1440) та інверторної кіберфізичної системи Fronius TPS 500i CMT з точним газовим змішувачем. Для аналізу енергетичного балансу застосовано логування з частотою 10 Гц внутрішньої телеметрії джерела живлення із обробкою масивів даних скриптами Python. Оцінка макрогеометрії та внутрішньої дефектності (пористості) виконувалась за розробленим алгоритмом комп'ютерного зору (OpenCV, метод Оцу, аналіз Сузукі). Математичне оброблення результатів включало кореляційний аналіз Пірсона, побудову багат факторних регресійних поліноміальних моделей другого порядку та багатокритеріальну оптимізацію методом поверхонь відгуку (RSM) з накладанням контурів.

Наукова новизна:

1. Уперше для умов електродугового адитивного вирощування багат шарових структур із високоміцних низьколегованих сталей типу MoNiVa формалізовано роль захисного газового середовища як активного технологічного чинника керування формоутворенням. Встановлено, що зміна вмісту CO₂ у сумішах Ar/CO₂ впливає на окиснювальний потенціал дугового середовища, термокапілярні течії у ванні розплаву та макрогеометричні параметри наплавленого шару.
2. Уточнено закономірності прояву масштабного ефекту газової активності в умовах тонкостінного WAAM. Показано, що за низького тепловкладення підвищення активності газового середовища може обмежувати конвективний перерозподіл металу та спричиняти зменшення площі поперечного перерізу наплавленого шару.
3. Уперше в межах досліджених режимів CMT-WAAM для сталей типу MoNiVa зафіксовано та математично описано ефект, визначений у роботі як «енергетичний парадокс WAAM», коли режими з нижчим лінійним тепловкладенням можуть формувати вищу питому об'ємну енергоемність через зміну фактичної масоподачі та умов горіння дуги.
4. Обґрунтовано механізм підвищення стабільності формоутворення наплавленого шару зі сталей типу MoNiVa шляхом застосування дискретно-імпульсного режиму CMT Cycle Step. Показано, що імпульсний характер масопереносу та короткочасні піки струму створюють локальний електродинамічний вплив на ванну розплаву, сприяють зменшенню негативного впливу тугоплавких оксидних плівок на основі молібдену і ванадію та забезпечують стабілізацію макрогеометрії наплавленої стінки.
5. Набули подальшого розвитку методи прогнозування макрогеометрії WAAM-структур шляхом побудови багатofакторних прогностичних моделей, які враховують взаємодію складу захисного газового середовища, енергетичних параметрів процесу та режиму керованого масопереносу.

Практичне значення одержаних результатів полягає у визначенні раціонального технологічного оптимуму для адитивного вирощування сталей типу MoNiVa: дискретний режим CMT Cycle Step CMT-D_Н в середовищі 5–10% CO₂ при тепловкладенні 310...330 Дж/мм. Це забезпечує вирощування деталей з наближеною до кінцевої формою із коефіцієнтом корисної ширини понад 95%, повною відсутністю макропористості та мінімальними припусками на обробку. Розроблено та валідовано високоточні поліноміальні прогностичні моделі (скоригований коефіцієнт детермінації $R_{adj}^2 = 0,998$), на базі яких створено автономний програмний алгоритм (модуль Python). Даний модуль інтегрується у САМ-системи як технологічний постпроцесор, що автоматично розраховує крок зсуву та інкремент підйому по осі Z, повністю виключаючи суб'єктивний фактор оператора та необхідність у тестових наплавленнях.

Особистий внесок здобувача. Усі наукові положення, результати досліджень, висновки та рекомендації, викладені в дисертаційній роботі, отримані особисто здобувачем. Самостійно сформульовано мету та завдання дослідження, виконано огляд і аналіз вітчизняних та закордонних наукових джерел щодо процесів електродугового адитивного виробництва (WAAM) та реологічних особливостей формоутворення просторових конструкцій із високоміцних сталей. Здобувачем розроблено план експериментальних досліджень, здійснено роботизоване наплавлення дослідних зразків із низьковуглецевої та складнолегованої (MoNiVa) сталей у різних режимах за умов широкого градієнта захисних газових середовищ, проведено реєстрацію телеметрії процесу та цифрову обробку геометричних параметрів на основі розроблених алгоритмів комп'ютерного зору.

Особисто побудовано багатфакторні поліноміальні регресійні моделі другого порядку, виконано статистичний та кореляційний аналіз сумісного впливу складу захисного газу (концентрації CO₂) та лінійного тепловкладення дуги на ширину, висоту, форм-фактор валика, показники бічної хвилястості та питому об'ємну енергоємність наплавлення. Здобувачем реалізовано процедуру багатокритеріальної оптимізації простору допустимих рішень із використанням

методології поверхонь відгуку та методу накладання контурів для визначення раціонального технологічного вікна параметрів. На основі отриманих результатів сформульовано комплексну інженерну методику, кіберфізичний алгоритм та функціональний програмний Python-модуль для автоматизованого проектування траєкторій інструменту в САМ-системах з метою забезпечення покращеної макрогеометрії виробів.

Апробація результатів дисертації. Основні наукові положення та практичні результати дисертаційної роботи доповідалися й обговорювалися на XVI Міжнародній науково-практичній конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем» (КЗЯТПС – 2026), м. Чернігів, 21–22 травня 2026 р., та Міжнародній науково-практичній конференції «Сучасні технології промислового комплексу – 2025», м. Херсон – м. Хмельницький, 2025 р. За результатами апробації опубліковано тези доповідей у матеріалах зазначених конференцій.

Публікації. За темою дисертації опубліковано 5 наукових праць: 3 статті у фахових виданнях України; 2 тез доповідей на міжнародних наукових конференціях.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, 4 розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел. Загальний обсяг дисертації становить 193 сторінки, у тому числі основного тексту дисертації 164 сторінки, 40 рисунків, 13 таблиць і список використаних джерел із 93 бібліографічних найменувань.

РОЗДІЛ 1 ПРОБЛЕМИ КЕРУВАННЯ ФОРМОУТВОРЕННЯМ У ПРОЦЕСАХ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО 3D-ДРУКУ

1.1 Сучасний стан розвитку технології WAAM, її можливості та обмеження

1.1.1 Вступ до глобального стану розвитку технології WAAM

Сучасний ландшафт адитивного виробництва металевих виробів характеризується стрімким переходом від етапу створення прототипів до повноцінного промислового виготовлення функціональних великогабаритних конструкцій, здатних витримувати значні експлуатаційні навантаження [1–3]. У цьому контексті технологія електродугового адитивного виробництва (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM), що належить до родини процесів прямого підведення енергії (Directed Energy Deposition, DED), займає провідні позиції завдяки високій продуктивності та економічній доцільності [4]. Глобальні дослідження підтверджують, що WAAM дозволяє досягати швидкості нанесення матеріалу на рівні 5–8 кг/год, що у кілька разів перевищує продуктивність порошкових лазерних або електронно-променевих методів [5]. При цьому коефіцієнт використання матеріалу наближається до 100%, а витрати на обладнання та знос інструментів зводяться до мінімуму порівняно з іншими технологіями металевого 3D-друку [6–8].

Залежно від механізму подачі теплової енергії і присадного матеріалу, WAAM може базуватися на електродуговому зварюванні плавким електродом в середовищі захисних газів (GMAW), електродуговому зварюванні неплавким електродом в середовищі захисних газів (GTAW) та плазмовому дуговому зварюванні (PAW) [9, 10]. Серед них технологія на базі GMAW виділяється найвищою швидкістю наплавлення та можливістю використання стандартних комерційних зварювальних дротів, що робить її особливо привабливою для важкої машинобудівної та аерокосмічної галузей. Однак висока швидкість масопереносу в GMAW супроводжується серйозними проблемами стабільності

процесу, надмірним утворенням бризок та складністю контролю тепловкладення під час багат шарового вирощування [11, 12].

Початковий етап розвитку досліджень у галузі WAAM був зосереджений переважно на доведенні загальної технологічної спроможності методу. Фундаментальні оглядові праці окреслили як безперечні переваги, так і основні обмеження процесу, серед яких виділяються недостатня геометрична точність, хвилястість поверхні, нестабільність форми валика та необхідність у додаткових заходах забезпечення якості через вплив складної термічної історії [5, 10, 13–15]. Подальший розвиток наряду призвів до переходу від загального технологічного опису до системного аналізу теплофізичних факторів. Геометрію наплавлення почали розглядати не як механічний результат масоподачі, а як інтегральний показник тепломасопереносу та кінетики кристалізації [10, 13–17].

На сучасному етапі одним із найперспективніших напрямів є застосування WAAM для виготовлення деталей із високоміцних низьколегованих сталей (High-Strength Low-Alloy, HSLA) [6, 18]. Ці сталі забезпечують виняткове поєднання високої границі міцності, межі плинності та в'язкості руйнування, що досягається шляхом прецизійного мікролегування елементами, такими як ванадій, молібден, титан, ніобій та хром, при зниженому (зазвичай <0.1 мас.%) вмісті вуглецю [19, 20]. Проте перенесення технології WAAM на складнолеговані сталі типу MoNiVa супроводжується комплексом фізико-хімічних викликів.

Головним недоліком, що перешкоджає їх масовому впровадженню як одного з найперспективніших напрямів металевого 3D-друку [21], залишається низька розмірна точність та значна хвилястість бічних поверхонь [13, 22]. Оскільки процес ґрунтується на вільному формоутворенні без застосування підтримуючих форм, контроль за фінальними розмірами деталі зводиться до керування гідродинамікою рідкої зварювальної ванни. У багат шаровому процесі навіть незначні відхилення в геометрії окремого проходу (ширини валика та висоти шару) неминуче накопичуються, що призводить до значного

погіршення загальної якості вирощуваного компонента та вимагає великих припусків на механічну обробку [23].

На макрогеометрію стінок у WAAM критично впливають два фактори. По-перше, виникає «масштабний ефект» – безперервна акумуляція тепла шар за шаром, яка радикально змінює швидкість охолодження та впливає на реологію розплаву [24]. Додатково форму ванни визначають електромагнітні сили (Лоренца), тиск плазмової дуги та гравітація [25]. По-друге, наявність у сталях HSLA тугоплавких легуючих металів (V, Mo) та їх реакція з активними захисними газами призводять до утворення складних шлакових систем та стійких оксидних плівок. Ці плівки перешкоджають нормальному сплавленню шарів, порушують дію термокапілярних сил Марангоні та провокують гідродинамічну нестабільність. Тривалий час склад захисного газу розглядався у моделях WAAM виключно як фонові умова, що є серйозним недоліком при роботі з легованими сталями [26].

Для подолання цих обмежень світова індустрія активно шукає багаторівневі підходи. Вони охоплюють як хіміко-термодинамічне регулювання (оптимізацію складу захисного газу для керування конвекцією Марангоні), так і інтеграцію передових кіберфізичних систем керування (наприклад, використання дискретно-імпульсних режимів перенесення металу), здатних подолати гідродинамічну нестабільність та електродинамічно зруйнувати оксидні бар'єри на поверхні ванни [13].

1.1.2 Принцип керованого масопереносу Cold Metal Transfer (CMT)

Для вирішення фундаментальної проблеми акумуляції тепла, притаманної класичним дуговим процесам, у технології WAAM було впроваджено концепцію контрольованого масопереносу, найдосконалішою комерційною реалізацією якої є процес Cold Metal Transfer (CMT) від компанії Fronius. Ця технологія є глибокою кіберфізичною еволюцією класичного зварювання короткими замиканнями, проте принципово відрізняється від нього механізмом

відокремлення краплі. У традиційному процесі GMAW присадний дріт подається у зварювальну ванну неперервно. Після торкання розплаву і виникнення короткого замикання мікропроцесор джерела живлення різко підвищує струм, що генерує потужні електромагнітні сили Пінча (Пінч-ефект). Ці сили стискають і розривають шийку рідкої перемички, що неминуче супроводжується значним виділенням джоулевого тепла, перегрівом ванни та утворенням великої кількості бризок через вибухоподібний характер руйнування рідкого металу [27, 28].

Натомість система СМТ функціонує за принципом апаратної синхронізації електричних параметрів дуги з високоточною реверсивною кінематикою механізму подачі дроту. Електронний контролер джерела живлення здійснює безперервний моніторинг динамічного опору дугового проміжку. Як тільки фіксується факт контакту дроту з розплавом (початок фази короткого замикання), синергетичний алгоритм миттєво знижує зварювальний струм практично до нульових значень [29]. Одночасно з цим механічний привод пальника змінює напрямок руху і фізично відтягує дріт назад. Цей високочастотний реверсивний рух відбувається з частотою від 50 до 170 Гц, завдяки чому крапля відривається від торця електрода виключно механічним шляхом за рахунок сил поверхневого натягу ванни та інерції, без участі електромагнітного вибуху. Після успішного відокремлення краплі дріт знову подається вперед, дуга повторно запалюється черговим імпульсом, плавлячи нову порцію металу, і цикл повторюється.

Заміна електричного відриву на механічний має два критичні макрогеометричні та металургійні наслідки для адитивного виробництва. По-перше, виключення піків струму короткого замикання дозволяє знизити загальне лінійне тепловкладення у деталь на 20–33% порівняно зі стандартними процесами GMAW, а також гарантує практично повну відсутність розбризкування (до 99%) та ідеальну просторову стабільність зварювальної ванни [30]. По-друге, зниження температурного градієнта та зменшення об'єму внесеної енергії є критично важливим фактором при наплавленні високоміцних

низьколегованих сталей (HSLA). Жорсткий контроль термічного циклу дозволяє уникнути надмірної рекристалізації та росту зерна у раніше наплавлених шарах, запобігає термічній деградації структури та сприяє збереженню дрібнозернистої мікроструктури, яка є запорукою високих механічних властивостей вирощеного компонента [31–33].

1.2 Гідродинаміка та теплофізика зварювальної ванни: роль термокапілярних течій Марангоні у формуванні геометрії валика.

Сучасний стан розвитку адитивних технологій показує, що просторова макрогеометрія та розмірна точність виробів у технології WAAM безпосередньо визначаються еволюцією ванни розплавленого металу під дією рухомого джерела тепла. На відміну від процесів із суворо локалізованою ванною розплаву екстремально малого об'єму, таких як лазерне пошарове синтезування на порошковій підкладці (LPBF), задачу стабілізації форми при електродуговому наплавленні слід розглядати як складну проблему нестационарної термогідродинаміки з вільною поверхнею [13, 21]. Кінцевий профіль та геометрична регулярність наплавленого валика є результатом складної нелінійної взаємодії сил поверхневого натягу, в'язкого тертя, сили тяжіння, гідродинамічного імпульсу перенесення електродних крапель та загального теплофізичного стану зварювальної ванни [34–36]. З цієї причини в сучасній науковій парадигмі електродугового 3D-друку все частіше звертається увага на те, що захисне газове середовище повинно розглядатися не як пасивна допоміжна умова процесу, а як активний інструмент прецизійного термодинамічного керування морфологією ванни розплаву [37].

Окремий і більш прикладно орієнтований етап розвитку цього наукового напрямку складають роботи, присвячені безпосередньому вивченню впливу складу захисного газу на стабільність формоутворення стінок із різних конструкційних матеріалів. Зокрема, для адитивного вирощування деталей із корозійностійких нержавіючих сталей було запропоновано методологію

обґрунтованого вибору багатокомпонентних газових сумішей на основі аргону з урахуванням регулярності перенесення металу, геометричних характеристик та металургійних особливостей наплавлених поверхонь [26]. При дослідженні процесів електродугового наплавлення з використанням бінарних сумішей типу $\text{Ar}+\text{CO}_2$ експериментально підтверджено, що керовані зміни у складі захисної атмосфери суттєво модулюють локальний тепловий режим, змінюють локальну морфологію наплавлення та якість побудови складних просторових геометрій [38]. Подібні закономірності зафіксовано також при великогабаритному адитивному виробництві елементів із мартенситної сталі марки 410, де було встановлено, що фізико-хімічна природа газової суміші визначає не лише еволюцію мікроструктури та комплекс механічних властивостей, але й загальну стабільність процесу, яка безпосередньо корелює з макроморфологією стінок [39]. На додачу, при друці тонкостінних алюмінієвих структур методом WAAM було експериментально продемонстровано критичну важливість параметрів додаткового газового захисту, який безпосередньо впливає на регулярність відокремлення крапель, хімічну чистоту поверхні та підсумкову геометричну якість шарів [40]. Сукупність цих прикладних робіт переконливо доводить, що захисний газ у технологіях WAAM виступає одним із визначальних чинників формоутворення. Однак більшість існуючих досліджень мають переважно експериментальний характер і обмежуються констатацією геометричних трендів для конкретних матеріалів та режимів роботи, не надаючи узагальненого теоретичного опису реології розплаву.

Фундаментальні фізичні основи зазначеного впливу були закладені значно раніше в класичних дослідженнях теорії та фізики дугового зварювання. Так, робота Піреса, Квінтіно та Міранди переконливо продемонструвала, що склад і термофізичні властивості газових сумішей чинять суттєвий вплив на стабільність горіння дуги, просторові режими перенесення електродного металу та загальні технологічні характеристики процесів GMAW [41]. У свою чергу, комплексний аналіз впливу різноманітних захисних газів на зварювальні процеси, представлений у роботах Каха та Мартікайнена, дозволив

систематизувати теплофізичну роль газових компонентів в енергетичному балансі дугового розряду [42]. Для сучасних застосувань у галузі WAAM ці дослідження мають фундаментальне методологічно-теоретичне значення, оскільки вони пояснюють двоканальну природу впливу захисного середовища не лише через енергетику і просторове стиснення плазмового стовпа дуги, але й через перебудову потоків усередині зварювальної ванни під дією поверхневих сил. Найбільш вагоме значення для розвитку теорії адитивного формоутворення мають дослідження Лу, Фуджі та Ногі, в яких було строго доведено, що навіть мінімальні добавки активних газів CO_2 або O_2 до інертного аргону кардинально змінюють концентрацію розчиненого кисню у розплавленому металі. Це призводить до інверсії температурного коефіцієнта поверхневого натягу і повністю змінює характер термокапілярної конвекції Марангоні, радикально трансформуючи форм-фактор зварювальної ванни та глибину її проплавлення [34]. Цей відомий у зварювальній науці феномен поклав початок сучасному науковому напрямку, який пов'язує фізико-хімічні властивості газового середовища з макроскопічною геометрією та шорсткістю вирощених шарів через закони нестационарної термогідродинаміки рідкої ванни розплаву.

1.2.1 Гідродинаміка зварювальної ванни та термокапілярний ефект Марангоні

Забезпечення прецизійного контролю геометричних параметрів наплавленого валика та просторової стабільності багат шарового вирощування в процесах WAAM вимагає глибокого фундаментального аналізу фізико-хімічних та гідродинамічних явищ, що протікають усередині металургійної ванни розплаву. Рідкий метал у межах рідкої фази не є статичним середовищем; він перебуває у стані безперервного, високоінтенсивного та турбулентного руху, зумовленого сукупністю зовнішніх та внутрішніх силових факторів. Термокінетичний аналіз тепломасопереносу показує, що перенесення теплової енергії в об'ємі рідкого розплаву відбувається переважно за рахунок вимушеної та природної конвекції, яка за своїм внеском суттєво домінує над класичною

молекулярною теплопровідністю базового матеріалу [43]. Головною рушійною силою, яка визначає архітектуру конвективних потоків та просторову еволюцію контуру ванни, виступає термокапілярний ефект, відомий у фізиці рідин як ефект Марангоні [25, 44, 45].

Механізм ініціювання конвекції Марангоні базується на виникненні стійкого просторового градієнта поверхневого натягу на межі поділу фаз «рідина – газ». Цей градієнт безпосередньо генерується екстремальним нерівномірним розподілом температур між гарячим геометричним центром ванни розплаву, який знаходиться безпосередньо під дією стовпа плазми зварювальної дуги і характеризується найвищими термічними показниками, та її відносно холодними периферійними ділянками, де температура металу наближається до точки солідусу. У математичному моделюванні процесів тепломасопереносу на основі рівнянь Нав'є–Стокса для нестисливої в'язкої рідини, цей термокапілярний ефект формалізується через граничні умови на вільній поверхні. Об'ємне джерело в рівнянні імпульсу для дотичних напружень на дзеркалі ванни визначається саме напруженням Марангоні, яке прирівнюється до просторового градієнта поверхневого натягу [43]. Інтенсивність цього процесу в безрозмірній формі описується числом Марангоні (Ma), яке визначає співвідношення між термокапілярними силами та силами в'язкого тертя в розплаві.

Ключовим фізико-хімічним параметром, що визначає не лише інтенсивність, але й просторовий напрямок конвективних потоків Марангоні, є температурний коефіцієнт поверхневого натягу рідкого металу ($\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ або $\frac{\partial \sigma}{\partial T}$) [46]. Знач і абсолютна величина цього коефіцієнта не є константами для металевих сплавів, а кардинально залежать від хімічного складу розплаву, зокрема від концентрації розчинених поверхнево-активних елементів. Для сталей, особливо складнолегованих марок високої міцності, найсильнішими поверхнево-активних елементів, здатними радикально перебудувати термогідродинамічне поле ванни розплаву, виступають кисень та сірка [25, 47]. Наявність або відсутність цих елементів у кількостях, що перевищують критичні порогові значення, визначає,

за яким саме гідродинамічним сценарієм – відцентровим чи доцентровим – відбуватиметься перерозподіл теплової енергії дуги, що безпосередньо формує кінцеве аспектне відношення ширини до висоти наплавленого шару.

1.2.2 Відцентровий механізм термокапілярної конвекції в хімічно чистих системах

За умов високої металургійної чистоти сплаву, що наплавляється, тобто за повної відсутності або при концентрації поверхнево-активних домішок нижче критичного порогового рівня, температурний коефіцієнт поверхневого натягу рідини є строго від'ємною величиною ($\frac{\partial \sigma}{\partial T} < 0$) [43]. З погляду термодинаміки поверхонь це свідчить про те, що з підвищенням локальної температури розплаву його поверхнева енергія монотонно знижується. Відповідно, у високотермічній центральній зоні зварювальної ванни, яка зазнає безпосереднього енергетичного впливу стовпа дуги, поверхневий натяг досягає свого мінімуму, тоді як на відносно холодній периферії поблизу лінії солідусу фіксуються його максимальні значення.

Утворений у такий спосіб просторовий градієнт капілярних сил генерує напруження Марангоні, які спрямовані від зон із меншим поверхневим натягом до зон із більшим натягом. Ці зсувні сили примусово захоплюють і тягнуть верхні шари рідкого металу від гарячого геометричного центру ванни розплаву назовні – до її бокових меж. Сформований відцентровий гідродинамічний потік виступає основним конвективним каналом перерозподілу тепла, ефективно транспортуючи теплову потужність дуги до твердих бічних стінок кристалізації.

Наслідком функціонування відцентрового механізму конвекції в процесах просторового формоутворення WAAM є специфічна еволюція геометричного профілю шару. Оскільки більша частина теплоти розсіюється у радіальному напрямку, ванна розплаву характеризується обмеженою проникаючою здатністю у глибину підкладки (або попереднього шару) при значному латеральному розтіканні рідкого металу. Морфологічно такий наплавлений валик є мілким та

плоским і характеризується високим аспектним відношенням ширини до висоти (W/h), що необхідно враховувати при моделюванні перекриття суміжних проходів [43].

1.2.3 Доцентрова конвекція та реологічна роль кисню і сірки у зварювальній ванні

За наявності у розплаві навіть незначних порцій поверхнево-активних домішок гідродинамічна картина у зварювальній ванні зазнає кардинальної перебудови. Результати чисельних і експериментальних досліджень підтверджують, що абсорбція вільного атомарного кисню, який постачається в зону плавлення внаслідок дисоціації компонентів захисного газу або флюсу, понад критичний пороговий рівень зумовлює інверсію термокапілярних сил, змінюючи знак температурного коефіцієнта поверхневого натягу з від'ємного на додатний ($\frac{\partial \gamma}{\partial T} < 0$) [34]. Для більшості чистих залізовуглецевих сплавів, нержавіючих та низьколегованих сталей критична межа концентрації розчиненого кисню, за якої відбувається зазначена перебудова, становить приблизно 70–150 ppm (мільйонних часток) [34].

За умов формування додатного температурного коефіцієнта поверхнева енергія рідкого металу набуває свого максимуму безпосередньо в перегрітому геометричному центрі ванни, тобто в зоні найінтенсивнішої дії плазмового стовпа дуги. Внаслідок цього виникає інверсований доцентровий, направлений всередину, гідродинамічний потік: високошвидкісні шари розплаву рухаються від відносно холодних периферійних меж ванни до її гарячої осьової лінії, де вони стикаються і під дією неперервного імпульсу спрямовуються вертикально вниз, безпосередньо до кристалізаційного дна ванни [34]. Така доцентрова конвекція трансформується в ефективний і концентрований механізм транспортування теплової енергії дуги вглиб базового матеріалу або раніше вирощених шарів, результатом чого є формування відносно вузької, але глибокої зварювальної ванни, яка відзначається низьким аспектним відношенням ширини

до висоти (W/h) та високою проникаючою здатністю [34]. Сучасні математичні моделі з урахуванням конвекції Марангоні та парціального тиску кисню демонструють надзвичайно високий ступінь кореляції з експериментальними макрошліфами поперечних перерізів, що безапеляційно підтверджує домінуючу роль внутрішньої гідродинаміки у процесах контролю кінцевої макрогеометрії наплавлення [24].

Необхідно підкреслити, що загальний рівень лінійного тепловкладення також перебуває у строгому математичному взаємозв'язку з інтенсивністю ефекту Марангоні. Зі збільшенням теплової потужності дугового розряду пропорційно зростають локальні температурні градієнти, що безпосередньо веде до зростання безрозмірного числа Марангоні, яке характеризує співвідношення між термокапілярними силами та силами в'язкого тертя [43]. Високі значення числа Ma математично свідчать про перехід гідродинамічного режиму до фази високоінтенсивної конвекції, яка суттєво збільшує геометричні розміри рідкої фази та трансформує аспектне відношення валика (W/h) [43]. Таким чином, цілеспрямоване регулювання хімічного стану дзеркала ванни за допомогою оптимізації складу захисної газової суміші або легування присадного дроту, у поєднанні з контролем погонної енергії дуги, дозволяє здійснювати прецизійне термодинамічне керування просторовою морфологією адитивного виробу [43].

1.2.4 Гідродинамічна нестабільність Релея–Плато у стінках WAAM

Одним із найбільш критичних деструктивних чинників, що перешкоджають одержанню прецизійної макрогеометрії та суворій пошаровій повторюваності бічних поверхонь (особливо під час друку тонкостінних вертикальних і просторових елементів), виступає фундаментальне явище капілярної гідродинаміки – капілярна нестабільність Релея–Плато [48]. З погляду фізики рідкого стану, наплавлений металевий валик у процесі свого формування та до моменту початку фази кристалізації являє собою протяжний напівциліндричний стовп розплаву, який спирається на тверду підкладку або

поверхню попереднього шару. Відповідно до засад класичної термодинаміки та принципів мінімізації ізобарно-ізотермічних потенціалів, будь-яка рухома рідина з вільною поверхнею прагне набутися геометричної конфігурації, яка забезпечує глобальний мінімум її сумарної поверхневої енергії, тобто форми сфери [48].

Математичний аналіз аспектного відношення площі вільної поверхні до об'єму для протяжного рідкого циліндра ($\frac{A_{cyl}}{V_{cyl}}$) та ізольованої сфери ($\frac{A_{sph}}{V_{sph}}$) показує, що для рідкого циліндричного тіла радіусом R і довжиною L просторовий розпад на індивідуальні сферичні фрагменти радіусом r_{sph} стає термодинамічно неминучим та енергетично вигідним, якщо довжина хвилі капілярного збурення перевищує довжину кола його поперечного перерізу ($L > 2\pi R$) [48]. У контексті вільного адитивного формоутворення це означає, що як тільки довжина розплавленого рідкого хвоста зварювальної ванни перевищує зазначену критичну межу (що відповідає довжині хвилі критичного збурення $\lambda_c = \frac{2}{\pi R}$), гідродинамічна система втрачає свою стабільність. За таких умов будь-які випадкові стохастичні флуктуації амплітуди дуги або коливання тиску плазми починають експоненційно зростати у часі, спричиняючи хвилеподібну модуляцію поздовжнього профілю валика [49].

У широкому спектрі процесів металевго адитивного виробництва (включно з дуговим наплавленням WAAM та висококонцентрованим лазерним плавленням LPBF) зазначена особливість капілярного розпаду проявляється у формі макроскопічних дефектів типу хампінг (humping, хвилеподібна нестабільність наплавленого металу, хвилястість валику вздовж траєкторії наплавлення), повного розриву суцільного треку на ізольовані сферичні утворення або утворення періодичних хвилястих викривлень осі вирощуваного елемента [50]. Швидкість еволюції та крок зростання цієї капілярної нестабільності описуються як складна функція багатьох фізико-хімічних змінних, серед яких визначальну роль відіграють мікроскопічний поверхневий натяг, густина розплаву та його кінематична в'язкість, які інтегрально

виражаються через безрозмірне число Онезорге ($Oh = \frac{\mu}{\sqrt{\rho\sigma D}}$), а також щільність енергетичного впливу дуги та сумарний час перебування металу у рідкотекучому стані [51]. Крім того, при наближенні геометричних параметрів до наномасштабних величин, термічні флуктуації (що формалізуються стохастичним числом Вебера We) здатні значно інтенсифікувати процес капілярного розриву циліндричного стовпа рідини на індивідуальні краплі [51].

Для традиційного безперервного процесу WAAM, що функціонує в режимах із високим рівнем лінійного тепловкладення, формування довгого, перегрітого розплавленого хвостовика зварювальної ванни створює ідеальні фізичні умови для безперешкодного розвитку нестабільності Релея–Плато та колапсу стінки [50]. Єдиним ефективним технологічним способом обмеження капілярного розпаду наплавленого матеріалу є штучне обмеження часу існування металу у рідкому стані за рахунок форсування швидкості кристалізації, а також примусове просторове обмеження довжини рідкого циліндра, що досягається шляхом переходу до інтелектуальних дискретно-імпульсних або кіберфізичних режимів наплавлення порцій металу [50].

1.3 Проблематика WAAM високоміцних низьколегованих (HSLA) сталей

Впровадження високоміцних низьколегованих (HSLA) сталей у технологію WAAM становить окремий, специфічний спектр науково-технологічних викликів, який наразі залишається поза належною увагою у профільній науковій літературі [18, 52–54]. Застосування таких складнолегованих систем, зокрема сталей типу MoNiVa, вносить додатковий рівень термодинамічної складності у процеси просторового формоутворення. Окремим критичним чинником при цьому є те, що легуючі елементи у поєднанні з активним захисним газом схильні формувати стійкі та термодинамічно міцні оксидні плівки безпосередньо на поверхні ванни розплаву [55]. На відміну від простих силікатних шлаків, характерних для традиційних низьковуглецевих сталей, ці оксидні утворення локально та радикально змінюють в'язкість

зварювальної ванни, виступаючи жорстким механічним бар'єром. Вони суттєво обмежують латеральне розтікання металу, погіршують міжшарове змочування та когезійне зчеплення, що спричиняє появу бічних впадин, стохастичної хвилястості або дефектів неповного сплавлення шарів.

З іншого боку, термічний стан процесу зазнає суттєвого перехресного впливу внаслідок дії кіберфізичних факторів та синергетичних алгоритмів сучасних інверторних джерела живлення (таких як СМТ). Автоматично адаптуючи електричні параметри та напругу для компенсації ендотермічної дисоціації молекул захисного газу, система управління безпосередньо змінює зварювальний струм, що радикально впливає на підсумкову питому об'ємну енергоємність процесу. Попри значну кількість публікацій, присвячених металургії класичного зварювання, на сучасному етапі розвитку адитивних технологій бракує цілісного підходу, який би одночасно враховував склад захисного газу, фізичний масштаб ванни розплаву та хімічну природу присадного матеріалу для комплексного прогнозування геометрії.

Таким чином, в існуючій науково-технічній літературі спостерігається виражена прогалина щодо системного аналізу впливу повного спектра концентрацій активного вуглекислого газу (CO_2 від 0% до 100%) на макрогеометричну стабільність, простору точність та енергетичний баланс вільного наплавлення спеціально для високоміцних сталей із високов'язкою реологією рідкої фази. Необхідність усунення цього протиріччя між експериментально підтвердженою значущістю газового захисту та відсутністю його належної фізично інтерпретованої інтеграції в прогностичні моделі обґрунтовує актуальність і наукову доцільність даного дисертаційного дослідження.

1.3.1 Мікроструктурна еволюція сталей HSLA в умовах багаторазових термічних циклів WAAM

Формування великогабаритних компонентів зі сталей HSLA за допомогою технології WAAM фундаментально відрізняється від традиційних металургійних процесів через специфіку накладання багаторазових, послідовних термічних циклів. Під час пошарового вирощування кожен наступний наплавлений шар діє як інтенсивне рухоме джерело тепла для попередньо сформованих об'ємів металу, ініціюючи їх часткове переплавлення, рекристалізацію та складні фазові перетворення у твердому стані [19]. Наслідком такого неперервного термічного циклування є формування складної, просторово гетерогенної мікроструктури, яка включає первинну зону сплавлення та багатозонну область термічного впливу (Heat-Affected Zone, HAZ) з вираженими градієнтними характеристиками [19].

Основоположним фактором забезпечення високого комплексу міцності та ударної в'язкості сталей HSLA є керування кінетикою фазових перетворень для утворення сприятливих мікроструктурних складових, серед яких найбільш бажаною фазою виступає дрібнодисперсний голчастий ферит (Acicular Ferrite, AF). Його морфологія характеризується хаотично орієнтованими тонкими голчастими кристалами, що переплітаються між собою, утворюючи щільну матрицю з високою щільністю дислокацій та великою кількістю великокутових меж зерен. Така кристалографічна конфігурація ефективно гальмує поширення макроскопічних тріщин та гарантує виняткову в'язкість руйнування металу за низьких температур. Водночас, поряд з голчастим феритом, у мікроструктурі WAAM-компонентів зі сталей HSLA неминуче спостерігається зародження зернистого фериту (Allotriomorphic Ferrite, ALF), бейніту та мартенсит-аустенітних (M/A) складових [19]. Зернистий ферит термодинамічно зароджується на межах первинних аустенітних зерен при високих температурах під час охолодження, і його масивна частка є вкрай небажаною, оскільки формування великих полігональних зерен суттєво знижує загальну міцність

матеріалу. Своєю чергою, фаза М/А, яка оптично ідентифікується у вигляді світлих островців після спеціалізованого травлення, є крихкою структурною складовою, здатною ініціювати крихке руйнування при локальних перенапруженнях [19]. У багатошарових структурах саме термічне циклування зумовлює складний дифузійний перерозподіл вуглецю, що невідворотно сприяє локальному утворенню таких островців М/А [19].

Критичним термодинамічним параметром, що жорстко обумовлює кінцевий фазовий баланс у наплавленому металі, є час охолодження розплаву в температурному інтервалі від 800 °С до 500 °С, відомий у металургії зварювання як параметр $t_{8/5}$ [20]. Цей часовий показник перебуває у прямій функціональній залежності від лінійного тепловкладення та питомої об'ємної енергоємності (Volumetric Energy Density) процесу WAAM. Фундаментальні дослідження підтверджують, що за умов низького тепловкладення (наприклад, при струмі 100 А та кінематичній швидкості зварювання 5 мм/с) час охолодження $t_{8/5}$ є мінімальним, що ефективно обмежує дифузійні процеси та пригнічує ріст алотриоморфного фериту, утримуючи його об'ємну частку на безпечному рівні близько 10% [20]. За таких термодинамічних умов матриця формується переважно з міцного дрібнодисперсного голчастого фериту. Натомість, екстраполяція режимів у бік високого тепловкладення (наприклад, збільшення струму до 350 А при швидкості 30 мм/с) призводить до значного подовження часу $t_{8/5}$. Це створює ідеальні термодинамічні передумови для інтенсивної рекристалізації, укрупнення зерен та масивного виділення зернистого фериту, частка якого в структурі може експоненційно зростати до 55% [20]. Подібне збільшення об'єму м'якого ALF на тлі критичного зменшення частки міцного AF спричиняє суттєву деградацію механічних характеристик виробу: зокрема, експериментально доведено, що межа плинності (YS) та границя міцності (UTS) можуть падати з 512 і 668 МПа до 401 і 602 МПа відповідно [20].

1.3.2 Роль мікролегуючих елементів (V, Mo, Ti) в управлінні фазовими перетвореннями

Для компенсації невідворотного падіння міцності та забезпечення стабілізації мікроструктури в умовах екстремально змінного тепловкладення, притаманного багаторазовим термічним циклом WAAM, у металургії сталей HSLA застосовується стратегія прецизійного мікролегування. Серед комплексу легуючих домішок ванадій (V) ідентифікується як один із найефективніших елементів. Введення близько 0.1 мас.% ванадію суттєво знижує термодинамічну розчинність вуглецю під час фазових перетворень, що супроводжують кристалізацію зварювальної ванни [19]. Це цілеспрямовано стимулює формування ультрадисперсних преципітатів карбідів та карбонітридів ванадію, середній просторовий розмір яких становить близько 10–20 нм [19]. Зазначені нанорозмірні виділення діють за фундаментальним механізмом дисперсійного твердіння, ефективно блокуючи рух дислокацій та забезпечуючи високу міцність феритної матриці. Крім того, наявність ванадію достовірно зменшує загальну об'ємну частку крихкої фази М/А у порівнянні зі стандартними конструкційними сталями (наприклад, марки S355), формуючи складну композитну мікроструктуру. У такій системі тверді преципітати і відносно м'які феритні фази забезпечують синергетичний ефект демпфування локальних напружень і суттєво підвищують опір матеріалу поширенню макроскопічних тріщин [19].

Зі свого боку, молібден (Mo) відіграє визначальну термодинамічну роль у розширенні температурної області існування γ -фази (аустеніту) та безпосередньо впливає на кінетику поліморфного перетворення. Це має критичне значення для придушення утворення високотемпературного δ -фериту, який виявляє надзвичайно високу схильність до ініціювання гарячих тріщин та критично знижує загальну пластичність вирощеного компонента. У зварювальних дротах, призначених для адитивного вирощування сталей HSLA, початковий вміст молібдену зазвичай варіюється в жорстких межах від 0,30 до 1,50 мас.%, що

гарантує його фінальну концентрацію у наплавленому металі на рівні 0,4–0,7 мас.% після врахування коефіцієнта переходу елементів у дузі.

Додатковий стабілізуючий ефект забезпечує титан (Ti), який, діючи комплексно спільно з магнієм (Mg) або алюмінієм (Al), формує ультрадрібні тугоплавкі неметалеві включення оксидів (TiO_2) або нітридів (TiN). Завдяки своїй кристалографічній спорідненості ці дисперсні частинки слугують ідеальними центрами гетерогенного зародження для внутрішньозеренного утворення голчастого фериту безпосередньо всередині первинних аустенітних зерен. Такий механізм не лише сприяє подрібненню структури, але й ефективно запобігає формуванню небажаної анізотропної смугастості мікроструктури, яка часто стає причиною передчасного руйнування адитивних виробів під дією циклічних навантажень.

1.3.3 Проблема тугоплавкості та в'язкості

Уведення легуючих та мікролегуєчих елементів, таких як ванадій (V), молібден (Mo), титан (Ti), ніобій (Nb) і хром (Cr), формує виняткові механічні властивості сталей HSLA [19]. Проте в умовах окислювального середовища, яке постійно генерується інтенсивною термічною дисоціацією активних газів (наприклад, CO_2) або наявністю флюсових компонентів у порошкових дротах, ці ж елементи стають джерелом серйозних металургійних ускладнень. Перехідні метали характеризуються екстремально високою хімічною спорідненістю до кисню і здатні миттєво формувати на дзеркалі зварювальної ванни термодинамічно стійкі оксиди (V_2O_5 , MoO_3 , TiO_2 , Nb_2O_5 , Cr_2O_3).

Фізико-хімічна поведінка цих оксидних фаз відзначається специфічним дуалізмом, що критично впливає на загальну реологію розплаву. З одного боку, вищі оксиди тугоплавких металів, зокрема оксид ванадію(V) (V_2O_5) та оксид молібдену(VI) (MoO_3), характеризуються аномально низькими температурами плавлення (так, V_2O_5 переходить у рідкий стан вже при 675°C). У розплавленому стані вони є надзвичайно агресивними і діють як хімічні розчинники для інших

захисних плівок, ініціюючи процеси прискореного «катастрофічного окислення» матеріалу за високих температур. З іншого боку, глибоко всередині відновлювального середовища самої зварювальної ванни, де сконцентровані потужні розкислювачі (Al, Mg, Si, Mn), ванадій переважно відновлюється до тривалентного стану, утворюючи значно тугоплавкіший оксид V_2O_3 [56]. Більше того, комплексні оксиди, що формуються за участі хрому, кремнію та алюмінію, здатні утворювати міцні кристалічні шпінелі (наприклад, $FeCr_2O_4$), температура плавлення яких часто перевищує $2000\text{ }^{\circ}\text{C}$, що кардинально вище за точку плавлення самої матричної сталі ($\sim 1500\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Поверхнєве накопичення цих оксидів формує масивну просторову шлакову систему. Реологія, і насамперед динамічна в'язкість η , цього шлакового покриття відіграє визначальну роль у процесах конвективного тепломасопереносу [57]. Температурна залежність в'язкості шлакових систем традиційно моделюється за допомогою експоненційного рівняння Арреніуса, де хімічний склад шлаку безпосередньо та нелінійно впливає на енергію активації в'язкої течії E_a [56]. Сучасне комп'ютерне моделювання обчислювальної гідродинаміки (CFD) у синергії з термодинамічними базами даних безпелаяційно доводить, що в'язкість шлаку здатна кардинально змінювати внутрішню фізику ванни [57]. Встановлено, що додавання близько 5,4 мас.% V_2O_3 суттєво знижує в'язкість базових силікатно-кальцієвих шлаків [56]. Таке розрідження (до значень 50–100 мПа·с) сприяє гідродинамічному переходу розплаву від режиму, керованого інерцією, до режиму, де домінує в'язкість, що супроводжується відповідним падінням числа Рейнольдса Re [57]. У цьому стані внутрішня конвекція посилюється, а тепло передається глибше, збільшуючи проникнення з 7,49 до 8,01 мм. Проте при подальшому зростанні в'язкості шлаку (понад 200 мПа·с) через безперервне накопичення більш тугоплавких комплексних з'єднань, здатність рідкого металу до латерального розтікання різко деградує. Ширина ванни звужується (наприклад, з 21,82 до 19,02 мм), і макрогеометрія валика стає нестабільною (таблиця 1.1) [57].

Таблиця 1.1 - Вплив в'язкості оксидно-шлакової системи на геометричні та гідродинамічні параметри зварювальної ванни (на основі CFD моделювання) [57]

В'язкість шлаку (η)	Гідродинамічний режим (Число Рейнольдса, Re)	Максимальна ширина ванни (W , мм)	Максимальна глибина проплавлення (H , мм)	Здатність металу до розтікання (Spreading)
< 50 мПа·с	Домінування інерції (Високий Re)	21,82	< 7,49	Дуже висока
50 – 100 мПа·с	Перехідний режим	19,02 – 21,82	7,49 – 8,01	Помірне зменшення
> 200 мПа·с	Домінування в'язкості (Низький Re)	< 19,02 (стабілізація)	~ 8,01 (стабілізація)	Низька (уповільнення розтікання)

Для багат шарового процесу WAAM наявність поверхневих тугоплавких оксидних плівок становить критичну загрозу геометричній та структурній цілісності виробу. Оскільки технологія передбачає безперервне пошарове нанесення матеріалу, будь-який шлак або оксидна плівка, що залишається на вільній поверхні попереднього шару, перетворюється на механічну перепону. Тугоплавкі плівки (з точкою плавлення понад 2000 °C) не здатні розплавитися під дією теплоти нового проходу. Це неминуче призводить до утворення масивних шлакових включень та макроскопічних площинних дефектів неповного сплавлення, які в процесі експлуатації виробу діють як гострі концентратори напружень. Традиційне проміжне механічне зачищення поверхні (абразивними щітками чи фрезами) між проходами є вкрай трудомістким, зводить нанівець економічні та швидкісні переваги WAAM і суттєво ускладнює загальну автоматизацію виробництва [11]. Таким чином, об'єктивно виникає нагальна потреба в розробці та застосуванні кіберфізичних інструментів керування масопереносом, які б дозволяли електродинамічно руйнувати ці оксидні бар'єри безпосередньо під час процесу наплавлення матеріалу.

1.3.4 Побічні негативні явища (хвилястість та пористість)

Незважаючи на очевидні переваги глибокого проплавлення та суттєве покращення змочуваності підкладки, застосування активних захисних газів супроводжується низкою серйозних побічних ефектів, що суттєво лімітують їх використання у прецизійному процесі WAAM. По-перше, використання газів із високою теплопровідністю (наприклад, CO_2 та He) призводить до значного збільшення параметрів хвилястості поверхні та загальної шорсткості наплавленого шару [58]. Порівняльні дослідження впливу чотирьох різних типів газів (Inoxline C2 з 2,5% CO_2 , Inoxline He3 H1 з He, Inoxline H5 з H_2 та хімічно чистого аргону) експериментально підтвердили, що саме суміші, які містять вуглекислий газ, спричиняють найвищі показники хвилястості. Водночас чистий аргон забезпечує формування найбільш гладкої та регулярної поверхні, що є критично важливим для тонкостінних структур [58]. Крім того, додавання гелію (He), який відзначається високим потенціалом іонізації, хоча і закономірно підвищує ефективну температуру дуги та сприяє збільшенню ширини валика, одночасно призводить до зниження стабільності просторового горіння дуги, що потенційно погіршує фінальну якість бічних поверхонь [58].

По-друге, фундаментальним гідродинамічним обмеженням виступає ефект «насичення» або блокування конвекції Марангоні. Як було встановлено, коли концентрація CO_2 або O_2 у захисному газі перевищує певний критичний поріг (близько 0,6 об.%), процес термодинамічного розчинення кисню у ванні досягає стану насичення, утворюючи плато на рівні приблизно 200–250 ppm [34]. Подальше збільшення концентрації активних газів не призводить до зміни градієнта поверхневого натягу, а ініціює процеси інтенсивного окислення металу безпосередньо на периферії ванни, формуючи міцну та масивну оксидну плівку (завтовшки близько 30 мкм) [34]. Ця суцільна плівка діє як жорсткий механічний бар'єр, що блокує розвиток термокапілярної конвекції. З фізичної точки зору відбувається зміна типу границі поділу фаз: з вільної системи «рідина – газ» на жорстку систему «рідина – твердий оксид». Оскільки градієнти поверхневого

натягу вже не можуть вільно приводити в рух рідину на краях ванни, інтенсивність доцентрової конвекції стрімко деградує. Як наслідок, зварювальна ванна знову набуває широкої та мілкої форми, що супроводжується зниженням аспектного відношення W/h та повною нівеляцією початкових геометричних переваг високого вмісту кисню [34].

Загальний вплив компонентів захисного газу на геометрію та термодинаміку процесу WAAM систематизовано у таблиці 1.2 [4].

Таблиця 1.2 - Вплив компонентів захисного газу на геометричні та термодинамічні характеристики валика у процесі WAAM [4]

Склад захисного газу	Потужність дуги / Конtrakція	Змочуваність та Кут переходу (Toe Angle)	Домінуюча конвекція Марангоні	Геометрія валика (W/h , Проплавлення)	Хвилястість (Waviness) та Дефектність
Чистий Argon (100% Ar)	Базова (відсутність конtrakції)	Низька / Гострий перехід	Відцентрова (зовнішній потік, $\frac{\partial \gamma}{\partial T} < 0$)	Широкий, мілкий валик (високе W/h)	Мінімальна хвилястість, але ризик «кишень»
Ar + низький CO ₂ (2–5%)	Помірно підвищена	Збалансована / Помірний кут	Доцентрова (внутрішній потік, $\frac{\partial \gamma}{\partial T} > 0$)	Вужчий, глибше проплавлення	Помірна хвилястість (оптимум для тонких стін)
Ar + високий CO ₂ (20%)	Висока (сильна конtrakція)	Висока / Пологий кут	Пригнічена конвекція (через оксидну плівку)	Ширший, глибоке проплавлення	Висока хвилястість, інтенсивне шлакоутворення
Ar + He (напр., 30% He)	Дуже висока (високий потенціал іонізації)	Висока	Змішана	Найширший валик, знижена висота	Висока хвилястість

1.3.5 Масштабний ефект акумуляції тепла та термомеханічна поведінка структур WAAM

Фундаментальним викликом під час масштабування технології WAAM від друку дрібних лабораторних зразків до виготовлення повноцінних великогабаритних промислових компонентів є неминучий розвиток масштабного теплового ефекту, що полягає у безперервній акумуляції теплової енергії. На початкових етапах процесу масивна металева підкладка, яка перебуває за кімнатної температури або попередньо підігріта до заданого рівня,

діє як потужний і ефективний тепловідвід [59]. У момент нанесення перших шарів у зоні контакту генеруються екстремально високі просторові температурні градієнти; за відсутності попереднього підігріву градієнт температур у першому шарі може сягати значень порядку 10^5 °C/м [60].

Однак у міру збільшення кількості наплавлених шарів і зростання загальної висоти стінки відстань від зони горіння дуги до масивної підкладки лінійно збільшується, а ефективність кондуктивного тепловідводу через раніше сформовану гарячу структуру стрімко падає. Це неминуче призводить до інтенсивної акумуляції тепла безпосередньо в об'ємі виготовлюваної деталі [24]. Температурні градієнти різко знижуються (наприклад, до 10^4 °C/м і нижче), а середня міжпрохідна температура виробу неухильно зростає [60]. Прогресування масштабного ефекту має два критичні фізико-механічні наслідки. По-перше, воно спричиняє вже детально розглянуте експоненційне подовження часу охолодження $t_{8/5}$, що зумовлює деградацію мікроструктури та укрупнення зерен [20]. По-друге, нестаціонарне теплове поле генерує складний просторовий розподіл макроскопічних залишкових напружень та незворотних термічних деформацій виробу [24].

Еволюція залишкових напружень у процесах WAAM є наслідком складного поєднання циклічного термічного розширення та стиснення металу під час багаторазових циклів нагрівання/охолодження та локальних об'ємних флуктуацій, викликаних фазовими перетвореннями у твердому стані. Якщо амплітуда накопичених залишкових напружень локально перевищує поточну межу плинності матеріалу (яка значно знижена за високих температур), це ініціює процеси пластичного викривлення, розшарування шарів, зародження холодних тріщин та катастрофічне зниження втомної довговічності компонента під дією експлуатаційних навантажень [61].

Для розуміння та прогнозування термомеханічної поведінки складних структур у сучасній науковій практиці застосовуються комплексні обчислювальні моделі скінченних елементів (наприклад, із застосуванням модифікованої моделі об'ємного теплового джерела подвійного еліпсоїда

Голдака, що розподіляє енергію дуги між підкладкою та плавленням присадного дроту), а також передові методи машинного навчання [61]. Аналіз великих масивів експериментальних даних за допомогою алгоритмів випадкового лісу (Random Forest) та штучних нейронних мереж дозволив виявити чітку ієрархію впливу технологічних параметрів на еволюцію залишкових напружень. Встановлено, що найвпливовішою операційною змінною є початкова температура попереднього підігріву підкладки [62]. Серед ключових термомеханічних змінних домінуючий вплив мають: різниця між температурою солідусу металу та температурою попереднього підігріву; добуток модуля пружності на коефіцієнт термічного розширення (СТЕ); сумарний об'єм рідкої фази зварювальної ванни; механічна жорсткість закріплення підкладки та загальний рівень інтегрального лінійного тепловкладення [62].

Варто наголосити, що збільшення просторового об'єму розплавленої ванни внаслідок надмірного тепловкладення не лише посилює рівень залишкових напружень через більшу усадку маси рідини під час кристалізації, але й призводить до втрати гідродинамічної та геометричної стабільності. Чим більшим є об'єм ванни, тим довшим є час її перебування у рідкотекучому стані, що робить розплав екстремально вразливим до зсувної дії гравітаційних сил. Цей ефект особливо яскраво і деструктивно проявляється під час наплавлення тонкостінних структур під нахилом або у складних просторових орієнтаціях (вертикальній чи стельовій позиціях). Під дією сили тяжіння великий об'єм рідкого металу розтікається несиметрично, утворюючи похилі, геометрично нерівномірні валики з нестабільною глибиною проплавлення [24]. З огляду на це, строгий кіберфізичний контроль тепловкладення та примусова мінімізація об'єму рідкої фази виступають абсолютним технологічним імперативом для забезпечення прецизійності процесу WAAM.

1.3.6 Напружено-деформований стан багатошарових структур і обмеження перенесення зварювальних закономірностей на електродугове адитивне вирощування

Однією з ключових особливостей електродугового адитивного вирощування є формування виробу як послідовності багатьох локальних термічних циклів, що накладаються один на один у просторі та часі. На відміну від одно- або багатопрохідного зварного з'єднання, де геометрія ванни розплаву значною мірою задається кромками деталей, зазором, типом з'єднання та масивом основного металу, при адитивному вирощуванні кожен наступний валик формується на попередньо наплавленому шарі. У результаті змінюються умови тепловідведення, міжпрохідна температура, ступінь повторного нагрівання попередніх шарів, геометрія вільної поверхні та локальні умови змочування.

У роботах, присвячених WAAM, неодноразово підкреслюється, що значна теплова потужність дугового джерела та багаторазове накладання шарів призводять до формування залишкових напружень і деформацій, які є одними з основних обмежень технології [7, 63–65]. Механізм їх виникнення пов'язаний із локальним розширенням металу під час нагрівання, пластичною деформацією в зоні високих температур, подальшим нерівномірним охолодженням і усадкою. При цьому кожен новий шар частково змінює напружено-деформований стан раніше сформованих шарів, оскільки вони піддаються повторному нагріванню, частковому відпуску, додатковому пластичному деформуванню або зміні фазового складу [66].

Для багатошарових структур напружено-деформований стан формується не лише внаслідок локального тепловкладення, а й через жорсткість підкладки, умови закріплення, висоту стінки, послідовність наплавлення, траєкторію руху джерела тепла, міжшарову паузу та сумарну акумуляцію тепла. У тонкостінних структурах це може проявлятися у викривленні, втраті геометричної точності, появі поздовжньої та поперечної хвилястості, зміні фактичної висоти шару,

локальному відхиленні стінки від заданої траєкторії, а також у підвищенні ризику міжшарових дефектів. Для відповідальних деталей це є не лише технологічною, а й механічною проблемою, оскільки залишкові напруження та неоднорідність структури впливають на тріщиностійкість, втомну довговічність і стабільність експлуатаційних властивостей.

У класичному зварюванні вплив захисних газових сумішей на форму шва, глибину проплавлення, стабільність дуги, перенесення металу, пористість і механічні властивості вивчений досить ґрунтовно. Зокрема, встановлено, що додавання кисню або вуглекислого газу до аргону може змінювати вміст кисню у ванні розплаву, напрямок термокапілярної конвекції Марангоні та співвідношення глибини до ширини шва [34]. Такі результати мають фундаментальне значення для розуміння фізики зварювальної ванни, однак їх пряме перенесення на процеси адитивного вирощування є обмеженим.

Причина полягає в тому, що у зварному з'єднанні захисний газ впливає переважно на формування шва в межах заданої геометрії з'єднання. У процесі WAAM захисне газове середовище діє в умовах вільного пошарового формоутворення, де валик не обмежений боковими стінками фасок, а його геометрія визначається балансом сил поверхневого натягу, гравітації, електродинамічного тиску дуги, в'язкості розплаву та змочування попереднього шару. Тому одна й та сама газова суміш, яка є ефективною для забезпечення стабільного шва при зварюванні, не обов'язково забезпечує стабільну макрогеометрію при вирощуванні багатошарової структури.

Крім того, у процесі адитивного вирощування газове середовище впливає не лише на металургійний захист розплаву, а й на енергетику дуги, форму ванни, швидкість охолодження, характер оксидоутворення, змочування попереднього шару та повторюваність геометрії валиків. Через зміну геометрії поперечного перерізу шару і теплового циклу захисний газ опосередковано впливає також на формування напружено-деформованого стану багатошарової структури. Збільшення або зменшення ширини валика, зміна глибини проплавлення, локальне перегрівання або передчасна кристалізація розплаву змінюють

розподіл температурних градієнтів і, відповідно, умови виникнення залишкових напружень.

Окремі дослідження вже показують, що вибір захисного газу для електродугового адитивного вирощування не може базуватися лише на зварювальних рекомендаціях. Зокрема, для WAAM розробляються спеціальні методики вибору газових сумішей з урахуванням впливу газу на геометрію, стабільність процесу та властивості наплавленого матеріалу [26]. Експериментальні роботи з Ar-CO₂ середовищами також демонструють можливість цілеспрямовано змінювати температурні умови, геометричні характеристики та механічні властивості виробів, отриманих дуговим адитивним вирощуванням [38]. Це підтверджує, що захисний газ у таких процесах слід розглядати не як пасивний фон, а як один із керованих чинників формоутворення.

Разом із тим, наявні дослідження переважно зосереджені або на загальних закономірностях формування залишкових напружень у WAAM-структурах, або на виборі газових сумішей для окремих матеріалів і режимів. Недостатньо розкритим залишається взаємозв'язок між складом захисного газового середовища, термогідродинамікою ванни розплаву, геометричною стабільністю шару та умовами формування напружено-деформованого стану багат шарових структур із високоміцних низьколегованих сталей. Особливо актуальною ця проблема є для складнолегованих сталей із підвищеною схильністю до утворення тугоплавких оксидних плівок, зміни реологічної поведінки розплаву та порушення міжшарового сплавлення.

Таким чином, результати, отримані для класичних зварних з'єднань, створюють важливу фізико-технологічну основу для аналізу впливу захисних газів, однак не забезпечують повного опису процесів, що відбуваються при пошаровому електродуговому адитивному вирощуванні. Для таких структур необхідно враховувати одночасну дію термогідродинамічних, реологічних, геометричних і термомеханічних чинників. Саме ця обставина зумовлює потребу в дослідженні закономірностей керування формоутворенням багат шарових

структур із високоміцних низьколегованих сталей шляхом регулювання захисного газового середовища та параметрів керованого масопереносу.

1.4 Вплив складу захисного газу на енергетичні параметри дуги та перенесення металу

Серед множини факторів, що визначають архітектуру наплавленого шару в процесах WAAM, критично важливу роль відіграє хімічний склад захисного газового середовища. Тривалий час захисний газ розглядався насамперед як пасивний технологічний параметр, головною функцією якого була ізоляція зони розплаву від атмосферного забруднення (кисню та азоту) для забезпечення стабільного горіння дуги [42]. Однак зміна співвідношення інертних та активних компонентів у газовій суміші безпосередньо впливає на тепловий стан плазмового стовпа, просторовий розподіл теплового потоку, характер перенесення електродного металу, а також на умови змочування підкладки [10, 26, 38–40]. Зміна газового складу модулює інтенсивність термокапілярної конвекції, що прямо відображається на формі валика, глибині його проплавлення та загальній макроегеометричній стабільності [13, 14, 41]. Це є фундаментальною особливістю адитивного вирощування: склад захисного газу виступає не просто як фонові умова процесу, а як повноцінний незалежний фактор, що детермінує морфологію наплавленого матеріалу.

Роль захисного середовища як інструмента керування геометрією знаходить своє підтвердження у цілому ряді експериментальних досліджень [37]. Зокрема, останні роботи з оцінки якості WAAM-структур (наприклад, дослідження Гурчіка, Кованди та Рохана [67]) безпосередньо фокусуються на впливі газу на геометричну точність 3D-друку, підтверджуючи, що ця проблема є актуальною не лише з матеріалознавчого погляду (мікроструктура та механічні властивості), але й з позиції управління розмірними характеристиками шару. Дослідження низьковуглецевих і нержавіючих сталей демонструють, що зміна співвідношення інертного аргону та активного вуглекислого газу (Ar/CO_2)

безпосередньо корелює зі стабільністю процесу наплавлення, розбризкуванням та шорсткістю поверхні [26, 55, 68–72]. Завдяки цілеспрямованому вибору суміші стає можливим свідоме формування різної макрогеометрії стінок.

Фізичне обґрунтування цих емпіричних спостережень базується на класичних законах термогідродинаміки зварювальної ванни. Як було доведено в попередніх розділах та у фундаментальних роботах [34, 35], вирішальний вплив на форму шва мають термокапілярні потоки Марангоні, величина та напрямок яких жорстко обумовлюються знаком і модулем температурного градієнта поверхневого натягу. При використанні хімічно чистого аргону цей градієнт є від'ємним, що ініціює відцентрові потоки розплаву, які розширюють ванну. Проте додавання CO_2 супроводжується його інтенсивною термічною дисоціацією в дузі, внаслідок чого в рідкий метал надходить поверхнево-активний атомарний кисень. Цей елемент змінює градієнт поверхневого натягу на додатний, активуючи потужні доцентрові потоки, які стягують метал до геометричного центру та спрямовують його вниз, радикально збільшуючи глибину проплавлення [34, 35].

Попри значний обсяг експериментальних даних, поточний стан досліджень впливу газів у WAAM характеризується вираженою фрагментарністю та концептуальною суперечливістю. Більшість наявних робіт аналізують поведінку конкретних «готових» промислових сумішей, оминаючи систематичну зміну частки CO_2 як єдиного неперервного керуючого параметра [55, 68–71]. Більше того, у більшості сучасних прогностичних моделей WAAM захисний газ або враховується опосередковано через електричні параметри процесу, або фіксується як статична константа, без введення його в аналітичний опис як незалежної фізично змістовної змінної [13–15, 41].

Інша критична прогалина полягає в ігноруванні комплексного масштабного ефекту. Базові теоретичні закономірності розвитку потоків Марангоні були сформульовані для масивних ванн розплаву з високим рівнем тепловкладення, де поверхневі сили мають достатньо часу для перерозподілу маси рідини [36]. Екстраполяція цих правил на прецизійні тонкостінні структури

з екстремально низьким тепловкладенням і надзвичайно високими швидкостями охолодження залишається недоведеною гіпотезою. В умовах дефіциту теплової енергії та швидкого замерзання розплаву залишається незрозумілим, чи здатна абсорбція активного газу ефективно ініціювати доцентрове розтікання металу до моменту його повної кристалізації, особливо для високов'язких легованих сплавів (на кшталт MoNiVa).

Таким чином, простого емпіричного підбору газових сумішей сьогодні вже недостатньо для прецизійного контролю WAAM. Існує гостра необхідність у створенні узагальненого підходу, який би одночасно пов'язував склад захисного газу, його вплив на енергетику дугового проміжку (термофізичний ефект), зміну поверхневої активності розплаву (хіміко-реологічний ефект) та час існування рідкої фази (масштабний тепловий ефект) для комплексного прогнозування геометрії наплавленого шару.

У технології WAAM захисне газове середовище відіграє значно складнішу роль, ніж просто пасивна ізоляція розплавленого металу від атмосферного кисню та азоту. Захисний газ виступає потужним термодинамічним агентом, що бере безпосередню участь у фізико-хімічних перетвореннях у зоні дугового розряду. У промисловій практиці для наплавлення сталей (особливо легованих) традиційно застосовують бінарні або багатокомпонентні суміші на базі інертного аргону (Ar) з додаванням хімічно активних газів: діоксиду вуглецю (CO_2), кисню (O_2), гелію (He) або водню (H_2) [73]. Вибір оптимальної композиції визначає стабільність просторового металоперенесення, ступінь розбризкування, а також безпосередньо керує макрогеометрією валика, що є фундаментальним, хоча часто недооціненим ефектом.

Використання сумішей аргону з вуглекислим газом (наприклад, 98% Ar + 2% CO_2 або 80% Ar + 20% CO_2) є стандартним технологічним рішенням для сталей типу HSLA [4]. Головною метою додавання активного компонента є стабілізація катодної плями та запобігання стохастичному блуканню дуги по поверхні деталі. Однак в умовах надвисоких температур дугової плазми багатоатомні молекули CO_2 втрачають термодинамічну стабільність, внаслідок

чого відбувається їхня інтенсивна термічна дисоціація за реакцією $CO_2 \rightarrow CO + O$. Крім того, залежно від теплового стану плазми, можливий подальший розпад двоатомного кисню на одноатомний: $O_2 \rightarrow 2O$ [34].

Вільний, високореактивний атомарний кисень відіграє дуалістичну роль у процесі формоутворення. З одного боку, його парціальний тиск визначає концентрацію кисню, що абсорбується поверхнею рідкого металу. Як було зазначено раніше, перехід цієї концентрації через межу 100 ppm інверсує ефект Марангоні, генеруючи доцентровий рух розплаву та суттєво збільшуючи глибину проплавлення [34]. Крім того, розчинений кисень діє як потужна поверхнево-активна речовина, яка значно покращує змочуваність рідкого металу на краях ванни. Дослідження морфології валиків у процесі СМТ-WAAM доводять, що суміші з підвищеним вмістом CO_2 (до 20%) сприяють формуванню значно більшого крайового кута переходу (кута між підкладкою та дотичною до поверхні валика) [4]. У контексті 3D-друку високий кут переходу є критично сприятливим параметром, оскільки він забезпечує пологий перехід металу, що унеможливорює утворення геометричних «кишень» та запобігає появі дефектів неповного сплавлення або застрягання шлаку між сусідніми проходами. З іншого боку, надлишок атомарного кисню інтенсивно реагує з розплавленим залізом (Fe) та вуглецем (C), утворюючи газоподібний монооксид вуглецю (CO), який може блокуватися кристалізаційним фронтом, утворюючи внутрішню макропористість. Для компенсації цього явища систему легують кремнієм (Si) та марганцем (Mn), які, маючи вищу хімічну спорідненість до кисню, зв'язують його в легкоплавкі силікатні шлаки (SiO_2 , MnO).

Окрім хіміко-поверхневого впливу, термічна дисоціація CO_2 на периферії стовпа дуги є глибоко ендотермічним процесом: вона поглинає колосальну кількість теплової енергії з навколишнього середовища. Внаслідок цього периферійні шари дугового розряду інтенсивно охолоджуються, їхня електропровідність стрімко падає, і електричний струм змушений протікати через значно вужчий і гарячіший центральний плазмовий канал. Це явище у фізиці плазми відоме як контракція (теплове стиснення) дуги. Звуження

струмопровідного каналу неминуче призводить до різкого зростання густини струму по центральній осі. Наслідком цього є адаптивне підвищення ефективної електричної потужності дуги синергетичним джерелом живлення за умови фіксованої швидкості подачі дроту. Експериментальні дослідження повністю підтверджують пряму математичну кореляцію між об'ємною часткою CO_2 у газовій суміші та сумарною потужністю розряду [73].

Водночас контракція дуги та зростання локальної густини струму активують ще один потужний інструмент керування розплавом – електродинамічний тиск плазми. Електрична дуга являє собою плазмовий провідник, взаємодія струму якого з власним магнітним полем генерує магнітогідродинамічні сили Лоренца [74]. Тиск дуги на дзеркало ванни прямо пропорційний квадрату амплітуди струму (I^2). Тому в режимах із керованим імпульсом струму (наприклад, у дискретному процесі CMT Cycle Step або імпульсному GMAW) різке зростання струму генерує жорсткий електродинамічний удар («плазмову силу»). Цей механічний імпульс буквально вдавлює геометричний центр розплавленої ванни, відштовхуючи рідину і змушуючи розплав механічно резонувати з частотою пульсацій апарату [74].

Особливе значення цей ефект має при WAAM складнолегованих сталей HSLA (таких як MoNiVa). Найважчим завданням у багат шаровому друці цих матеріалів є подолання міцних, тугоплавких оксидних плівок (V_2O_5 , TiO_2 , комплексні шпінелі), що безперервно утворюються на поверхні валика в окислювальному середовищі. Сили гідродинамічного зсуву, згенеровані імпульсним тиском дуги, здатні фізично розірвати цю суцільну оксидну оболонку. Після розриву турбулентні конвективні потоки диспергують оксидні фрагменти та замішують їх углиб рідкої фази. Цей негативний на перший погляд ефект має несподіваний позитивний металургійний наслідок. Так, рівномірно розподілені нано- і мікроскопічні часточки оксидів стають ідеальними центрами гетерогенного зародження для формування дрібнодисперсного голчастого фериту [19]. Крім того, механічна дія дуги руйнує первинні дендритні кристали на фронті твердіння, стимулюючи їх переплавлення та генеруючи нові центри

кристалізації, що забезпечує значне подрібнення зерна і підвищує стійкість структури до утворення гарячих тріщин.

Додатковим інструментом для диспергування оксидів у сучасних процесах (наприклад, GTAW або PAW) виступає змінна полярність струму. Під час фази зворотної полярності (DCSP), коли деталь є катодом, виникає ефект «катодного очищення». Важкі, позитивно заряджені іони аргону прискорюються у катодній зоні падіння потенціалу і потужно бомбардують поверхню деталі. Високошвидкісне знімання процесу доводить існування двох стадій цього явища. На першій стадії дрібні катодні плями надзвичайно швидко сканують поверхню, розбиваючи плівку, на другій - утворюються більші плями, які розширюються повільніше, забезпечуючи інтенсивне випаровування тугоплавких оксидів. Для ефективного руйнування плівки часовий баланс DCSP-полярності повинен бути суворо налаштований. Слід зауважити, що використання надто високих частот змінного струму (понад 150 Гц) робить контракцію дуги настільки сильною, що плазма стає надконцентрованою, що різко обмежує площу ефективного катодного очищення [75].

Таким чином, інтеграція хімічно активних газових сумішей у поєднанні з кіберфізичними імпульсними механізмами масопереносу дозволяє не лише нівелювати геометричні дефекти (такі як нестабільність Релея–Плато), але й перетворювати негативний металургійний фактор (утворення оксидних плівок) на потужний інструмент покращення мікроструктури сталей HSLA.

1.5 Постановка проблеми

Вплив захисного газового середовища на термодинаміку дугового розряду та металургійні процеси у класичному зварюванні вивчений достатньо глибоко. Проте пряма екстраполяція цих фундаментальних законів на технологію WAAM є науково та технологічно некоректною. На відміну від традиційного зварювання, де об'єм розплаву просторово обмежується фасками з'єднаних деталей та інтенсивно віддає їм тепло, у WAAM металева ванна формується в

умовах вільного просторового формоутворення. Її макрогеометрія утримується виключно крихким балансом сил поверхневого натягу, гравітації та електродинамічного тиску дуги на відкритій поверхні попередньо наплавленого шару.

У сучасній практиці програмування роботизованих комплексів WAAM захисний газ досі розглядається за класичною парадигмою – як статичний фон для ізоляції розплаву від атмосфери. Алгоритми слайсерів (CAM-систем) для керування розмірами стінок використовують виключно кінематичні змінні: швидкість подачі дроту (*WFS*) та швидкість переміщення джерела тепла (*TS*). Однак зміна окислювального потенціалу газу (зокрема через додавання CO_2) в умовах відсутності фізичних обмежувачів ванни радикально змінює її реологію: виділений атомарний кисень інверсує термокапілярні потоки Марангоні, самостійно звужуючи або розширюючи наплавлену стінку. Ігнорування цього фактора перетворює склад газу з пасивного ізолятора на неврахований інструмент впливу, що призводить до просторової дестабілізації 3D-структур.

Попри наявність фундаментальних світових праць у галузі термогідродинаміки зварювальних процесів, екстраполяція загальних правил на умови багат шарового адитивного вирощування стикається із сукупністю невирішених науково-технологічних бар'єрів. Насамперед, залишаються невивченими реологічні та металургійні обмеження багатопрохідного циклу для сталей HSLA. На відміну від однопрохідного зварювання традиційних сталей, де шлак легко спливає на поверхню, багат шарове адитивне вирощування високоміцних низьколегованих сталей (типу MoNiVa) супроводжується небезпечним кумулятивним ефектом. Легуючі елементи (зокрема молібден та ванадій) в умовах окислювального середовища миттєво формують стійкі тугоплавкі оксидні плівки. У процесі вільного формоутворення вони діють як жорсткі механічні бар'єри, що повністю блокують розтікання металу, порушують міжшарове когезійне зчеплення та провокують гідродинамічний колапс стінки (просторову нестабільність, блукання валика), фізичні закономірності якого наразі не визначені.

Поряд із цим, у науковій літературі відсутні систематизовані дані щодо впливу газової активності в умовах масштабного ефекту теплової інерції. Вплив газу на конвекцію Марангоні має нелінійний характер і жорстко детермінований загальним рівнем тепловкладення. Досі залишається незрозумілим механізм трансформації цього впливу при переході від мікро-ванн розплаву з екстремальними швидкостями охолодження (вирощування прецизійних тонких стінок) до макро-ванн із високою акумуляцією тепла у масивних структурах, де поверхневі сили мають кардинально різний час для перерозподілу маси металу.

Окремим аспектом, що потребує глибокого аналізу, є недослідженість прихованих телеметричних реакцій синергетичних контурів керування обладнанням. Сучасні високотехнологічні джерела живлення, зокрема ті, що реалізують керування краплеперенесенням за алгоритмом Cold Metal Transfer (CMT), функціонують на основі закритих високочастотних алгоритмів. Оскільки ендотермічна дисоціація багатоатомного CO_2 викликає теплове стиснення дуги, апарат реагує на це не лише зміною електричних параметрів, але й непередбачуваною зміною кінематики масоподачі. Фізична природа цих кіберфізичних зворотних зв'язків та їхній вплив на фактичну об'ємну енергоємність (VED) процесу WAAM досі не були ідентифіковані та формалізовані.

З огляду на вищезазначене, гостро постає проблема браку прогнозного математичного інструментарію для систем автоматизованого виробництва (САМ-систем). Проектування траєкторій руху робота (розрахунок кроку зсуву та інкременту підйому по осі Z) у сучасних слайсерах досі залишається ізольованим від термодинаміки та хімії процесу. Для повноцінного переходу до концепції керованого цифрового виробництва існує об'єктивна необхідність у розробці багатофакторних регресійних моделей, які б дозволили безпомилково розраховувати макрогеометрію шару виключно на основі енергетики дуги та складу газової суміші, повністю усуваючи необхідність у проведенні попередніх тестових наплавлень.

У цьому контексті сучасний науковий тренд вказує на те, що розвиток технології WAAM більше не зводиться до простого емпіричного підбору режимів, а стрімко еволюціонує у бік прогнозного моделювання та відповідно комп'ютерного формування геометрії наплавленого валика [76, 77]. Цей перехід від лабораторної практики до інтелектуального цифрового виробництва супроводжується активним впровадженням систем in-situ моніторингу (у режимі реального часу) [78, 79], які використовують машинний зір для візуального контролю макрогеометрії шарів [80], акустичний аналіз у синергії з алгоритмами машинного навчання (ML) для діагностики внутрішньої стабільності багат шарового осадження [81], а також передові стратегії замкненого адаптивного керування [82, 83] по осі Z на основі зворотного зв'язку від сигналів процесу [84]. Отже, створення математичного інструментарію, здатного пов'язати складну хімічну реологію легованих розплавів із кіберфізичними алгоритмами керування для прямої інтеграції в САМ-системи, залишається одним із найголовніших викликів для машинобудівної галузі

1.6 Мета і завдання дослідження

Метою дисертаційного дослідження є встановлення науково обґрунтованих фізико-технологічних закономірностей сумісного впливу активного захисного середовища та енергетики дугового розряду на реологію ванни розплаву, а також розробка на їхній основі комплексної інженерної методики кіберфізичного керування просторовим формоутворенням багат шарових стінок при електродуговому адитивному вирощуванні (WAAM) високоміцних низьколегованих сталей, що забезпечує стабільну наближену до готової деталі макрогеометрію деталей без проведення попередніх матеріаломістких натурних випробувань.

Для досягнення поставленої мети було сформульовано та вирішено такі завдання:

1. Розробити узагальнений фізико-математичний підхід та напівемпіричну модель для формалізації термогідродинамічної ролі захисного газу як самостійного інструменту впливу на геометрію наплавлення, ввівши нові інтегральні критерії: термофізичний індекс газу та індекс газової активності.
2. Встановити експериментальним шляхом закономірності впливу широкого градієнта концентрації вуглекислого газу в аргоні на макрогеометрію багатошарових стінок для еталонної та складнолегованої (MoNiVa) сталей з метою виявлення масштабного ефекту теплової інерції та визначення реологічних обмежень, викликаних формуванням тугоплавких оксидних плівок.
3. Дослідити кіберфізичні характеристики процесу на основі високочастотного логування внутрішньої телеметрії джерела живлення для кількісної фіксації явищ адаптивного дроселювання та форсування масоподачі, а також розкриття механізму високоенергетичного пробиття оксидних плівок у дискретно-імпульсному режимі CMT Cycle Step.
4. Побудувати прогностні багатофакторні поліноміальні моделі макрогеометрії (висоти шару та ширини валика) із врахуванням перехресних членів взаємодії енергетики дуги та складу газу, та виконати багатокритеріальну оптимізацію простору допустимих рішень для визначення раціонального технологічного вікна параметрів.
5. Створити та валідувати комплексну інженерну методику і кіберфізичний алгоритм автоматизованого проєктування технології WAAM у вигляді автономного програмного модуля для інтеграції у сучасні САМ-системи, що гарантує бездефектне формування цільової 3D-структури.

1.7 Висновки розділу

Аналіз глобального стану технології WAAM для виготовлення просторових конструкцій із високоміцних низьколегованих сталей (HSLA)

переконливо демонструє, що цей процес виходить далеко за межі простого механічного пошарового наплавлення металу. Досягнення стабільної просторової макрогеометрії та цільових фізико-механічних властивостей вимагає глибокого інтегрованого розуміння комплексу хімічних, термодинамічних та кіберфізичних явищ, які протікають у системі «дуга – крапля – ванна розплаву».

На основі систематизації фундаментальних досліджень встановлено, що критичною загрозою для сталей HSLA є масштабний тепловий ефект. Неминуча акумуляція теплової енергії в процесі багаторазового термічного циклування спричиняє подовження часу охолодження $t_{8/5}$, що невідворотно призводить до деградації високоміцної фази дрібнодисперсного голчастого фериту та зростання об'ємної частки м'якого сферичного фериту. Відповідно, прецизійне управління загальним тепловкладенням та міжпрохідною температурою виробу виступає критичним імперативом для мінімізації поля залишкових напружень і збереження структурної цілісності.

Доведено, що захисний газ у технології WAAM виконує роль активного термодинамічного модулятора, а не лише пасивного захисного середовища. Термічна дисоціація багатоатомних компонентів (зокрема CO_2) у стовпі дуги спричиняє її температурну контракцію, що підвищує ефективну густину струму та сумарну потужність плазмового розряду. Генерація вільного атомарного кисню радикально змінює гідродинаміку зварювальної ванни: подолання критичного рівня концентрації кисню (близько 100 ppm) інверсує температурний коефіцієнт поверхневого натягу ($\frac{\partial \gamma}{\partial T} > 0$). Це ініціює інтенсивний доцентровий потік Марангоні, який суттєво збільшує глибину проплавлення та покращує крайове змочування, зменшуючи ризик утворення дефектів міжшарового сплавлення. Однак надмірне збільшення частки активних газів спричиняє ефект гідродинамічного блокування внаслідок утворення суцільної поверхневої оксидної плівки, що супроводжується ризиком зростання макроскопічної хвилястості стінок та внутрішньої пористості.

Окремим металургійним викликом є присутність мікролегуючих елементів (ванадію та молібдену) в сталях HSLA, які в умовах активного газового захисту формують складні тугоплавкі оксиди та шпінелі. Ці оксидні системи кардинально змінюють кінематичну в'язкість шлаку. Формування твердих, тугоплавких оксидних плівок на дзеркалі ванни діє як жорсткий механічний бар'єр, що перешкоджає когезійному злиттю наступних шарів і провокує утворення критичних площинних дефектів.

Обґрунтовано, що існуючі традиційні підходи не здатні повною мірою подолати ці комплексі фізико-хімічні та гідродинамічні обмеження. Існує гостра необхідність у розробці та імплементації новітніх кіберфізичних алгоритмів керування масопереносом, які б дозволили ефективно нейтралізувати масштабний тепловий ефект, пригнічувати розвиток капілярної нестабільності Релея–Плато та забезпечувати фізичне руйнування тугоплавких оксидних плівок безпосередньо у процесі формоутворення за рахунок керованого електродинамічного тиску плазми. Підсумовуючи вищезазначене, розробка гібридних прогностичних методик, які математично пов'язують термофізику активних газових сумішей із новими цифровими режимами наплавлення металу, є ключем до досягнення наближеної до кінцевої геометрії при роботизованому 3D-друці складнолегованих сталей. Розв'язанню цієї комплексної проблеми і присвячені наступні етапи дисертаційного дослідження.

РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДОЛОГІЯ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Характеристика досліджуваних матеріалів і захисних газових сумішей

Для забезпечення високої достовірності результатів та комплексного розкриття фізико-хімічних закономірностей процесу просторового формоутворення у технології WAAM, експериментальні дослідження проводилися з використанням двох кардинально різних за своєю металургійною природою класів зварювальних дротів та широкого спектра захисних газових середовищ. Такий методологічний підхід дозволив ізолювати вплив утворення тугоплавких оксидів на реологію та гідродинаміку зварювальної ванни від суто термодинамічних ефектів дугової плазми.

Як підкладки для багат шарового наплавлення всіх експериментальних зразків використовувалися пластини з низьковуглецевої конструкційної сталі марки S355 товщиною 5 мм, довжиною 200 мм і шириною 100 мм. Поверхня підкладок попередньо очищалися від окалини та знежирювалися для забезпечення стабільного початкового змочування та електричного контакту.

2.1.1 Характеристика присадних матеріалів (зварювальних дротів)

Основним об'єктом дослідження виступав зварювальний дріт суцільного перерізу діаметром 1,2 мм із високоміцної низьколегованої сталі (HSLA) типу Mn-Ni-Mo-V (далі – сталь типу MoNiVa). Цей матеріал характеризується комплексною системою легування (Таблиця 2.1), де ключову роль відіграють нікель, молібден та ванадій. Нікель (близько 1,35 %) забезпечує високу ударну в'язкість наплавленого металу за низьких температур та сприяє подрібненню мікроструктури. Молібден і ванадій вводяться як сильні карбідоутворювачі: їхня наявність забезпечує досягнення високих показників міцності (границя плинності понад 690 МПа), жароміцності та опору повзучості.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад зварювального дроту типу MoNiVa (мас. %) за AWS A5.28 або за EN ISO 16834-A

C	Mn	Si	Ni	Mo	V	Cr	CuP
0,08	1,70	0,44	1,35	0,30	0,08	0,23	0,25

Однак, з точки зору реології та гідродинаміки зварювальної ванни, наявність молібдену та ванадію створює критичну технологічну проблему під час багат шарового 3D-друку. В умовах високого окислювального потенціалу газового середовища ці елементи демонструють високу хімічну спорідненість до кисню, утворюючи на поверхні розплаву складні тугоплавкі оксиди (зокрема на базі MoO_3 , V_2O_5 та їх шпінелей). На відміну від традиційних рідких шлаків, ці оксиди мають екстремально високу температуру плавлення, що значно перевищує температуру кристалізації самої сталі, а також характеризуються високою в'язкістю та електроізоляційними властивостями. Формуючись на поверхні краплі та зварювальної ванни, вони діють як жорсткий механічний бар'єр, який різко збільшує крайовий кут змочування, перешкоджає міжшаровому когезійному зчепленню та ініціює гідродинамічний колапс стінки. Крім того, розплав сталі MoNiVa має підвищену кінематичну в'язкість, що за відсутності інтенсивного конвективного перемішування сприяє захопленню газів і формуванню макропористості.

У якості еталонного (референсного) матеріалу для верифікації базових гідродинамічних закономірностей використовувався стандартизований обміднений дріт з низьковуглецевої нелегованої сталі марки ER70S-6 (EN ISO 14341-A: G 46 4 M21 3Si1) діаметром 1,2 мм. Система розкислення цієї сталі (Таблиця 2.2) базується виключно на марганці та кремнії.

Таблиця 2.2 - Хімічний склад зварювального дроту ER70S-6 (мас. %) за AWS A5.18

C	Mn	Si	P	S	Cu (покриття)
0,06 – 0,15	1,40 – 1,85	0,80 – 1,15	< 0,025	< 0,035	< 0,50

При взаємодії з активним киснем марганець і кремній утворюють легкоплавкі силікатні шлаки (переважно евтектичні комплекси $MnO \cdot SiO_2$). Ці шлакові утворення мають низьку в'язкість та перебувають у рідкому стані за температур існування зварювальної ванни. Завдяки цьому вони легко відтісняються на периферію розплаву під дією термокапілярних потоків та електродинамічного тиску дуги, не перешкоджаючи процесам змочування та поширювального сплавлення. Використання цієї сталі дозволило надійно розмежувати макрогеометричні ефекти, викликані зміною фізики дуги (термічним стисненням), від ефектів, спровокованих саме тугоплавкими оксидними плівками у сталі MoNiVa.

2.1.2 Характеристика захисних газових середовищ

Для керування термодинамікою дугової плазми та окислювальним потенціалом середовища використовувався широкий градієнтний спектр захисних газів: від 100% хімічно інертного аргону (Ar) до 100% хімічно активного діоксиду вуглецю (CO_2). Для забезпечення плавності переходу досліджувалися також проміжні двокомпонентні суміші з об'ємною часткою CO_2 на рівні 5, 10, 15, 18, 20 та 25%. Кожен із базових компонентів відіграє фундаментально різну фізико-хімічну роль у процесі електродугового формоутворення.

Аргон (Ar), будучи одноатомним інертним газом із відносно низьким потенціалом іонізації (15,7 еВ), забезпечує легке запалювання та високу просторову стабільність зварювальної дуги. Проте чистий аргон характеризується низькою теплопровідністю, що призводить до формування вузького стовпа плазми з високою концентрацією енергії в центрі, наслідком чого є формування високих «стовпчастих» валиків із глибоким, але вузьким проплавленням. Відсутність у чистому аргоні кисню унеможливорює утворення поверхнево-активних речовин (сурфактантів), що значно знижує здатність

розплаву до розтікання і провокує замикання пор у високов'язких сплавах через відсутність активного термокапілярного перемішування.

Діоксид вуглецю (CO_2), навпаки, є багатоатомним активним газом, поведінка якого визначається складною термодинамікою. У високотемпературній зоні дугового розряду (понад 3000 K) молекули CO_2 зазнають інтенсивної ендотермічної дисоціації на монооксид вуглецю та вільний кисень ($CO_2 \rightleftharpoons CO + O$). Ця реакція поглинає значну кількість теплової енергії з периферійних зон дуги, викликаючи її охолодження та примусове звуження електропровідного каналу – явище теплового стиснення. Звуження стовпа призводить до зростання електричного опору плазми, що змушує синергетичну систему джерела живлення пропорційно підвищувати напругу для підтримки струму. Поблизу відносно холодної поверхні зварювальної ванни відбувається зворотна екзотермічна реакція рекомбінації, яка вивільняє колосальну кількість теплової енергії, розподіляючи її по широкій площі та сприяючи розплющуванню розплаву.

Крім суто енергетичного (теплофізичного) впливу, продукти дисоціації CO_2 є головними постачальниками атомарного кисню безпосередньо у ванну розплаву. Кисень виступає потужною поверхнево-активною речовиною, яка кардинально змінює температурний градієнт поверхневого натягу ($d\gamma/dT$). За досягнення певної концентрації кисню напрямок термокапілярних конвективних потоків Марангоні змінюється на протилежний – від периферії до центру та вглиб ванни. Це явище інтенсифікує теплопередачу та забезпечує сприятливе розтікання металу. Водночас саме цей вільний кисень ініціює неминуче окислення молібдену та ванадію у сталі MoNiVa. Таким чином, збільшення частки CO_2 у газовій суміші має виражений дуалістичний характер: воно одночасно стимулює сприятливу гідродинамічну конвекцію та генерує деструктивні тугоплавкі оксидні бар'єри, подолання яких вимагає залучення додаткової кінетичної енергії або електродинамічного тиску дуги.

2.2 Обладнання

Експериментальна частина роботи виконувалася на базі спеціалізованого роботизованого комплексу, сконфігурованого для потреб WAAM. Кінематичною основою системи виступав шестиосьовий промисловий робот-маніпулятор Yaskawa MH1440 (максимальне корисне навантаження 6 кг, максимальний радіус дії 1440 мм) під керуванням відповідного мікропроцесорного контролера (рисунок 2.1). Важливим фактором вибору даної моделі стала висока просторова жорсткість механіки та прецизійна точність позиціювання з показником повторюваності траєкторії на рівні $\pm 0,08$ мм. Це гарантувало абсолютну стабільність заданої кінематичної швидкості переміщення та виключало вплив механічних похибок на формування відхилень макроеометрії при багат шаровому наплавленні. Синхронізація роботи маніпулятора зі зварювальним джерелом здійснювалася через швидкісні цифрові інтерфейси зв'язку, що дозволяло гнучко інтегрувати траєкторні програми та енергетичні режими у єдиний автоматизований технологічний цикл просторового формоутворення.



Рисунок 2.1 - Зварювальний робот Yaskawa MH1440 зі зварювальним обладнанням Fronius TPS500i CMT

Як головне джерело теплової енергії та інструмент формування краплі застосовувалася повністю цифрова інверторна зварювальна кіберфізична система Fronius TPS 500i (номінальний максимальний зварювальний струм 500 А при ПВ 40%, укомплектована спеціалізованим периферійним обладнанням для реалізації технології реверсивного краплеперенесення CMT (Cold Metal Transfer). Апаратний комплекс включав основне джерело живлення, високоточний фронтальний механізм подачі дроту, розміщений безпосередньо на плечі маніпулятора для мінімізації тертя у направляючому каналі, а також інтегрований блок рідинного охолодження, який гарантував термічну стабільність зварювального пальника під час тривалих циклів 3D-друку. Вибір на користь технології CMT був зумовлений її унікальною кінематикою: процес характеризується високочастотним зворотно-поступальним рухом зварювального дроту (з частотою до 100...130 Гц), що забезпечує примусове механічне відривання краплі розплаву на етапі короткого замикання при екстремально низьких значеннях струму. Це дозволяє радикально знизити загальне тепловкладення в деталь, що є критично важливим для запобігання деградації макрогеометрії тонкостінних структур.

Для прецизійного дослідження впливу термодинаміки та окислювального потенціалу захисного середовища на гідродинаміку зварювальної ванни комплекс було дооснащено механічним змішувачем газів WITT BM-2M (рисунок 2.2). Дане обладнання дозволяло в режимі реального часу генерувати бінарні газові суміші на базі хімічно інертного аргону та активного діоксиду вуглецю із заданим градієнтом концентрацій. Інтегровані пропорційні клапани газового змішувача гарантували абсолютну стабільність хімічного складу суміші з похибкою не більше $\pm 1\%$ незалежно від коливань тиску в магістралях. Це забезпечувало рівномірний потік захисного газу через сопло пальника та унеможливлювало неконтрольовані флуктуації окислювального потенціалу дугової плазми.



Рисунок 2.2 - Змішувач газів WITT VM-2M

Додаткове периферійне обладнання експериментальної установки включало комбіновану систему температурного моніторингу та активного міжшарового охолодження, використання якої було необхідним для методологічної ізоляції ефектів накопичення тепла. Для безконтактного вимірювання температури поверхні попередньо наплавленого шару використовувався промисловий інфрачервоний пірометр. З огляду на оптичну специфіку безконтактного вимірювання температури металів, коефіцієнт теплової емісії пірометра був жорстко встановлений на рівні 0,85. Це значення відповідає випромінювальній здатності термічно окисленої поверхні низьколегованих сталей у досліджуваному температурному діапазоні (до 100 °C) згідно з довідковими даними термографії [85–87]. Вимірювання виконувалося в двох місцях, а саме в центрі зразка перпендикулярно до його бокової поверхні, а також перпендикулярно до верхньої поверхні зразка.

Система примусового охолодження складалася з дозуючих форсунок для нанесення дрібнодисперсного водяного спрею на поверхню металу та

пневматичної магістралі подачі очищеного та осушеного стисненого повітря (650...700 кПа) для випаровування вологи та осушення підкладки. Тривалість обдуву стисненим повітрям складала 30 с. Такий апаратний підхід дозволяв примусово знижувати температуру зразка до стабільних значень (85 ± 10 °C) перед кожним наступним проходом, забезпечуючи старт наплавлення за близьких початкових термічних умов для всіх досліджуваних режимів в межах прийнятної похибки.

2.3 Методика реєстрації та аналізу параметрів процесу WAAM

Для глибокого розуміння термодинамічних та гідродинамічних процесів, що протікають під час формування структур у технології WAAM, сучасне зварювальне обладнання розглядається не просто як джерело живлення, а як комплексна кіберфізична система. Ця система функціонує на основі замкненого контуру зворотного зв'язку, де синергетичний алгоритм мікропроцесорного управління безперервно адаптує електричні параметри дуги до мінливих фізичних умов у зоні розплаву. Відповідно, методика реєстрації та аналізу кіберфізичних параметрів є критично важливою для кількісної оцінки енергетичного балансу та реакції алгоритму на зміну окислювального потенціалу захисного середовища.

Процес збору даних базується на високочастотному логуванні внутрішньої телеметрії джерела живлення. Під час наплавлення кожного експериментального зразка вбудована система реєстрації генерує хронологічні масиви даних із заданою частотою дискретизації 10 Гц, які містять миттєві значення зварювального струму, напруги на дузі, швидкості подачі дроту та розрахункової електричної потужності. Отримані «сирі» дані експортуються у форматі структурованих таблиць та підлягають подальшій комп'ютерній обробці за допомогою аналітичних скриптів (зокрема, на базі бібліотеки Pandas у Python).

Першим етапом програмного аналізу є фільтрація масивів даних для розділення активних фаз горіння дуги та технологічних пауз, що є особливо

актуальним для дискретного процесу просторового перенесення металу, такого як CMT Cycle Step. Фільтрація здійснюється шляхом встановлення порогового значення струму (наприклад, понад 10 А), що дозволяє виокремити підмасив активних точок (N_{act}) із загального масиву вимірювань (N_{tot}). Для активної фази обчислюються математичні сподівання струму та напруги, які характеризують базову енергетику стабільного перенесення металу:

$$\mu_{I_{act}} = \frac{1}{N_{act}} \sum_{i=1}^{N_{act}} I_i, \quad (2.1)$$

$$\mu_{U_{act}} = \frac{1}{N_{act}} \sum_{i=1}^{N_{act}} U_i, \quad (2.2)$$

де I_i та U_i – миттєві значення струму та напруги у моменти часу, коли дуга фізично горить. Аналіз цих середніх значень є ключовим для доведення термодинамічних ефектів газу. Зокрема, ендотермічна реакція дисоціації молекул діоксиду вуглецю у високоокислювальних сумішах призводить до теплового стиснення плазмового стовпа. Алгоритмічний аналіз логів дозволяє математично зафіксувати, як кіберфізична система, намагаючись підтримати задану потужність крізь звужений стовп дуги, автоматично підвищує напругу $\mu_{U_{act}}$ зі збільшенням концентрації CO_2 .

Окремим і надзвичайно важливим завданням є розрахунок лінійного тепловкладення (Heat Input, HI), яке визначає макроскопічний масштаб зварювальної ванни та її теплову інерцію. На відміну від характеристик активної дуги, тепловкладення обчислюється на основі загальної середньої електричної потужності (μP_{tot}) за весь період виконання проходу, включаючи мікропаузи, оскільки тепла енергія акумулюється металом безперервно:

$$HI = \frac{\mu P_{tot}}{TS} = \frac{\frac{1}{N_{tot}} \sum_{i=1}^{N_{tot}} (I_i \cdot U_i)}{TS}, \quad (2.3)$$

де TS – кінематична швидкість переміщення пальника (Travel Speed). Використання цього розрахункового параметра дозволяє математично обґрунтувати наявність масштабного ефекту, доводячи, що саме загальний об'єм внесеної теплової енергії визначає здатність термокапілярних потоків Марангоні долати бар'єрну дію тугоплавких оксидів незалежно від складу газу.

Слід зауважити, що у роботі використовується електричне лінійне тепловкладення як порівняльний інтегральний показник енергетики процесу. Коефіцієнт ефективності дугового нагрівання не вводився, оскільки основною метою було зіставлення режимів у межах одного апаратного комплексу та однорідної методики реєстрації.

Процес збору даних базується на реєстрації внутрішньої телеметрії джерела живлення. Під час наплавлення кожного експериментального зразка вбудована система реєстрації генерує хронологічні масиви даних із частотою дискретизації 10 Гц, які містять значення зварювального струму, напруги на дузі та швидкості подачі дроту, усереднені апаратним інтегратором обладнання у межах 100-мілісекундного вікна дискретизації.

Найскладнішим аспектом аналізу є оцінювання граничних енергетичних станів синергетичної системи. Для непрямого оцінювання амплітуди імпульсного електродинамічного впливу дуги, алгоритм здійснює пошук локальних максимумів функції струму в межах масиву телеметрії:

$$I_{max} = \max_{i \in N_{act}} (I_i). \quad (2.4)$$

Цей параметр, також відомий як піковий струм жорсткого пробиття, є прямим індикатором реакції кіберфізичної системи на втрату електропровідності ванни. Статистичне порівняння I_{max} для різних режимів (наприклад,

високоенергетичного та низькоенергетичного Cycle Step) дозволяє математично довести феномен імпульсного електродинамічного впливу.

Слід підкреслити, що показник I_{max} , зафіксований із частотою 10 Гц, виступає інтегральним (опосередкованим) індикатором реакції синергетичного контуру на зміну опору дугового проміжку. Він не є прямою осцилограмою коротких замикань і не відображає миттєву часову мікроструктуру СМТ-процесу, проте слугує надійною макроскопічною метрикою для порівняльного аналізу енергетичної потужності різних дискретних режимів...

Крім того, для оцінки загальної стабільності процесу та ідентифікації початку гідродинамічного колапсу (наприклад, переходу до просторової нестабільності та блукання валика), обчислюється дисперсія та середньоквадратичне відхилення електричних параметрів. Зростання цих статистичних індикаторів чітко корелює з моментами просторової дестабілізації дуги, коли система не здатна знайти стабільний шлях для протікання струму крізь ізолюючі оксидні шари, що дозволяє прогнозувати макродефекти на рівні аналізу цифрового сліду процесу.

2.4 Методика підготовки макрошліфів та аналізу макрогеометрії зразків

Для дослідження макрогеометрії наплавлених валиків та оцінки їхньої внутрішньої дефектності експериментальні зразки розрізалися в поперечному напрямку. Поверхня отриманих перерізів піддавалася механічному шліфуванню наждачним папером на основі карбіду кремнію (SiC) з подальшим хімічним травленням у 7 % розчині нітратної кислоти в етанолі (ніталь) для чіткого виявлення меж зони сплавлення. Оцифрування макрошліфів здійснювалося за допомогою оптичного сканера високої роздільної здатності при 600 DPI, що забезпечило фізичний розмір пікселя на рівні 0,0423 мм. Апаратна валідація оптичної системи за допомогою 10-міліметрового калібрувального еталона підтвердила високу точність методу з абсолютною похибкою вимірювань не більше 0,045 мм [88].

З метою нівелювання суб'єктивного людського фактора та подальшого підвищення точності вимірювань, традиційні методики ручного метричного аналізу макрошліфів за допомогою мікроскопів або базових інструментів CAD-систем були замінені на автоматизований алгоритм комп'ютерного зору. Розроблена методика базується на використанні спеціалізованих скриптів, написаних мовою програмування Python із залученням бібліотек OpenCV, SciPy та Pandas. Такий підхід дозволяє досягти прийнятної точності вимірювань за рахунок суворого математичного визначення меж переходу між наплавленим металом та фоном на основі градієнта яскравості пікселів. Крім того, програмна обробка є критично необхідною для точного інтегрального обчислення площ складної форми, зокрема для ідентифікації та сумування площ множинних пор, що практично неможливо реалізувати вручну з достатнім ступенем достовірності.

Процедура цифрового аналізу розпочинається із завантаження цифрового зображення макрошліфа у вигляді двовимірної матриці пікселів та його калібрування. Кольорове зображення конвертується у градації сірого для спрощення матриці яскравості, після чого для усунення високочастотних шумів до нього застосовується гауссова фільтрація. Далі використовується алгоритм глобальної бінаризації за адаптивним методом Оцу. Цей статистичний метод автоматично обчислює оптимальний поріг контрастності, мінімізуючи внутрішньокласову дисперсію, і жорстко розділяє масив на два класи: фон зображення та масив наплавленого металу. Для закриття дрібних артефактів на межах контуру виконується морфологічне замикання, після чого алгоритм топологічного структурного аналізу Сузукі з високою точністю виділяє зовнішній замкнений контур валика та всі внутрішні контури, що відповідають газовим порам.

Математична модель вимірювання хвилястості профілю

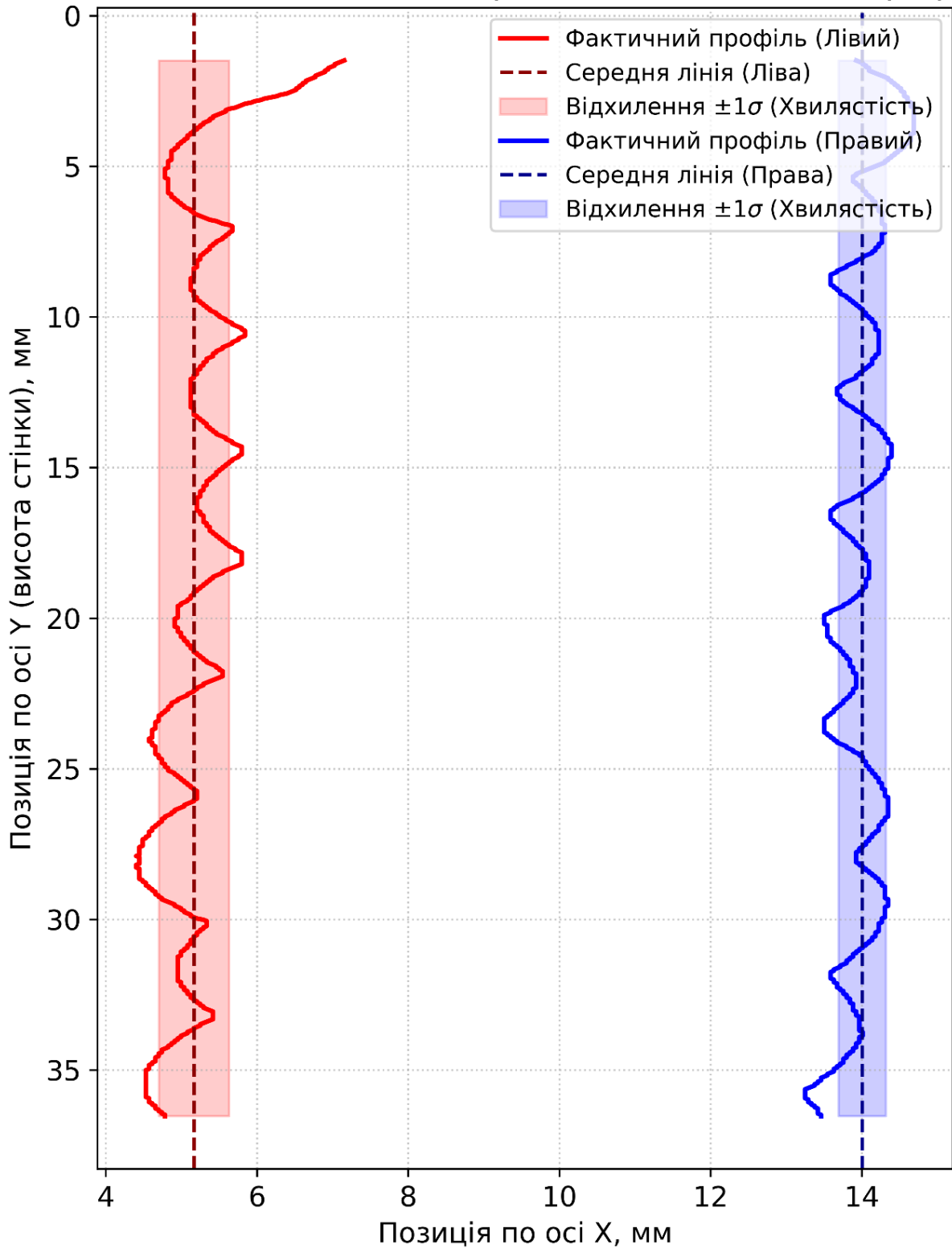


Рисунок 2.3 - Модель вимірювання хвилястості профілю та виділення контуру стінки

Після математичного опису знайденого контуру у вигляді масиву декартових координат здійснюється автоматизоване вимірювання базових

геометричних макропараметрів. Для усунення впливу крайових ефектів нестабільного формоутворення (розширення металу біля підкладки та заокруглення на останньому шарі), алгоритм автоматично відсікає верхню та нижню зони контуру (в межах 3,0–4,5 мм). У межах стабілізованої центральної робочої зони алгоритм виконує горизонтальне рядкове сканування. Ефективна (мінімальна) ширина стінки (W_{eff}) та максимальна ширина (W_{max}) визначаються як відповідні екстремуми абсолютної різниці між абсцисами крайніх точок зовнішнього контуру. Загальна висота стінки (h) обчислюється як ортогональна відстань від базової лінії сплавлення до найвищої точки ординати контуру. Фактична площа поперечного перерізу наплавленого металу (A_{fact}) розраховується шляхом попиксельного інтегрування області всередині зовнішнього контуру (за вирахуванням внутрішніх пустот), помноженої на квадрат калібрувального коефіцієнта. Відповідно, площа макропористості (A_{pores}) визначається сумуванням площ усіх ізольованих темних ділянок усередині світлого масиву металу.

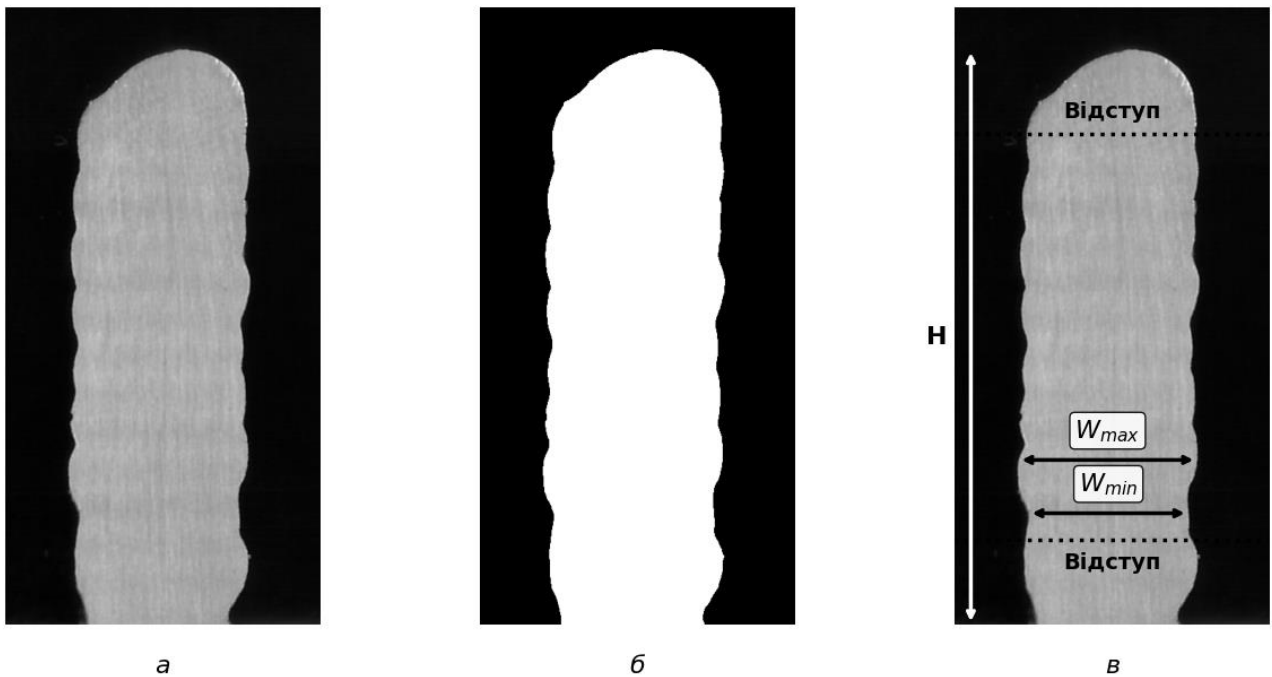


Рисунок 2.4 - Етапи автоматизованого аналізу макрогеометрії: а – вихідний скан поперечного шліфа; б – бінарна маска з відсіченням крайових зон; в – визначення габаритних розмірів та екстремумів ширини валика

Отриманий первинний масив даних дозволяє перейти до розрахунку похідних технологічних та реологічних критеріїв. Найважливішим безрозмірним індикатором реології розплаву є форм-фактор (FF), який обчислюється як відношення середньої виміряної ширини до висоти валика:

$$FF = \frac{W}{h_{layer}}. \quad (2.5)$$

Цей критерій кількісно характеризує крайовий кут змочування: його високі значення свідчать про інтенсивне розплющування металу під дією електродинамічного тиску дуги (зокрема, у високоенергетичних режимах Cycle Step), тоді як низькі значення вказують на формування дефектних «стовпчастих» структур через блокуючу дію тугоплавких оксидів. Для цілей подальшого програмування траєкторій наплавлення розраховується середня висота окремого шару h_{layer} у багатошаровій структурі, яка визначається відношенням загальної висоти до кількості наплавлених шарів (n):

$$h_{layer} = \frac{H}{n}. \quad (2.6)$$

Для оцінки суцільності металу застосовується показник відносної пористості (P), що розраховується як відсоткове відношення сумарної площі пор до загальної площі зовнішнього контуру валика:

$$P = \frac{A_{pores}}{A_{fact} + A_{pores}} \cdot 100\%. \quad (2.7)$$

Окремим етапом аналізу є оцінка ефективності перенесення маси. Для цього розраховується теоретична площа поперечного перерізу металу (A_{theor}), що подається в зону зварювання, яка є функцією площі перерізу дроту діаметром

d та відношення швидкості його подачі (WFS) до швидкості переміщення пальника (TS):

$$A_{theor} = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot \frac{WFS}{TS}. \quad (2.8)$$

Ефективність перенесення маси оцінюється через порівняння фактичної площі наплавленого металу з її теоретичним еквівалентом, що дозволяє визначити коефіцієнт втрат маси (K_{loss}) для оцінки інтенсивності розбризкування та випаровування:

$$K_{loss} = 100\% - \left(\frac{A_{fact}}{A_{theor}} \cdot 100\% \right). \quad (2.9)$$

Цей показник дозволяє кількісно оцінити деструктивні явища, такі як випаровування легуючих елементів або інтенсивне крапельне розбризкування під час жорсткого електродинамічного пробиття оксидних плівок у середовищі чистого вуглекислого газу.

Для доведення статистичної значущості та закономірності отриманих результатів програмний комплекс додатково виконує статистичну обробку геометричних параметрів, зібраних у різних перерізах або вздовж осі наплавлення. Обчислення математичного сподівання (μ) для вибірки обсягом N дозволяє встановити базове значення макропараметра x_i для конкретного режиму:

$$\mu = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_i. \quad (2.10)$$

Тоді як середньоквадратичне відхилення (σ) слугує суворим математичним мірилом макрогеометричної стабільності:

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (x_i - \mu)^2}. \quad (2.11)$$

Додатково алгоритм розраховує коефіцієнт варіації CV:

$$CV = \frac{\sigma}{\mu} \cdot 100\%. \quad (2.12)$$

Різке зростання дисперсії, середньоквадратичного відхилення та коефіцієнта варіації показників ширини стінки виступає об'єктивним математичним доказом виникнення явища гідродинамічного колапсу та блукання валика під час багат шарового наплавлення тонкостінних структур в умовах дефіциту теплової енергії.

2.5 Оцінка похибок вимірювань та розрахунку невизначеностей

Для забезпечення статистичної достовірності експериментальних результатів та коректної інтерпретації виявлених термогідродинамічних закономірностей у роботі було проведено комплексний аналіз похибок прямих та непрямих вимірювань. Метрологічна оцінка базується на врахуванні апаратних (інструментальних) похибок обладнання, роздільної здатності цифрових алгоритмів обробки даних та законі розповсюдження невизначеностей для інтегральних розрахункових критеріїв.

2.5.1 Похибки прямих апаратних вимірювань

Точність реєстрації базових технологічних та геометричних параметрів визначалася паспортними характеристиками застосованого обладнання та алгоритмів. Переміщення зварювального пальника здійснювалося промисловим

маніпулятором Yaskawa MH1440. Завдяки високій жорсткості механіки та цифровому керуванню сервоприводами, абсолютна похибка позиціонування становить $\pm 0,08$ мм. Відносна похибка підтримки заданої швидкості переміщення (TS) не перевищує $\pm 0,5\%$.

Збір телеметричних даних здійснювався внутрішньою мікропроцесорною системою інверторного джерела Fronius TPS 500i. Враховуючи клас точності вимірювальних трансформаторів напруги та датчиків Холла, апаратна відносна похибка вимірювання зварювального струму (δI) та напруги (δU) становить $\pm 1,0\%$. Похибка реєстрації фактичної швидкості подачі дроту (δWFS) оптичним енкодером механізму становить $\pm 1,0\%$.

Змішування газів виконувалося пропорційним змішувачем WITT VM-2M. Абсолютна апаратна похибка підтримання заданої концентрації вуглекислого газу в суміші становить $\pm 1,0\%$ (абс.).

Контроль міжпрохідної температури здійснювався інфрачервоним пірометром. З урахуванням похибки налаштування коефіцієнта теплової емісії ($\varepsilon = 0,85$), загальна відносна похибка вимірювання температури оцінюється у $\pm 1,5\%$ (або $\pm 1,5$ °C у робочому діапазоні 85 °C).

Оцифрування макрошліфів проводилося з оптичною роздільною здатністю 600 DPI, що забезпечує розмір одного пікселя 0,0423 мм. З урахуванням низької похибки алгоритмів бінаризації Оцу та ідентифікації контурів Сузукі, абсолютна інструментальна похибка лінійних вимірів (ширини W та висоти h) становить $\pm 0,05$ мм. Для інтегрального показника фактичної площі поперечного перерізу (A_{fact}) абсолютна похибка становить $\pm 0,5$ мм².

2.5.2 Невизначеність розрахункових (непрямих) величин

Більшість ключових індикаторів процесу WAAM (лінійне тепловкладення, об'ємна енергоємність, форм-фактор) є непрямими величинами. Їхня відносна похибка розраховувалася згідно з класичним законом розповсюдження

невизначеностей (через частинні похідні функції). Для загальної функції $Y = f(x_1, x_2 \dots x_n)$ абсолютна похибка обчислюється як:

$$\Delta Y = \sqrt{\sum_{i=1}^n \left(\frac{\partial f}{\partial x_i} \Delta x_i \right)^2}. \quad (2.13)$$

Відповідно, відносна похибка лінійного тепловкладення (HI) визначається сумою квадратів відносних похибок вхідних величин (струму, напруги та швидкості переміщення):

$$\delta HI = \sqrt{(\delta U)^2 + (\delta I)^2 + (\delta TS)^2}. \quad (2.14)$$

Підставляючи інструментальні значення ($\delta U = 1\%$, $\delta I = 1\%$, $\delta TS = 0,5\%$), отримуємо максимальну відносну похибку розрахунку тепловкладення на рівні $\delta HI \approx \pm 1,5\%$. У фізичному вимірі для типового режиму потужністю 300 Дж/мм абсолютна похибка становить $\pm 4,5$ Дж/мм.

Відносна похибка питомої об'ємної енергоємності (VED), яка пов'язує тепловкладення та фактичну площу перерізу (A_{fact}), обчислюється як:

$$\delta VED = \sqrt{(\delta HI)^2 + (\delta A_{fact})^2}. \quad (2.15)$$

Враховуючи, що відносна похибка вимірювання площі становить близько 0,4–0,5% (для площ $\sim 100 \dots 150 \text{ мм}^2$), загальна відносна похибка обчислення VED не перевищує $\pm 1,6\%$.

Відносна похибка форм-фактора ($FF = W/h$) розраховується на основі абсолютних інструментальних похибок лінійних вимірів:

$$\delta FF = \sqrt{\left(\frac{\Delta W}{W}\right)^2 + \left(\frac{\Delta h}{h}\right)^2}. \quad (2.16)$$

Для середніх значень тонкої стінки ($W \approx 5,0$ мм, $h \approx 1,5$ мм) за умови $\Delta = 0,05$ мм, відносна похибка становить $\pm 3,4\%$.

2.5.3 Статистична заява щодо числових даних

Наведені вище розрахунки метрологічних показників засвідчують високу точність застосованого апаратного та програмного комплексу. Усі числові значення лінійних розмірів, площ та інтегральних енергетичних параметрів, наведені у тексті та на графіках Розділів 3 і 4 даної дисертаційної роботи, є математичними сподіваннями (середніми значеннями), які неявно включають розрахований довірчий інтервал похибок (для рівня довіри 95%, $k = 2$). Наприклад, запис лінійного тепловкладення «310 Дж/мм» слід інтерпретувати з урахуванням розрахункової похибки як «310 $\pm$ 4,6 Дж/мм». Даний рівень похибок є повністю допустимим для інженерних та термогідродинамічних досліджень технології WAAM і не впливає на загальний тренд виявлених нелінійних та кіберфізичних закономірностей.

2.6 Висновки до розділу

Узагальнюючи матеріали та результати розробки методологічного комплексу, наведені у другому розділі, можна сформулювати такі основні висновки:

Обґрунтовано та сформовано комплексну методологію досліджень, яка базується на поєднанні фізичного експерименту з високим ступенем ізоляції чинників, високочастотного логування телеметрії джерела живлення як кіберфізичної системи та автоматизованого комп'ютерного аналізу цифрових слідів процесу. Методологічний вибір для порівняльного аналізу еталонної

низьковуглецевої сталі ER70S-6 та складнолегованої сталі типу MoNiVa дозволив чітко розмежувати суто теплофізичні ефекти дугової плазми від реологічних бар'єрів, викликаних формуванням тугоплавких оксидних плівок молібдену та ванадію. Використання широкого градієнта захисних газових середовищ від 100% Ar до 100% CO₂ забезпечило можливість керованої зміни окислювального потенціалу та цілеспрямованого впливу на термодинаміку контракції дуги і напрямок конвективних потоків Марангоні у зварювальній ванні.

Апаратно сконфігуровано та впроваджено у дослідну практику експериментальний комплекс електродугового адитивного виробництва на основі системної інтеграції шестиосьового промислового маніпулятора Yaskawa MH1440, інверторного джерела Fronius TPS 500i CMT та оригінальних допоміжних металоконструкцій. Створена архітектура комплексу забезпечує точність повторюваності просторової траєкторії на рівні $\pm 0,08$ мм та мінімальне лінійне тепловкладення завдяки синхронізації з реверсивною кінематикою подачі дроту (технологія CMT). Для забезпечення високої відтворюваності експериментів та усунення чинника теплового накопичення розроблено та інтегровано в загальний цикл строгий протокол температурного контролю з використанням інфрачервоного пірометра, відкаліброваного під коефіцієнт теплової емісії окисленої сталі ($\epsilon = 0,85$), а також периферійної системи дрібнодисперсного водяного охолодження й пневматичного осушення, що гарантує стабільну міжшарову температуру на рівні 85 ± 10 °C перед початком кожного проходу.

Розроблено кіберфізичну методику високочастотної реєстрації та програмної обробки внутрішньої телеметрії процесу з частотою дискретизації 10 Гц. Створений алгоритм на базі мови Python та бібліотеки Pandas дозволяє ефективно відфільтровувати активні фази горіння дуги за пороговим значенням струму понад 10 А, розраховувати математичні сподівання струму і напруги, а також інтегрувати потужність для точного обчислення лінійного тепловкладення (HI). У рамках цієї методики вперше формалізовано критерій пошуку локальних

екстремумів струму жорсткого короткого замикання (I_{max}), що виступає прямим індикатором активації імпульсного електродинамічного впливу, необхідного для механічного руйнування високорезистивних оксидних плівок на поверхні розплаву.

Створено та валідовано прецизійний алгоритм комп'ютерного зору на базі бібліотеки OpenCV для автоматизованого пошарового аналізу геометрії та дефектності поперечних перерізів зразків з дискретністю цифрового вимірювання 0,0423 мм/піксель та експериментально підтвердженою абсолютною похибкою не більше 0,045 мм. Використання статистичного методу глобальної бінаризації Оцу та топологічного аналізу Сузукі дозволило повністю усунути суб'єктивний людський фактор при визначенні контурів, реалізувати автоматичне відсікання зон нестабільного крайового формоутворення (у межах 3,0–4,5 мм від верху та низу стінки) та виконати попиксельне інтегрування для розрахунку фактичної площі наплавленого металу. Цей інструментарій забезпечив можливість математично строгого обчислення ефективної (мінімальної) ширини стінки (W_{eff}), її варіативності, відносної пористості (P) та диференційованої хвилястості лівої і правої поверхонь як середньоквадратичного відхилення фактичного профілю від вертикалі ($\pm 1\sigma$).

Розроблений та впроваджений комплекс методів, технічних засобів та аналітичного програмного забезпечення створює надійну, інваріантну до людського фактора експериментально-дослідну базу, яка дозволяє перейти до виявлення фундаментальних фізико-технологічних закономірностей у Розділі 3 та побудови прогностичних математичних моделей у Розділі 4.

РОЗДІЛ 3 ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ЗАХИСНОГО СЕРЕДОВИЩА НА ФОРМУВАННЯ WAAM-СТРУКТУР

3.1 Теоретичне обґрунтування впливу термокапілярних течій на процеси просторового формоутворення

Побудова фізично адекватних алгоритмів керування макрогеометрією у процесах WAAM вимагає системного аналізу теплофізичних та хіміко-реологічних явищ, які супроводжують плавлення і кристалізацію металу. Дослідження механіки суцільних середовищ у зоні зварювальної ванни та плазмового стовпа доводять, що захисне газове середовище не може розглядатися виключно як пасивний ізолятор. Навпаки, воно функціонує як активний термодинамічний інструмент, механізм дії якого розділяється на два незалежні, але тісно пов'язані канали: модифікацію теплового поля дуги та зміну поверхневого натягу рідкої фази.

З метою формалізації та кількісного опису цих механізмів, у даному дослідженні розроблено аналітичний підхід, що базується на введенні двох інтегральних параметрів: термофізичного індексу газу (GTI) та індексу газової активності (GAI) [89]. Використання цих критеріїв дозволяє трансформувати емпіричні спостереження за поведінкою газових сумішей у систему строгих математичних залежностей.

3.1.1 Математична формалізація термофізичних та хіміко-поверхневих ефектів

Для повноцінного опису архітектури поодинокого наплавленого валика у технології WAAM застосовується система з чотирьох базових геометричних параметрів поперечного перерізу: ширини (w), загальної висоти (h), глибини проплавлення (p) та крайового кута змочування (θ). Саме кут θ виступає ключовою метрикою, що характеризує здатність розплаву до розтікання і слугує геометричним балансиrom між масою внесеного металу та формою валика.

Теоретична модель ґрунтується на гіпотезі, що газова суміш здійснює двофакторний вплив на процес. Енергетична складова цього впливу виражається через зміну лінійного тепловкладення, базове значення якого (Q_l) визначається класичним рівнянням:

$$Q_l = \eta_0 \frac{UI}{TS}, \quad (3.1)$$

де η_0 – ефективний термічний коефіцієнт корисної дії процесу; U – напруга на дузі, В; I – зварювальний струм, А; TS – кінематична швидкість переміщення джерела тепла, м/с.

Враховуючи термофізичні особливості конкретної газової суміші (потенціал іонізації та теплопровідність плазми), ефективне лінійне тепловкладення Q_{eff} модифікується за допомогою індексу GTI:

$$Q_{eff} = Q_l [1 + c_g (GTI - 1)], \quad (3.2)$$

де c_g – коефіцієнт, що визначає чутливість теплового балансу системи до зміни теплопровідності та явища контракції дуги під впливом газу.

Другий канал впливу – хіміко-поверхневий – формалізується через функцію термокапілярної відповіді (Ψ_M), яка безпосередньо залежить від індексу газової активності (GAI). Ця функція описує зміну вектора течій Марангоні внаслідок дисоціації активних газів (наприклад, CO_2 або O_2) та насичення поверхні розплаву киснем. Для опису нелінійного переходу від відцентрового до доцентрового руху рідини доцільно застосувати гіперболічний тангенс:

$$\Psi_M = \tanh[\chi(GAI - GAI_{cr})], \quad (3.3)$$

де GAI_{cr} – критичний поріг активності газу, що ініціює інверсію конвективних потоків; χ – коефіцієнт, який характеризує швидкість та інтенсивність цієї термогідродинамічної перебудови.

Щоб пов'язати енергетику процесу з масогабаритними показниками, вводиться поняття характерного лінійного масштабу плавлення (L_m):

$$L_m = \sqrt{\frac{Q_{eff}}{\rho H_m}}, \quad (3.4)$$

де ρ – густина металу, кг/м^3 ; H_m – ефективна питома ентальпія плавлення сплаву, Дж/кг .

Спираючись на цей масштаб, ширину валика та глибину його проплавлення можна подати як комбіновані функції, що залежать і від теплової енергії, і від напрямку поверхневих потоків:

$$w = K_w L_m (1 - d_w \Psi_M), \quad (3.5)$$

$$p = K_p L_m (1 + d_p \Psi_M), \quad (3.6)$$

де K_w , K_p та d_w , d_p – безрозмірні коефіцієнти просторової форми. Рівняння доводять, що розширення масштабу плавлення (L_m) загалом збільшує габарити ванни, тоді як зростання термокапілярної функції (Ψ_M) обмежує бічне розтікання металу, концентруючи тепло по центральній осі та поглиблюючи зону сплавлення.

Для замикання системи рівнянь використовується закон збереження маси. Площа поперечного перерізу (A_b) залежить виключно від масової швидкості подачі присадного матеріалу ($\dot{m}$) та швидкості пальника (TS):

$$A_b = \frac{\dot{m}}{\rho TS}. \quad (3.7)$$

Апроксимуючи профіль наплавленого валика круговим сегментом, площу перерізу можна геометрично описати через ширину та кут змочування (θ , у радіанах):

$$A_b = \frac{w^2}{4 \sin^2 \theta} (\theta - \sin \theta \cos \theta). \quad (3.8)$$

Завершальним рівнянням макрогеометрії є висота шару (h), яка математично виводиться з попередніх геометричних зв'язків:

$$h = \frac{w}{2} \tan \frac{\theta}{2}. \quad (3.9)$$

Наведений математичний апарат дозволяє відмовитися від ізольованих емпіричних розрахунків висоти шару. У запропонованій моделі висота постає природним похідним параметром, який є результатом складної взаємодії теплового масштабу, поверхневого натягу та об'єму поданого металу. Крім того, для оцінки стабільності відтворення профілю впроваджується статистична метрика – середньоквадратичне відхилення ширини (σ_w):

$$\sigma_w = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (w_i - \bar{w})^2}. \quad (3.10)$$

3.1.2 Аналітичне дослідження конкурентних гідродинамічних механізмів у зварювальній ванні

Функціональний аналіз розробленої системи (рівняння від Q_{eff} до h) дозволяє чітко розмежувати ефекти, спричинені теплофізичними та хімічними властивостями захисного середовища.

Розглядаючи термофізичний індекс (GTI), можна стверджувати, що за умови позитивного коефіцієнта c_g його зростання прямо пропорційно збільшує ефективне лінійне тепловкладення:

$$\frac{\partial Q_{eff}}{\partial GTI} = Q_l c_g > 0. \quad (3.11)$$

Як наслідок, це призводить до збільшення характерного масштабу плавлення ($\partial L_m / \partial GTI > 0$). Відповідно, габарити ванни зростають як у ширину, так і в глибину:

$$\frac{\partial w}{\partial GTI} > 0, \quad (3.12)$$

$$\frac{\partial p}{\partial GTI} > 0. \quad (3.13)$$

Проте, оскільки площа поперечного перерізу (A_b) жорстко лімітована швидкістю подачі дроту та залишається константою, геометричне розширення валика неминуче вимагає зменшення його крайового кута змочування та загальної висоти. Математично це виражається через негативні похідні:

$$\frac{\partial \theta}{\partial GTI} < 0, \quad (3.14)$$

$$\frac{\partial h}{\partial GTI} < 0. \quad (3.15)$$

У фізичному вимірі це означає, що гази з високим термофізичним потенціалом (наприклад, суміші з гелієм) генерують більш широкі, плоскі валики з плавним переходом до підкладки.

Діаметрально інша картина спостерігається при аналізі хіміко-поверхневого впливу, який формалізується індексом GAI . Похідна функції термокапілярної відповіді за цим індексом є строго позитивною:

$$\frac{\partial \Psi_M}{\partial GAI} = \chi \operatorname{sech}^2[\chi(GAI - GAI_{cr})] > 0. \quad (3.16)$$

Це підтверджує, що насичення ванни активним киснем плавно, але невідворотно змінює вектор течій на доцентровий. Наслідком цієї переорієнтації є гідродинамічне стягування розплаву, що викликає звуження валика та концентрацію теплового потоку в зоні проплавлення:

$$\frac{\partial w}{\partial GAI} < 0, \quad (3.17)$$

$$\frac{\partial p}{\partial GAI} > 0. \quad (3.18)$$

Звуження профілю при константній площі (A_b) вимагає геометричної компенсації, що відображається у зростанні кута змочування та висоти:

$$\frac{\partial \theta}{\partial GAI} > 0, \quad (3.19)$$

$$\frac{\partial h}{\partial GAI} > 0. \quad (3.20)$$

Таким чином, додавання активних газів (наприклад, CO_2) стимулює формування вужчих, але суттєво вищих та більш опуклих шарів із глибоким проплавленням.

Математичний аналіз функції Ψ_M також вказує на наявність екстремуму чутливості системи, який досягається за умови:

$$GAI = GAI_{cr}. \quad (3.21)$$

В околі цієї критичної точки макрогеометрія валика реагує на найменші коливання хімічного складу середовища. Саме в зоні термокапілярної інверсії очікується найбільша флуктуація ширини (зростання σ_w), оскільки гідродинаміка розплаву перебуває у стані нестабільної рівноваги між відцентровими та доцентровими силами.

Синтезуючи результати диференціального аналізу, можна констатувати, що фінальна макрогеометрія шару є результатом жорсткої конкуренції двох механізмів: термофізичного розширення та термокапілярного звуження. Цей факт розкриває явище морфологічної еквіфінальності – ідентична ширина валика може бути сформована різними комбінаціями GTI та GAI , але при цьому інші параметри (висота, глибина, кут) кардинально відрізнятимуться.

Запропонована теоретична база доводить, що для ефективного керування просторовим формоутворенням у технології WAAM необхідно аналізувати макрогеометрію як єдину неподільну систему змінних $\{w, h, p, \theta\}$. Розроблена напівемпірична структура створює строге математичне підґрунтя для переходу до експериментальної частини дослідження та побудови предиктивних моделей для складнолегованих сталей.

Таблиця 3.1 - Прикладна інтерпретація моделі для типових захисних газових середовищ у процесах WAAM на основі заліза (Fe)

Типове захисне газове середовище	Очікуваний рівень GTI	Очікуваний рівень GAI	Домінуючий механізм у рамках моделі	Очікувана геометрія одиночного валика	Прикладна інтерпретація для WAAM на основі Fe
Чистий аргон (Ar = 99.9-100%)	базовий	дуже низький	Базовий тепловий стан дуги за мінімального хімічно-поверхневого впливу	w – середнє; h – середнє; p – помірне; θ – середнє	Може розглядатися як базова інертна атмосфера для порівняння з гелієвмісними та активними газовими сумішами.
Ar-He, інертне середовище збагачене He (Ar + 10-25% He)	підвищений	низький	Посилення термофізичного каналу: збільшення Q_{eff} та L_m	$w \uparrow$; $h \downarrow$; $p \uparrow$; $\theta \downarrow$	Очікується ширший, нижчий і менш опуклий валик. Такі суміші підходять, коли потрібне посилене розтікання розплавленого металу та більш плоский профіль шару.
Ar + низька добавка O_2 (Ar + 1-2% O_2)	близький до базового або дещо підвищений	помірний	Посилення хімічно-поверхневого каналу та модифікація термокапілярного градієнта	$w \downarrow$; $h \uparrow$; $p \uparrow$; $\theta \uparrow$	Може інтерпретуватися як контрольований засіб звуження валика та збільшення проплавлення без переходу до сильно активної атмосфери.
Ar + низька/помірна добавка CO_2 (Ar + 2-5% CO_2)	близький до базового	помірний або підвищений	Хімічно-поверхневий вплив активного компонента з посиленою термокапілярною течією всередину	$w \downarrow$; $h \uparrow$; $p \uparrow$; $\theta \uparrow$	Це практично важливий діапазон для WAAM на основі Fe: валик стає вужчим, вищим і глибше проплавленим; у багатьох

					випадках цей діапазон забезпечує корисний компроміс між геометрією та стабільністю.
Ar + підвищений вміст CO ₂ (Ar + 8-12% CO ₂)	помірний	високий	Домінування хімічно-поверхневого механізму та сильна перебудова течії у ванні розплаву	$w \downarrow\downarrow; h \uparrow\uparrow; p \uparrow\uparrow; \theta \uparrow\uparrow$	Очікується вузький, більш опуклий і глибоко проплавлений валик. Цей діапазон пов'язаний з вищою морфологічною чутливістю до збурень і зниженою повторюваністю.
Комбіноване Ar-He-активне газове середовище (Ar + 10-20% He + 0.5-2% CO ₂ або Ar + 10-20% He + 0.5-1% O ₂)	підвищений	помірний	Конкуренція двох механізмів: (GTI) має тенденцію розширювати валик, тоді як (GAI) має тенденцію звужувати його та збільшувати проплавлення	w – помірне/контрольоване; h – помірне; p ↑; θ – близьке до середнього або дещо підвищене	Це найбільш гнучка категорія для контролю форми валика, оскільки вона дозволяє поєднувати достатнє тепловкладення з контрольованим поверхневим ефектом.

3.2 Комплексний аналіз впливу захисних середовищ Ar/CO_2 на енергетичні та макрогеометричні параметри СМТ-WAAM низьковуглецевої сталі

Дослідження технологічних особливостей процесу WAAM вимагає глибокого розуміння взаємозв'язку між фізичними процесами в дузі, керуючими алгоритмами обладнання та фінальною макрогеометрією виробу. У даному підрозділі представлено трикомпонентний аналіз формування стінок із низьковуглецевого легованого дроту ER70S-6 (діаметром 1.2 мм). Дослідження охоплює два базові режими: наплавлення масивних елементів у режимі високого тепловкладення (серія товстих зразків, номінальна швидкість подачі дроту $WFS_{nom} = 6,0$ м/хв) та формування тонкостінних елементів (серія тонких зразків, номінальна швидкість подачі дроту $WFS_{nom} = 3,5$ м/хв) за однакової швидкості переміщення пальника $TS = 45$ см/хв (рисунок 3.1).



Рисунок 3.1 - Пари зразків зі низьковуглецевого нелегованого дроту

Дослідження низьковуглецевої сталі ER70S-6 виконувалось як контрольна серія, необхідна для відокремлення загальних термогідродинамічних ефектів захисного газового середовища від специфічних реологічних бар'єрів, пов'язаних із легуванням сталі MoNiVa молібденом і ванадієм.

3.2.1 Вплив окислювального потенціалу захисного середовища на макрогеометрію та стабільність формоутворення стінок

Результати прецизійного вимірювання макрогеометричних параметрів наплавлених зразків продемонстрували чітку нелінійну залежність розмірних характеристик та стабільності формоутворення від окислювального потенціалу захисного середовища. При наплавленні масивних елементів у режимі високого тепловкладення ($WFS_{nom} = 6,0$ м/хв) використання чистого аргону (100% Ar) забезпечило формування стінки із середньою ефективною шириною $W_{eff} = 8,21$ мм (середня загальна ширина $W = 8,89$ мм) та площею поперечного перерізу $A_{fact} = 341,15$ мм². Додавання 10% CO₂ призвело до локального збільшення цих показників: ефективна ширина зросла до $W_{eff} = 9,15$ мм (середня ширина $W = 9,48$ мм), а площа поперечного перерізу досягла максимального значення $A_{fact} = 349,25$ мм², що вказує на суттєве покращення змочування та розтікання рідкого металу в цьому діапазоні сумішей.

Подальше зростання концентрації активного газу в суміші супроводжувалося поступовим звуженням геометрії, а перехід до чистого вуглекислого газу (100% CO₂) спричинив різке скорочення площі наплавлення до мінімального значення $A_{fact} = 265,59$ мм². Це супроводжувалося значним зменшенням загальної висоти зразка з $H = 39,54$ мм у чистому аргоні до $H = 30,61$ мм у чистому вуглекислому газі, що відповідає зниженню середньої висоти одного наплавленого шару з $h = 1,98$ мм до $h = 1,53$ мм.

Аналогічний нелінійний тренд зафіксовано для серії тонкостінних елементів ($WFS_{nom} = 3,5$ м/хв). У чистому аргоні площа перерізу становила $A_{fact} = 158,45$ мм², загальна висота $H = 22,34$ мм ($h = 1,12$ мм), а ефективна

ширина $W_{eff} = 4,72$ мм. Введення 10% CO_2 збільшило площу до $A_{fact} = 160,32$ мм², висоту до $H = 22,56$ мм, а ефективну ширину до $W_{eff} = 5,32$ мм. Екстремальне насичення середовища активним газом (100% CO_2) призвело до падіння площі до $A_{fact} = 131,22$ мм², зниження висоти до $H = 18,52$ мм ($h = 0,93$ мм) та звуження ефективної ширини до $W_{eff} = 4,84$ мм.

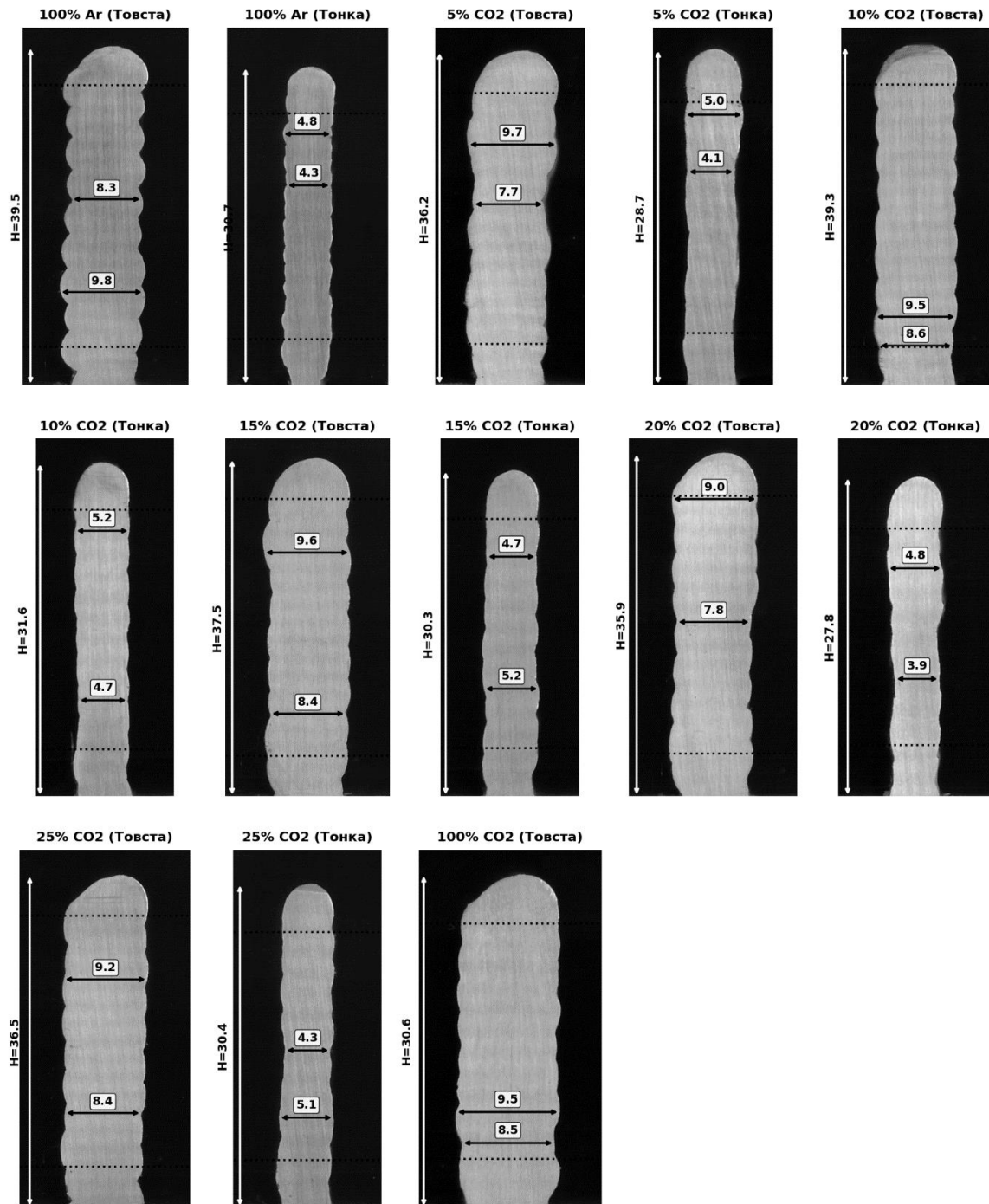


Рисунок 3.2 - Макрогеометричні профілі наплавлених зразків (товстих і тонких стінок з дроту ER70S-6) залежно від концентрації CO_2 у захисному газовому середовищі

Для детальної оцінки морфології валика було впроваджено безрозмірну метрику – форм-фактор (FF), який розраховувався як відношення середньої ширини до висоти окремого шару ($FF = W/h$). Для масивних стінок ($WFS = 6,0$ м/хв) форм-фактор змінюється від $FF = 4,5$ (в аргоні) до $FF = 4,8$ (в оптимізованих сумішах з 10–25% CO_2), досягаючи максимуму $FF = 5,9$ у середовищі 100% CO_2 . У тонкостінних зразках ($WFS = 3,5$ м/хв) зафіксовано подібний зсув: від $FF = 4,5$ (100% Ar) через $FF = 4,9$ (суміші) до $FF = 5,5$ (100% CO_2). Таке зростання форм-фактора при високих концентраціях CO_2 свідчить про вимушене «розплющування» валика, проте воно супроводжується значним дефіцитом висоти шару через особливості масопереносу.

Важливим критерієм якості WAAM-структур є геометрична стабільність бічної поверхні стінки вздовж висоти, яка оцінювалася за допомогою коефіцієнта варіації ефективної ширини (CV) та середньоквадратичного відхилення (σ_W). Для масивних зразків у чистому аргоні CV становив 4,16%, що вказує на наявність локальних напливів та нерівностей. Додавання 10–25% CO_2 призвело до стабілізації гідродинаміки зварювальної ванни та зниження хвилястості до мінімальних значень $CV = 1,84 \dots 2,34\%$ [90]. У чистому CO_2 коефіцієнт варіації знову зріс до 2,52%.

Для тонких стінок вплив газу на хвилястість виявився ще більш критичним: у чистому аргоні зафіксовано незадовільну стабільність ($CV = 5,23\%$), введення 10% CO_2 оптимізувало процес до $CV = 3,12\%$, а в чистому вуглекислому газі хвилястість становила $CV = 3,41\%$.

Характер зміни геометричної стабільності (рисунок 3.3) чітко корелює з масштабом наплавлення. Як свідчить графік коефіцієнта варіації ширини (рисунок 3.3, а), екстремальні значення хвилястості спостерігаються в чистому аргоні через нестабільність ванни, тоді як мінімальні значення досягаються в діапазоні 10–25% CO_2 . Аналіз середньоквадратичного відхилення ширини σ_W (рисунок 3.3, б) підтверджує, що абсолютна амплітуда відхилень для масивних елементів є вищою, проте відносна стабільність (CV) тонких стінок є більш чутливою до коливань захисного середовища.

Для просторової візуалізації виявлених деформацій бічного профілю було побудовано фактичні координатні коридори відхилень стінок (рисунок 3.4).

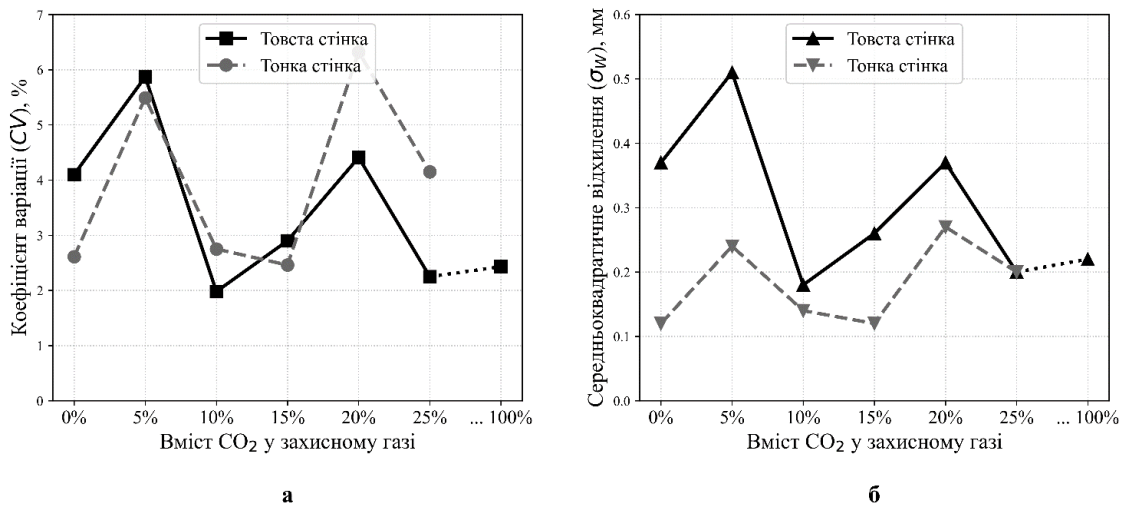


Рисунок 3.3 - Вплив концентрації CO₂ на геометричну стабільність стінок: а – коефіцієнт варіації ширини (CV); б – середньоквадратичне відхилення ширини (σ_w)

Графічний аналіз морфології бічних меж (рисунок 3.4) наочно демонструє ефект макрогеометричного вирівнювання: у середовищі чистого аргону профіль має чітко виражену синусоїдальну амплітуду з широким коридором випадкових відхилень. При введенні 10% активного CO₂ межі стінки трансформуються в практично строго паралельні лінії з мінімальним звуженням коридору $\pm 1\sigma$, що підтверджує стабілізуючий вплив атомарного кисню як поверхнево-активної речовини на гідродинамічні коливання розплаву.

Застосування розробленого алгоритму комп'ютерного зору для прецизійної оцінки відносної макропористості (P , %) дозволило встановити важливий технологічний факт: для сталі ER70S-6 у всьому дослідженому діапазоні газових сумішей (від 100% Ar до 100% CO₂) показник пористості дорівнював $P = 0,0\%$. Це свідчить про те, що за відсутності у розплаві високодисперсних тугоплавких оксидних включень (характерних для високолегованих сталей) рідкоплинність ванни в умовах СМТ є цілком достатньою для повної дегазації розплаву до моменту його кристалізації, незалежно від парціального тиску кисню та водню в дуговому проміжку.

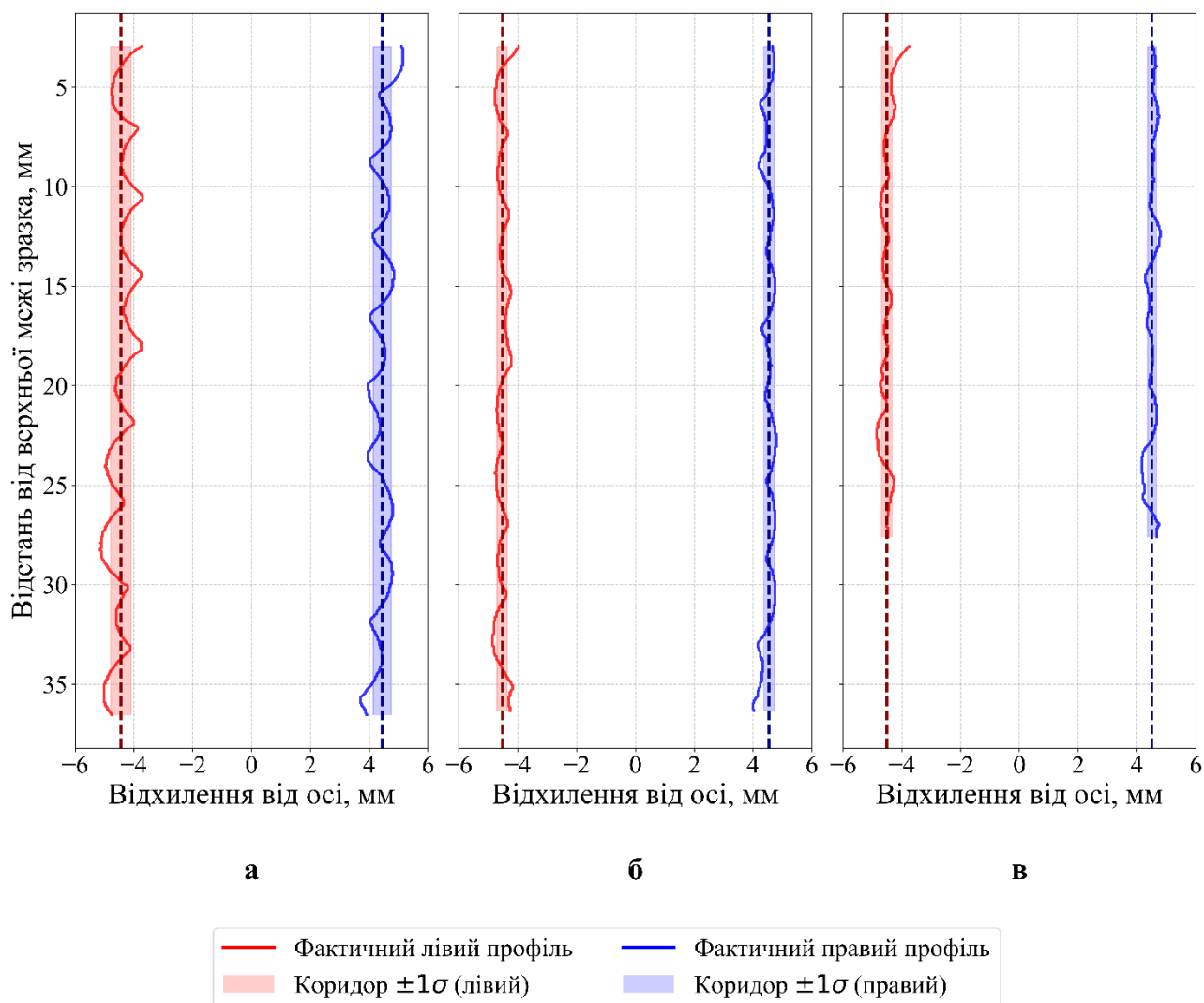


Рисунок 3.4 - Порівняльний аналіз профілів хвилястості бічних поверхонь стінок (коридори відхилень $\pm 1\sigma$) для середовищ а – 100% Ar, б – 90% Ar + 10% CO₂ та в – 100% CO₂

3.2.2 Телеметричний аналіз та кіберфізичні особливості енергетичних параметрів дуги процесу СМТ

При дослідженні інтегральних та амплітудних характеристик зварювального струму та напруги було виявлено ефект розузгодження між лінійним тепловкладенням і питомою об'ємною енергоємністю в умовах синергетичного керування СМТ-процесом при зміні складу захисного газу. Для уникнення надмірного узагальнення цей ефект доцільно трактувати як

«енергетичний парадокс синергетичного СМТ-WAAM у дослідженому діапазоні режимів», а не як універсальну властивість усіх WAAM-процесів.

Фізика зварювальної дуги диктує, що гази з високим потенціалом іонізації та високою теплопровідністю (такі як CO_2) вимагають вищої напруги для підтримки горіння дуги та спричиняють її теплове стиснення (контракцію). Телеметричний аналіз повністю підтвердив цю закономірність.

При наплавленні масивних елементів у чистому аргоні середня напруга становила $U_{avg} = 13,8$ В, а середній струм – $I_{avg} = 154,5$ А. Додавання 10% CO_2 практично не змінило баланс ($U_{avg} = 13,7$ В, $I_{avg} = 156,4$ А). Проте при переході до чистого вуглекислого газу (100% CO_2) зафіксовано різке зростання середнього струму до $I_{avg} = 172,5$ А та напруги до $U_{avg} = 15,5$ В. Для серії тонких стінок тренд повторився: в аргоні $U_{avg} = 11,1$ В, $I_{avg} = 104,2$ А; у суміші з 10% CO_2 – $U_{avg} = 11,0$ В, $I_{avg} = 105,1$ А; у чистому CO_2 – $U_{avg} = 12,2$ В, $I_{avg} = 118,4$ А.

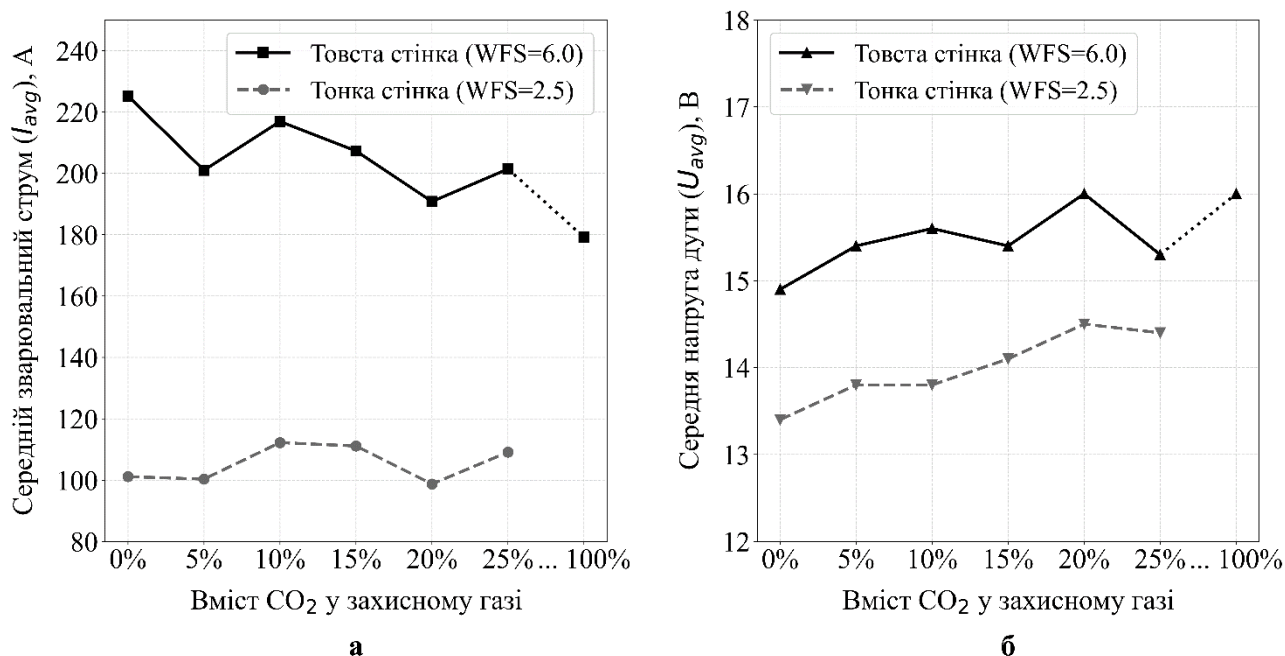


Рисунок 3.5 - Енергетична адаптація синергетичного контуру залежно від складу захисного газу та масштабу наплавлення: а – середній зварювальний струм; б – середня напруга дуги

Отримані графічні залежності (рисунок 3.5) наочно ілюструють відгук системи керування. Динаміка середнього зварювального струму та напруги демонструє стійке зростання енергетичних характеристик дуги при концентраціях $\text{CO}_2 > 25\%$, що зумовлено необхідністю компенсації енергетичних втрат на дисоціацію молекул вуглекислого газу в плазмовому стовпі та стиснення дуги.

Однак аналіз амплітудних значень пікового струму короткого замикання (I_{max}), зафіксованих із високою частотою вибірки телеметрії, виявив зворотну тенденцію. У чистому аргоні для масивної стінки піковий струм досягав $I_{max} = 224,0$ А (для тонкої – $I_{max} = 156,0$ А). У міру збільшення концентрації CO_2 значення I_{max} монотонно знижувалося, досягаючи мінімуму в 100% CO_2 : $I_{max} = 178,0$ А для товстої та $I_{max} = 132,0$ А для тонкої стінки.

Це свідчить про те, що внутрішній мікропроцесорний контур керування джерела живлення при роботі в активних газах змушений штучно обмежувати амплітуду струмових імпульсів відключення КЗ, замінюючи жорсткі пікові сплески більш тривалими тепловими інтервалами для запобігання вибуховому руйнуванню рідкої перемички та мінімізації розбризкування.

Головним відкриттям цього етапу досліджень став феномен кіберфізичної адаптації (дроселювання та форсування) швидкості подачі дроту. Традиційно в інженерних розрахунках WAAM вважається, що фактичний об'єм наплавленого матеріалу жорстко детермінований швидкістю подачі, яку оператор виставив на панелі керування (WFS_{nom}). Проте порівняння номінальних значень із фактичними даними телеметрії (WFS_{fact}) виявило суттєві розбіжності.

Аналіз отриманих графічних залежностей (рисунок 3.6) дозволив виявити двоспрямований характер цього явища. Як видно з наведених даних, синергетичний контур СМТ у жодному з режимів не реалізує номінальну швидкість подачі в повному обсязі, здійснюючи безперервну адаптацію кінематики під фізику дугового проміжку.

У режимі наплавлення масивних елементів високого тепловкладення (рисунок 3.6, а) спостерігається виражене дроселювання процесу, для якого

фактична швидкість падає значно нижче номінального рівня 6,0 м/хв для запобігання згасанню дуги. Найбільше зменшення масоподачі зафіксовано в аргоно-вуглекислотних сумішах із вмістом CO_2 від 15% до 25% (швидкість падає до 4,60–4,68 м/хв).

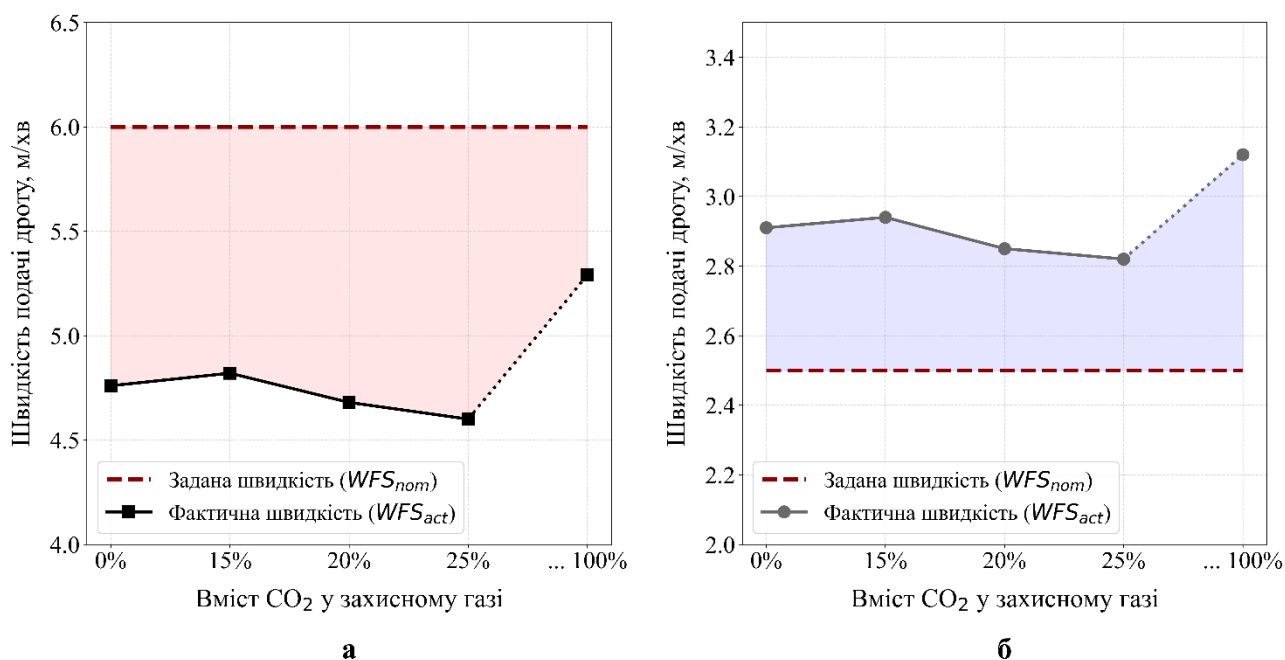


Рисунок 3.6 - Двоспрямований характер кіберфізичної адаптації швидкості подачі дроту залежно від складу захисного газу: а – дроселювання процесу при наплавленні масивних стінок ($WFS_{nom} = 6,0$ м/хв); б – форсування масоподачі при формуванні тонких стінок ($WFS_{nom} = 2,5$ м/хв)

Натомість, у режимі тонких стінок (рисунок 3.6, б) синергетичний контур діє у зворотному напрямку, зокрема він вимушено форсує масоподачу вище номінальних 2,5 м/хв (до рівня 2,82–2,94 м/хв) для компенсації підвищеного відгоряння дроту та підтримки безперервного краплеперенесення.

При переході до чистого вуглекислого газу (100% CO_2) апарат в обох масштабах наплавлення частково повертає кінематичну потужність (швидкість зростає до 5,29 м/хв для товстої стінки та до 3,12 м/хв для тонкої), намагаючись компенсувати високу швидкість плавлення дроту.

3.2.3 Комплексний взаємозв'язок кіберфізичних, енергетичних та геометричних параметрів при WAAM низьковуглецевих сталей

Об'єднання геометричних метрик, отриманих за допомогою комп'ютерного зору, та телеметричних енергетичних параметрів дозволяє по-новому поглянути на механізм формування WAAM-структур. Ключовим інструментом для інтегрального аналізу є лінійне тепловкладення (HI), розраховане за стандартизованою метрикою, та питома об'ємна густина енергії (VED), яка розраховувалася з урахуванням фактичної площі поперечного перерізу наплавленого валика:

$$HI = \frac{P_{avg} \cdot 60}{TS \cdot 10} [\text{Дж/мм}], \quad (3.22)$$

де P_{avg} – середня електрична потужність, Вт;

$$VED = \frac{HI}{A_{fact}} [\text{кДж/см}^3] \quad (3.23)$$

Для детальної оцінки ефективності розподілу теплової енергії було проаналізовано спільну динаміку цих критеріїв залежно від складу захисного газу (рисунок 3.7).

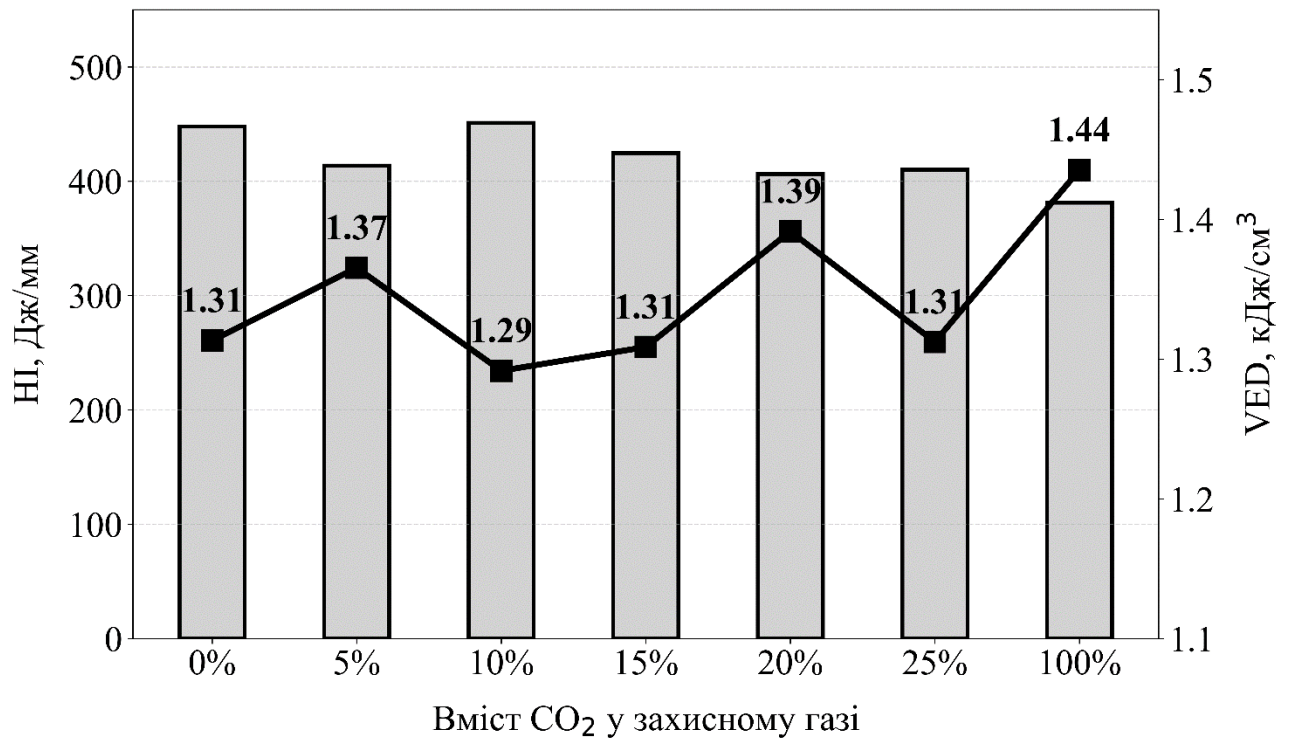
Аналіз отриманих кривих ефективності (рисунок 3.7) дозволив виявити важливий фізичний феномен, який можна охарактеризувати як «енергетичний парадокс WAAM» [90]. Для масивних стінок у чистому аргоні об'ємна густина енергії становила $VED = 1,25$ кДж/см³. При додаванні 10% CO₂, за рахунок екстремального розширення фактичної площі поперечного перерізу ($A_{fact} = 349,25$ мм²) значення VED знизилося до локального мінімуму – 1,22 кДж/см³. Це свідчить про досягнення термогідродинамічного оптимуму: мінімальна питома енергія витрачається на формування одиниці об'єму наплавленого металу.

Проте при переході до чистого вуглекислого газу (100% CO_2) спостерігається унікальна кіберфізична реакція. Лінійне тепловкладення (HI) парадоксально знижується з 427 до 356 Дж/мм, оскільки синергетичний контур примусово зменшує середній струм (з 212 до 172 А) для стабілізації дуги. Однак, через жорстке дроселювання масоподачі фактична площа стінки (A_{fact}) зменшується набагато інтенсивніше. В результаті, математично об'ємна густина енергії сягає свого максимуму – $VED = 1,34$ кДж/см³. Ідентична тенденція характерна і для тонкостінних елементів: від термодинамічного оптимуму $VED = 1,17$ кДж/см³ у чистому аргоні, питома енергія різко зростає до 1,50 кДж/см³ при підвищенні концентрації CO_2 до 20%

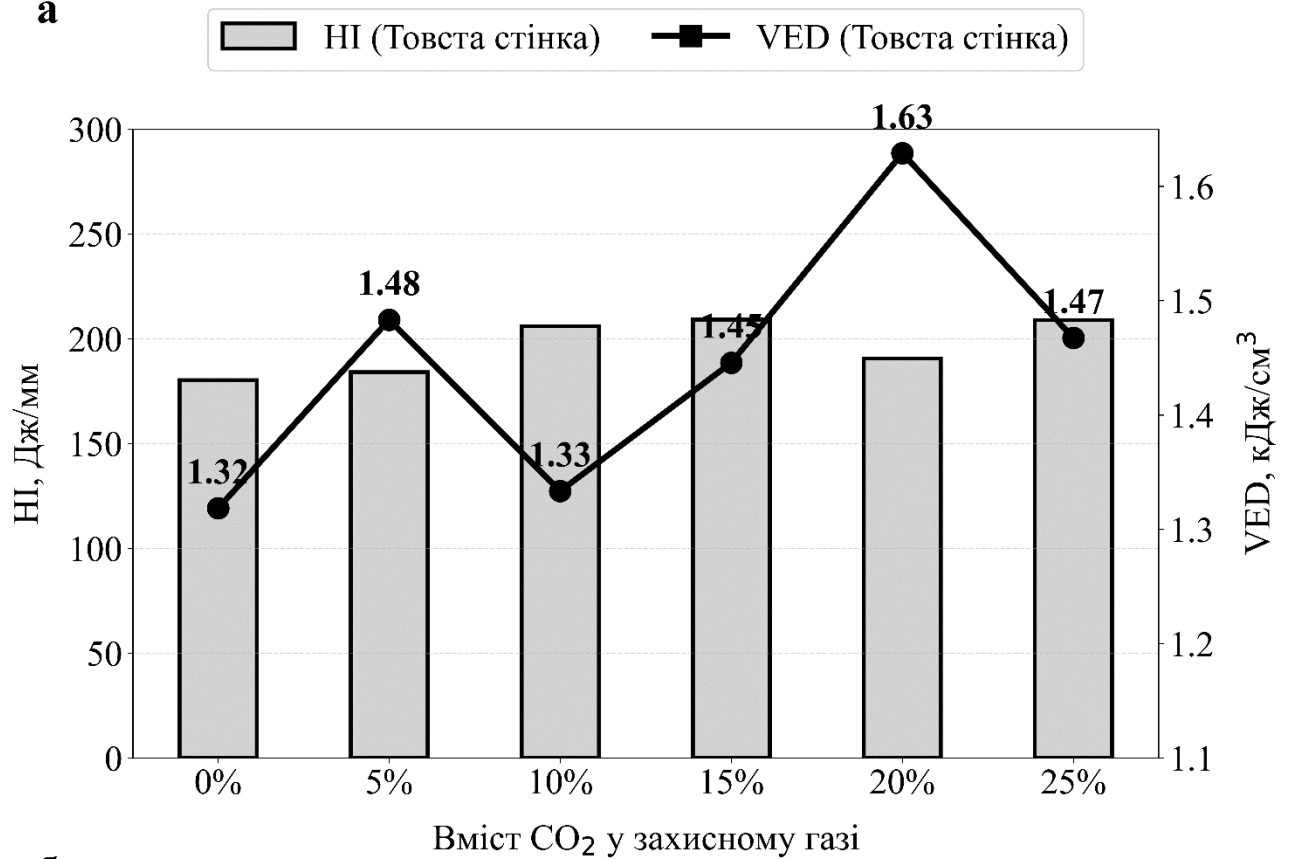
Для комплексного розуміння взаємозв'язку між цими геометричними характеристиками формоутворення та результуючим тепловим балансом було побудовано багатопараметричну бульбашкову діаграму (рисунок 3.8).

На даному графіку (рисунок 3.8) кожна точка відповідає окремій газовій суміші (колір маркера варіюється від синього для аргону до червоного для CO_2), що позиціонується в координатах питомої об'ємної енергії (вісь абсцис) та фактичної площі перерізу стінки (вісь ординат). Розмір маркера прямо пропорційний коефіцієнту хвилястості (CV), зокрема, чим менший діаметр бульбашки, тим вищою є геометрична стабільність бічних поверхонь.

Такий формат візуалізації дозволяє чітко ідентифікувати «оптимальну технологічну зону» (зелений квадрант графіка). Потрапляння режимів у цю зону свідчить про досягнення синергетичного максимуму: формування найбільшого об'єму матеріалу при мінімальних витратах енергії на одиницю об'єму, що супроводжується високою просторовою стабільністю. Як свідчать фактичні дані, для товстих стінок (рисунок 3.8, а) в цю зону потрапляють суміші з 10% та 15% CO_2 , тоді як для тонких (рисунок 3.8, б) найвищу ефективність демонструють чистий аргон та суміш з 10% CO_2 . Будь-яке подальше збільшення вмісту вуглекислого газу неминуче виводить процес із зони оптимуму.



а



б

Рисунок 3.7 - Аналіз енергетичної ефективності масопереносу: вплив концентрації CO₂ на лінійне тепловкладення (HI) та питому об'ємну енергію (VED) для а – товстостінних та б – тонкостінних зразків

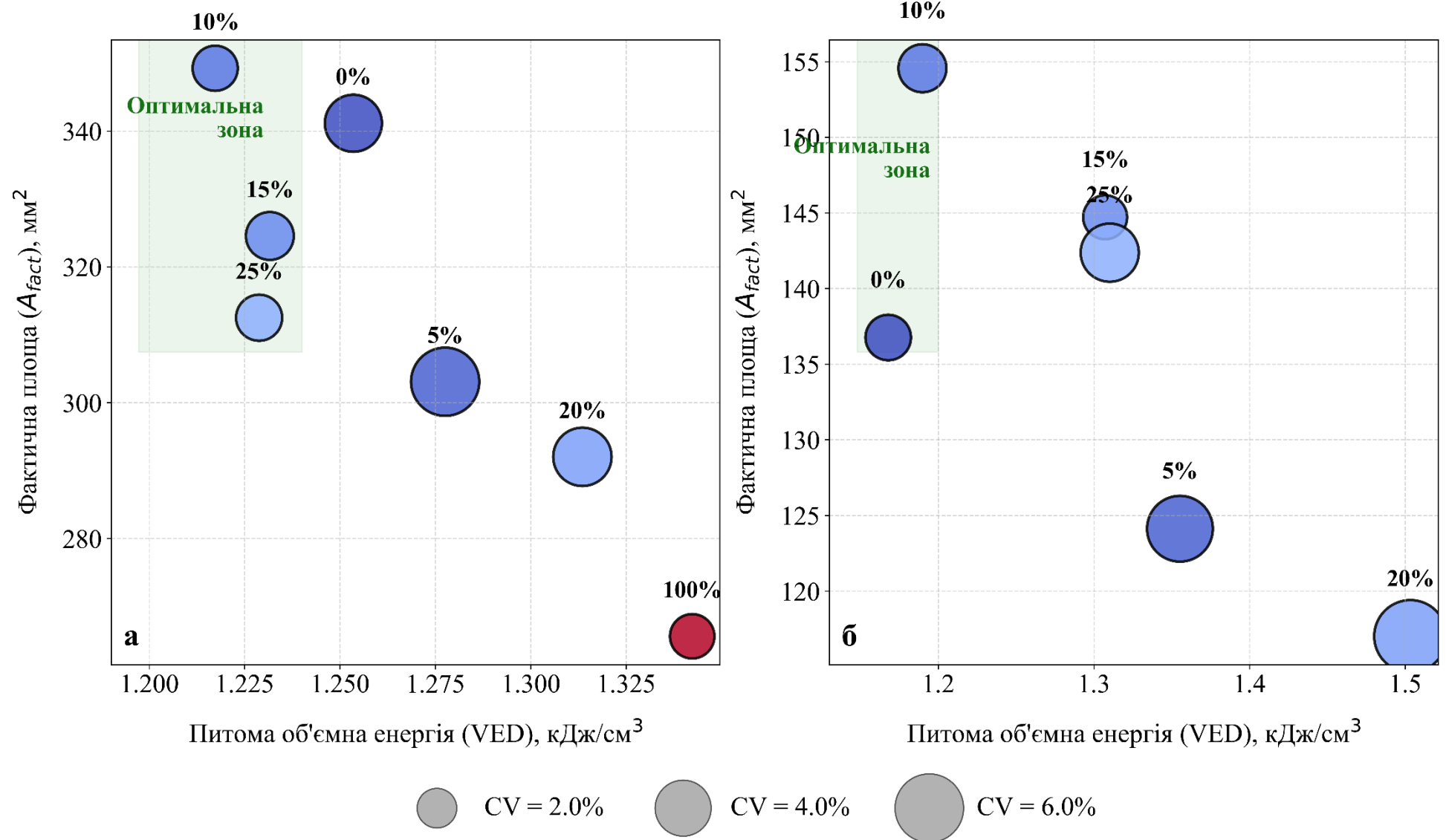


Рисунок 3.8 - Взаємозв'язок між фактичною площею перерізу A_{fact} , коефіцієнтом хвилястості CV та об'ємною густиною енергії VED при зміні концентрації CO₂ для а – товстої і б – тонкої стінок

Різкий «енергетичний стрибок» VED у середовищі 100% CO_2 традиційно інтерпретується як суто негативний чинник, що має призводити до перегріву ванни та інтенсивного розбризкування металу. Проте інтеграція фактичних телеметричних даних повністю спростовує цю гіпотезу. Зменшення фінальної площі перерізу стінки (A_{fact}) з 349 мм^2 до 265 мм^2 викликане не розбризкуванням матеріалу у простір, а безпосередньою реакцією синергетичного контуру джерела живлення на теплофізичні властивості плазми CO_2 .

В умовах жорсткої контракції дуги та високих швидкостей її охолодження в чистому вуглекислому газі, алгоритм СМТ адаптивно змінює частоту та тривалість циклів механічного реверсування дроту. Апарат примусово дроселює (знижує) ефективний об'єм подачі металу в одиницю часу з метою стабілізації дугового проміжку та запобігання систематичним коротким замиканням без тривалого горіння дуги. Оскільки знаменник у формулі VED (площа) падає швидше, ніж чисельник (лінійна енергія), математично об'ємна густина енергії різко зростає.

Таким чином, макрогеометрична еволюція стінок у процесі СМТ-WAAM є результатом складної кіберфізичної петлі зворотного зв'язку. Захисний газ визначає потенціал іонізації та теплофізику дугового стовпа. Джерело живлення, зчитуючи ці зміни через динамічний опір проміжку, миттєво коригує амплітуду струму (I_{max}) та фактичну швидкість масоподачі (WFS_{fact}). Наслідком цієї кінематичної адаптації є нелінійна зміна теплового балансу, яка, діючи спільно з механізмами поверхневого натягу рідкої сталі, формує кінцевий форм-фактор, ширину, висоту та хвилястість адитивного виробу.

3.2.4 Обговорення та технологічні обмеження дослідження

Варто окремо відзначити фізичні межі виявленої кіберфізичної адаптації. Так, для тонкостінних зразків режим наплавлення у 100% CO_2 виявився технологічно нереалізованим: через екстремальне зростання VED та надлишковий тиск дуги відбувалася швидка акумуляція ефекту хампінгу, що

призводило до втрати стабільності рідкої ванни та повного колапсу стінки вже на перших десяти шарах. Саме з цієї причини даний режим був виключений з фінального кількісного макрогеометричного аналізу.

Окреслюючи загальні межі застосування отриманих результатів, слід зазначити, що фундаментальним апаратним обмеженням дослідження є використання закритого алгоритму управління процесом краплеперенесення (СМТ). У цій системі всі зафіксовані компенсаторні реакції джерела живлення жорстко детерміновані препрограмованими синергетичними лініями виробника. Відповідно, кіберфізична адаптація на обладнанні з іншими алгоритмами керування дугою (наприклад, імпульсними режимами або класичним коротким замиканням без механічного реверсування дроту) може мати інакший характер відгуку на зміну складу захисного газу.

Крім того, експериментальна база цього етапу спиралася на використання суцільного присадного дроту з низьковуглецевої нелегованої сталі ER70S-6. Оскільки теплофізичні властивості розплаву, зокрема градієнт поверхневого натягу (ефект Марангоні) та кінематична в'язкість, критично залежать від хімічного складу матеріалу, пряма екстраполяція отриманих кількісних закономірностей формоутворення на інші класи металів потребує додаткової валідації.

Виявлена складна та глибоко нелінійна природа процесу WAAM безапеляційно доводить обмеженість традиційних аналітичних моделей для предиктивного керування геометрією виробу. Отримані результати вказують на те, що для успішного переходу до концепції керованого даними виробництва єдино доцільним є застосування методів штучного інтелекту, зокрема нейронних мереж, здатних адекватно моделювати та враховувати приховані кіберфізичні реакції зварювального обладнання. З метою перевірки стійкості виявлених феноменів та розширення предиктивних можливостей моделей, наступним логічним кроком є дослідження поведінки синергетичного контуру при наплавленні високолегованих матеріалів, зокрема нержавіючої сталі типу MoNiVa.

3.3 Аналіз макрогеометричних та енергетичних параметрів наплавлення сталі MoNiVa у безперервних СМТ-режимах

Початкові випробування з використанням 100% аргонowego захисту виявили суттєві технологічні обмеження. Для тонкостінних зразків цей режим був визнаний повністю невдалим через активне утворення внутрішньої пористості у наплавленому валику, що зумовлено високою кінематичною в'язкістю розплаву MoNiVa та неможливістю ефективної дегазації малого об'єму ванни (рисунок 3.9). Отже, чистий аргон був виключений з подальшого систематичного кількісного аналізу для тонких стінок, а базовим рівнем було обрано суміш із 5% CO₂. Для масивних товстих стінок наплавлення в чистому аргоні виявилось можливим завдяки більшому тепловому акумулюванню, проте профіль відзначався підвищеною хвилястістю.



Рисунок 3.9 - Фото тонкого зразка moniva з пористістю

Візуальний аналіз макрогеометрії поперечного перерізу (рисунок 3.10) виявив виражений «масштабний ефект» та сувору деградацію профілів зі збільшенням концентрації CO₂. Якщо при 5–15% CO₂ валики мають правильну симетричну форму, то при підвищенні частки активного газу візуально фіксується їхнє «схуднення» та втрата висоти.

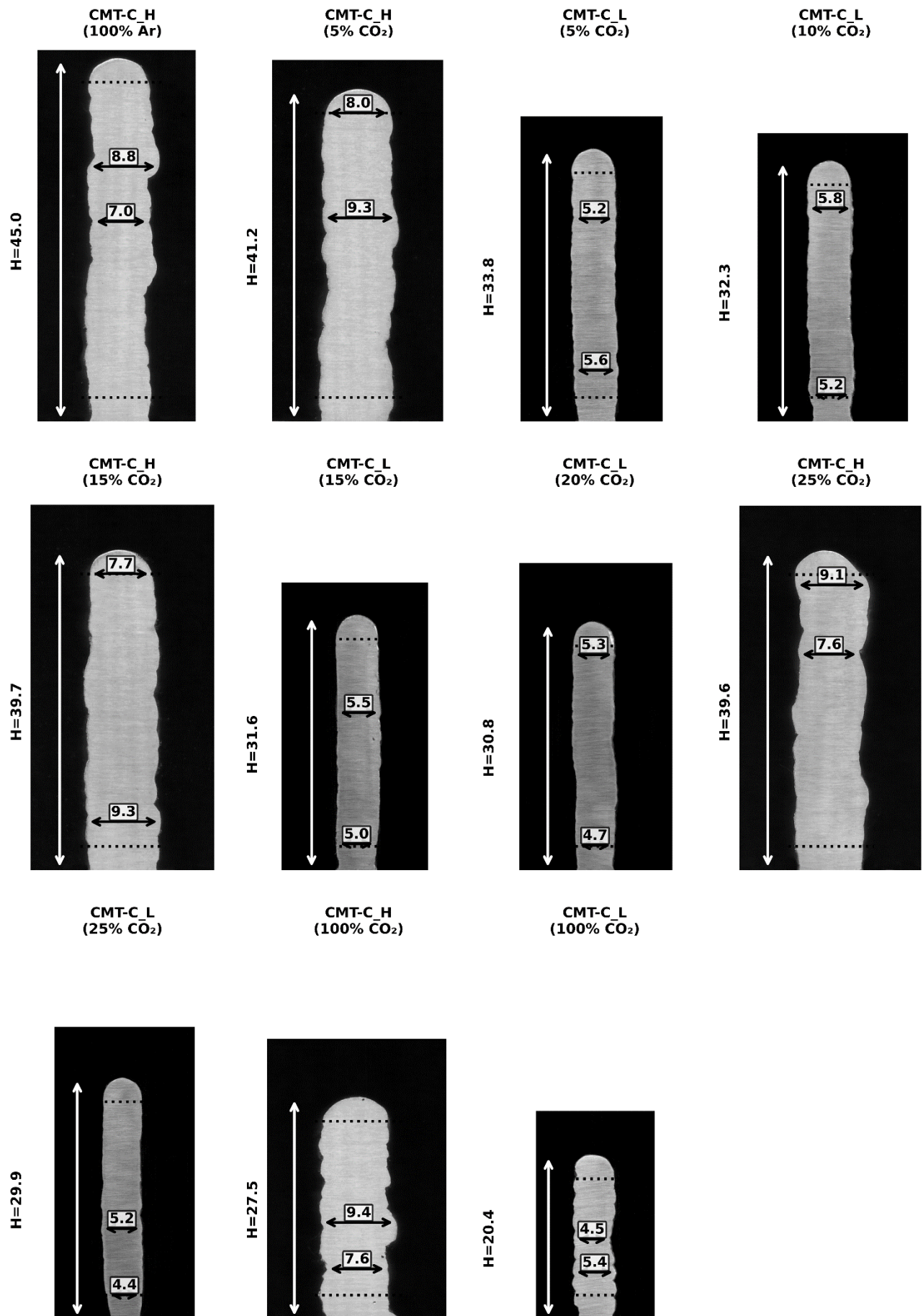


Рисунок 3.10 - Макрогеометричні профілі зразків тонких і товстих стінок

Ця деградація досягає свого піку при переході до чистого вуглекислого газу (100% CO₂). Макроскопічна оцінка поверхні стінки (рисунок 3.11) демонструє сильну просторову нестабільність та блукання кожного окремого валика. Це поздовжнє блукання призводить до утворення глибоких міжпрохідних западин, що візуально свідчить про повне порушення міжшарового зчеплення.



Рисунок 3.11 - Вигляд зверху на просторову нестабільність (блукання валика) у 100% CO₂ тонкої стінки (режим СМТ-С_L)

Візуальні спостереження повністю підтверджуються кількісним макрогеометричним аналізом (рисунок 3.12). Для тонкостінних структур ($WFS_{nom} = 2,0$ м/хв) у діапазоні від 5% до 25% CO₂ загальна висота стінки зменшується з 33,78 до 29,93 мм, що супроводжується лінійним падінням фактичної площі поперечного перерізу (A_{fact}) зі 178,73 до 139,73 мм². При 100% CO₂ площа тонкої стінки катастрофічно падає до 98,22 мм² (втрата 45% матеріалу порівняно з 5% CO₂) [88]. Для товстостінних зразків ($WFS_{nom} = 6,0$ м/хв) максимальна площа перерізу також зафіксована при 5% CO₂ (349,52 мм²), після чого спостерігається ідентичний тренд на зниження масопереносу: при 100% CO₂ масивна стінка втрачає понад 35% площі перерізу.

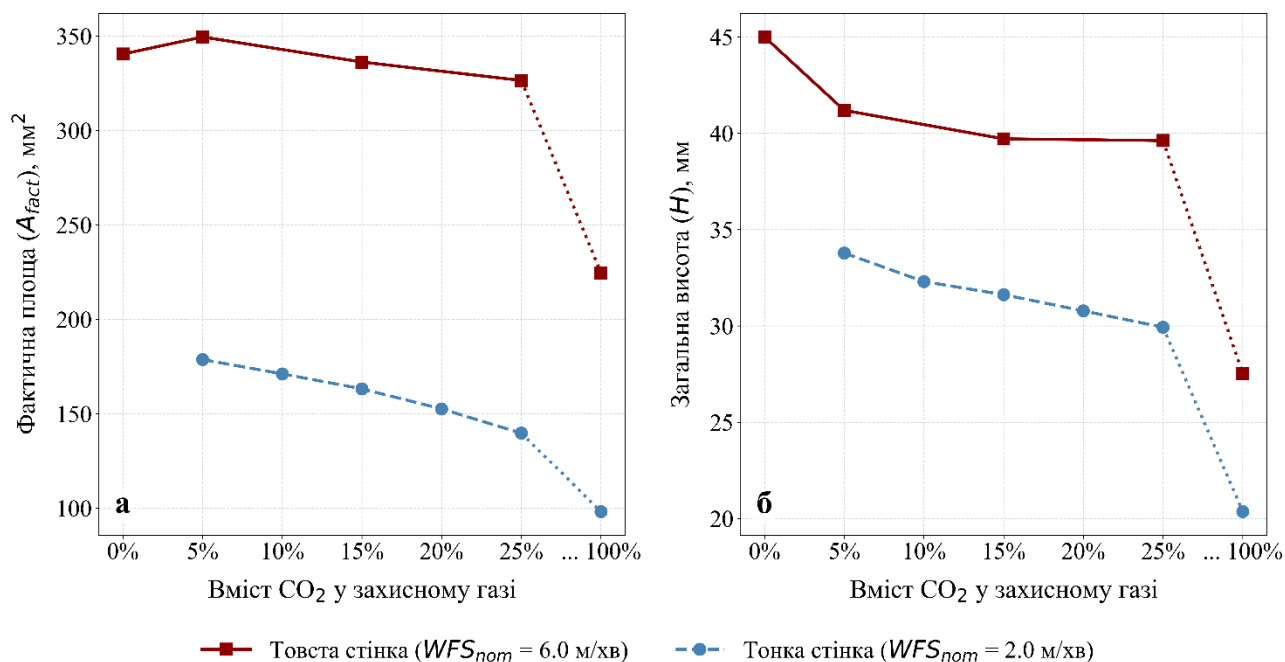


Рисунок 3.12 - Деградація макрогеометрії: вплив CO₂ на а – фактичну площу перерізу (A_{fact}) та б – висоту (h)

Статистична обробка оцифрованих масок валиків, що включає аналіз профілів бічних поверхонь (рисунок 3.10) та динаміку інтегральних критеріїв стабільності (рисунок 3.12), дозволила об'єктивно визначити межі технологічного вікна. Для системи сплавів MoNiVa помітно стабільним є діапазон 5–15% CO₂. У цій зоні коефіцієнт хвилястості (CV) залишається винятково низьким: 1,45–1,97% для тонких та 3,49–4,12% для товстих стінок. Коридор відхилень $\pm 1\sigma$ (рисунок 3.13) є мінімальним, що вказує на оптимальну пошарову відтворюваність.

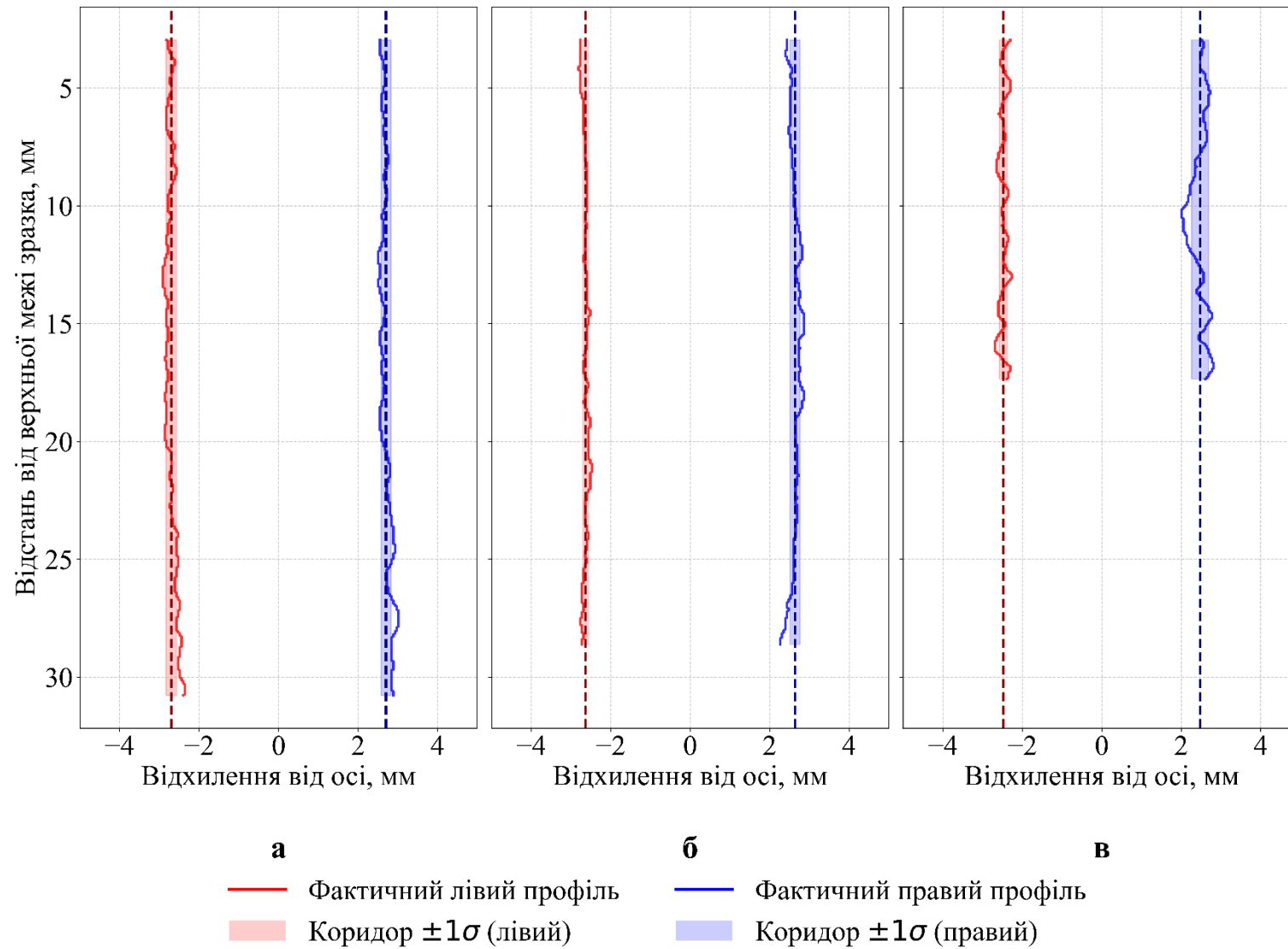


Рисунок 3.13 - Профілі хвилястості бічних поверхонь стінок (коридори відхилень $\pm 1\sigma$) для середовищ а – 95% Ar + 5% CO₂, б – 85% Ar + 15% CO₂ та в – 100% CO₂

Прогресуючий колапс стабільності відбувається при концентраціях CO_2 вище 25%. Перехід до 100% CO_2 призводить до різкого стрибка CV до 4,79% для тонкої та 5,20% для товстої стінки (рисунк 3.14, а). Ця деградація додатково відображається в аномалії форм-фактора (FF). Якщо в межах оптимального вікна він залишався стабільним (3,20–3,36 для тонкої стінки), то просторове блукання при 100% CO_2 математично відобразилося у стрибку FF до 4,87 (тонка) та 6,07 (товста стінка).

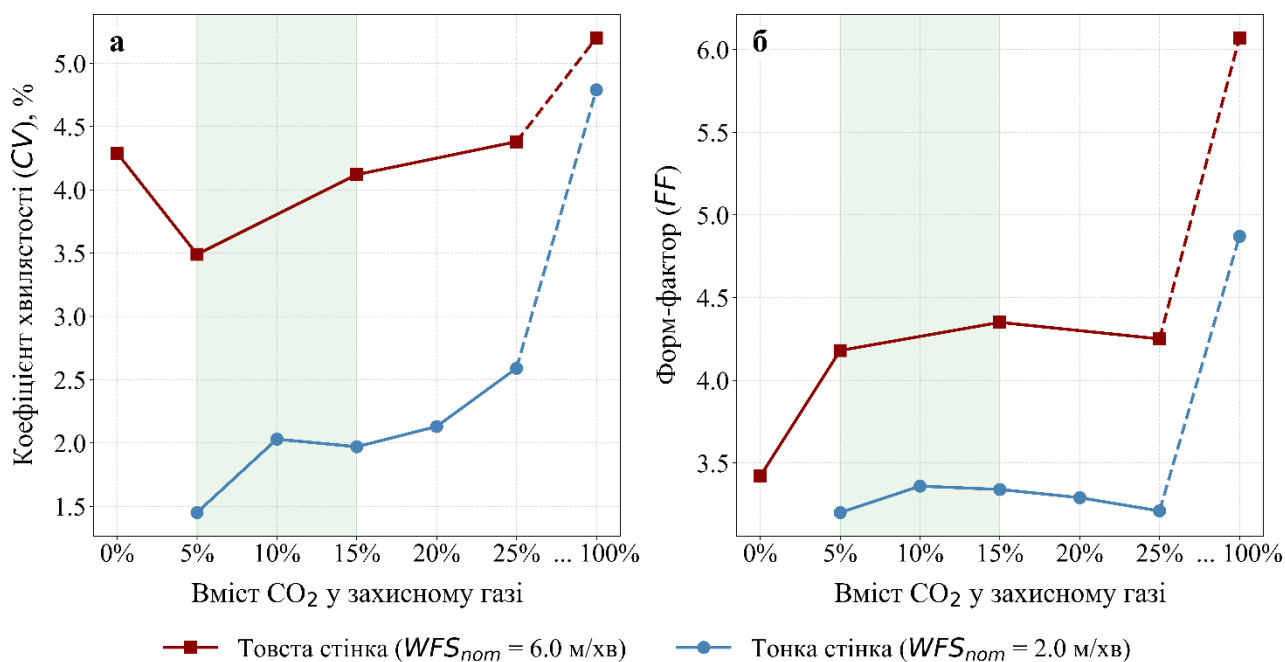


Рисунок 3.14 - Графік динаміки а - коефіцієнта хвилястості CV та б - форм-фактора FF

Ключем до розуміння цієї просторової та масової деградації стало високочастотне логування параметрів джерела живлення СМТ, яке зафіксувало виражену кіберфізичну адаптацію обладнання до властивостей захисного газу (рисунк 3.15). Збільшення концентрації CO_2 змушувало апарат підвищувати середню напругу дуги (U_{avg}) з 11,9 В до 14,2 В (для тонкої стінки) та з 18,1 В до 19,0 В (для товстої). Одночасно синергетичний контур керування різко придушував середній зварювальний струм (I_{avg}).

Всупереч номінальним налаштуванням, фактична швидкість подачі дроту (WFS_{fact}) не залишалася фіксованою. Апарат примусово дроселював подачу маси (рисунок 3.15, в): для тонкої стінки вона впала із заданих 2,0 м/хв (фактично 2,61 м/хв при 5% CO₂) до 1,52 м/хв при 100% CO₂. Для товстої стінки падіння було ще масштабнішим: із заданих 6,0 м/хв до 4,20 м/хв.

Цей кіберфізичний зворотний зв'язок безпосередньо вплинув на енергетичний баланс процесу (рисунок 3.16). Найнижче лінійне тепловкладення (HI) було зафіксовано саме в середовищі 100% CO₂: 159 Дж/мм для тонкої та 405 Дж/мм для товстої стінок (порівняно з оптимальними 197 Дж/мм та 494 Дж/мм відповідно).

Однак, інтегрування цього зниженого тепловкладення з катастрофічно зменшеною площею поперечного перерізу (A_{fact}) виявило екстремальний пік питомої об'ємної енергоємності (VED). Для тонкої стінки VED стрибає до 1,62 кДж/см³ (порівняно з 1,06 кДж/см³ в оптимумі), а для товстої – до 1,80 кДж/см³ (порівняно з 1,41 кДж/см³ в оптимумі) [88].

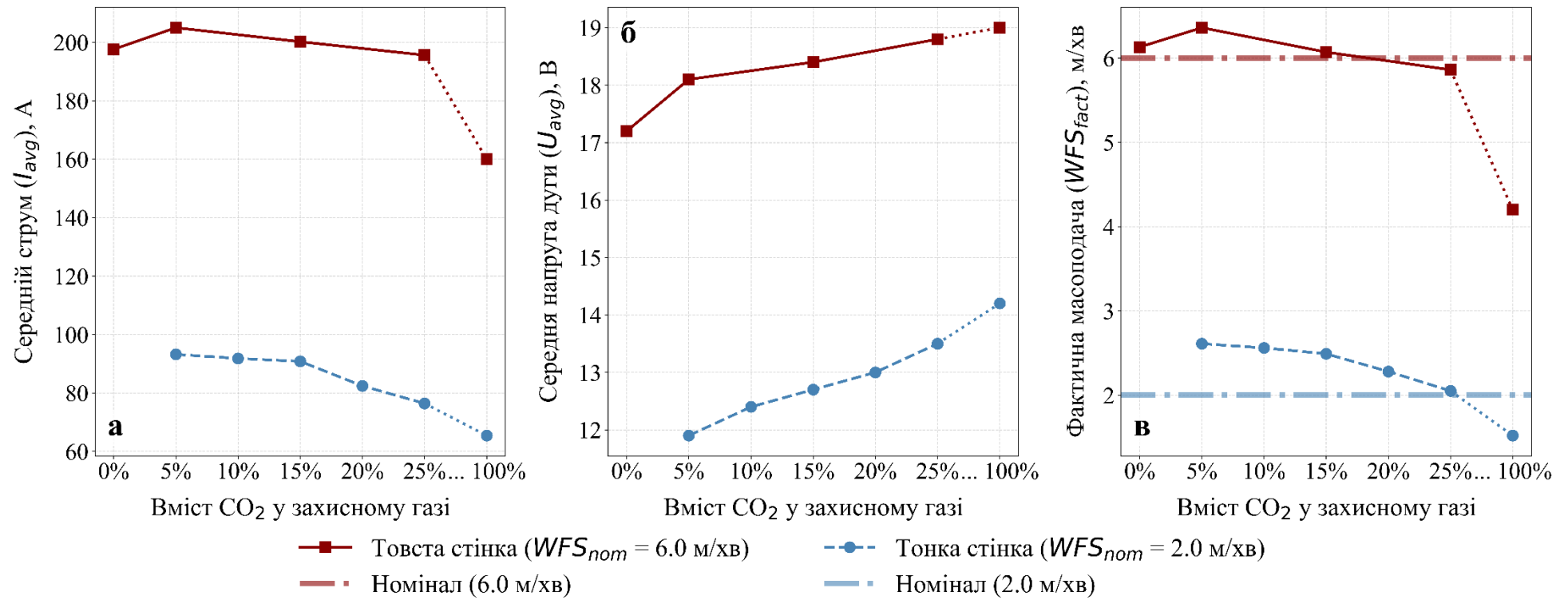


Рисунок 3.15 - Кіберфізична адаптація синергетичного контуру: а – середній струм (I_{avg}), б – середня напруга (U_{avg}), в – фактична швидкість подачі дроту (WFS_{fact})

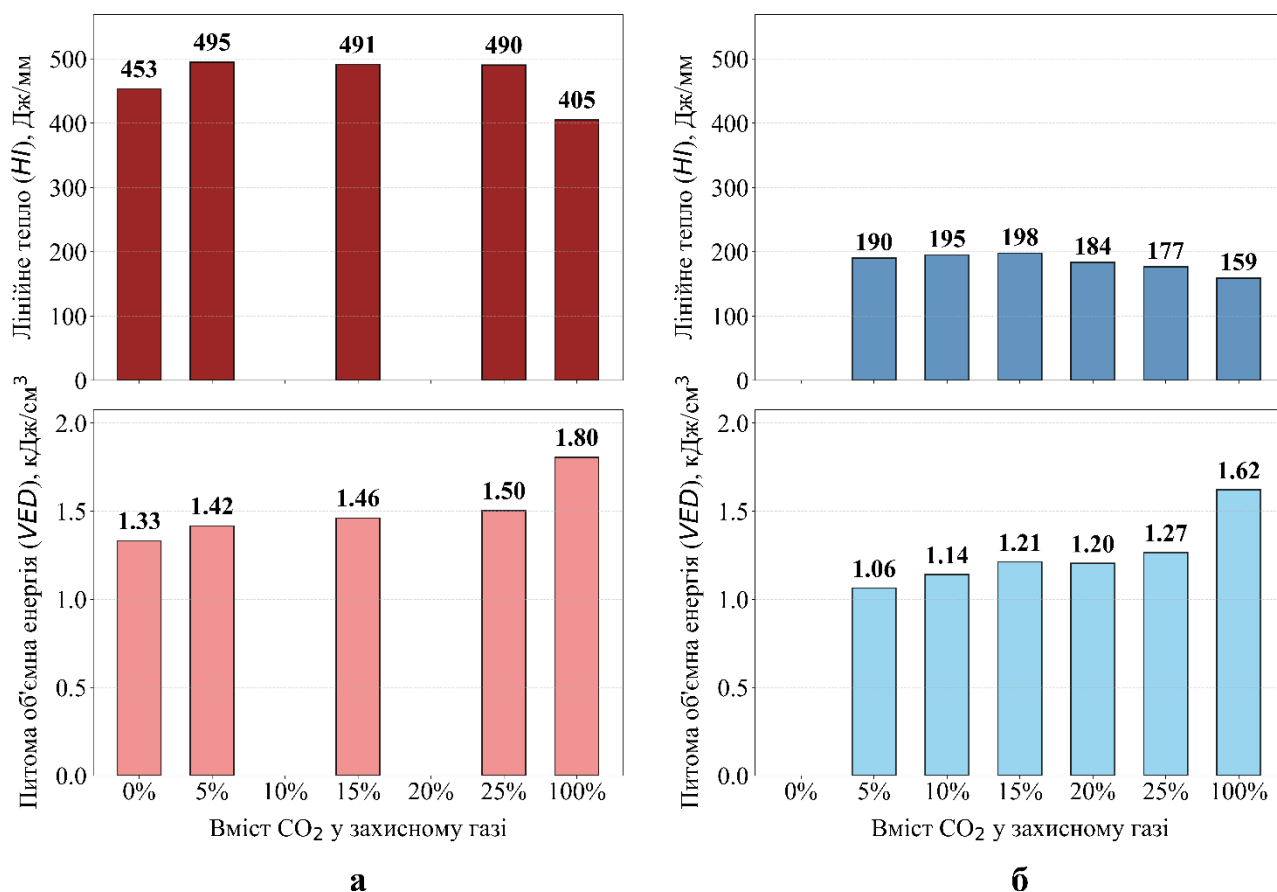


Рисунок 3.16 - Аналіз енергетичної ефективності масопереносу: вплив концентрації CO₂ на лінійне тепловкладення НІ та питому об'ємну енергію VED
а – товстих стінок, б – тонких стінок

Це математично доводить, що за межами технологічного вікна 5–15% CO₂ найбільша кількість електричної енергії витрачається марно на кожен кубічний сантиметр успішно наплавленого металу. Як наочно демонструє комплексна бульбашкова діаграма (рисунок 3.17), оптимальний баланс між процесами формоутворення та синергетичною адаптацією джерела живлення суворо обмежений вузькою зеленою зоною, де досягається оптимальна синергія між масопереносом та геометричною стабільністю складнолегованої сталі MoNiVa.

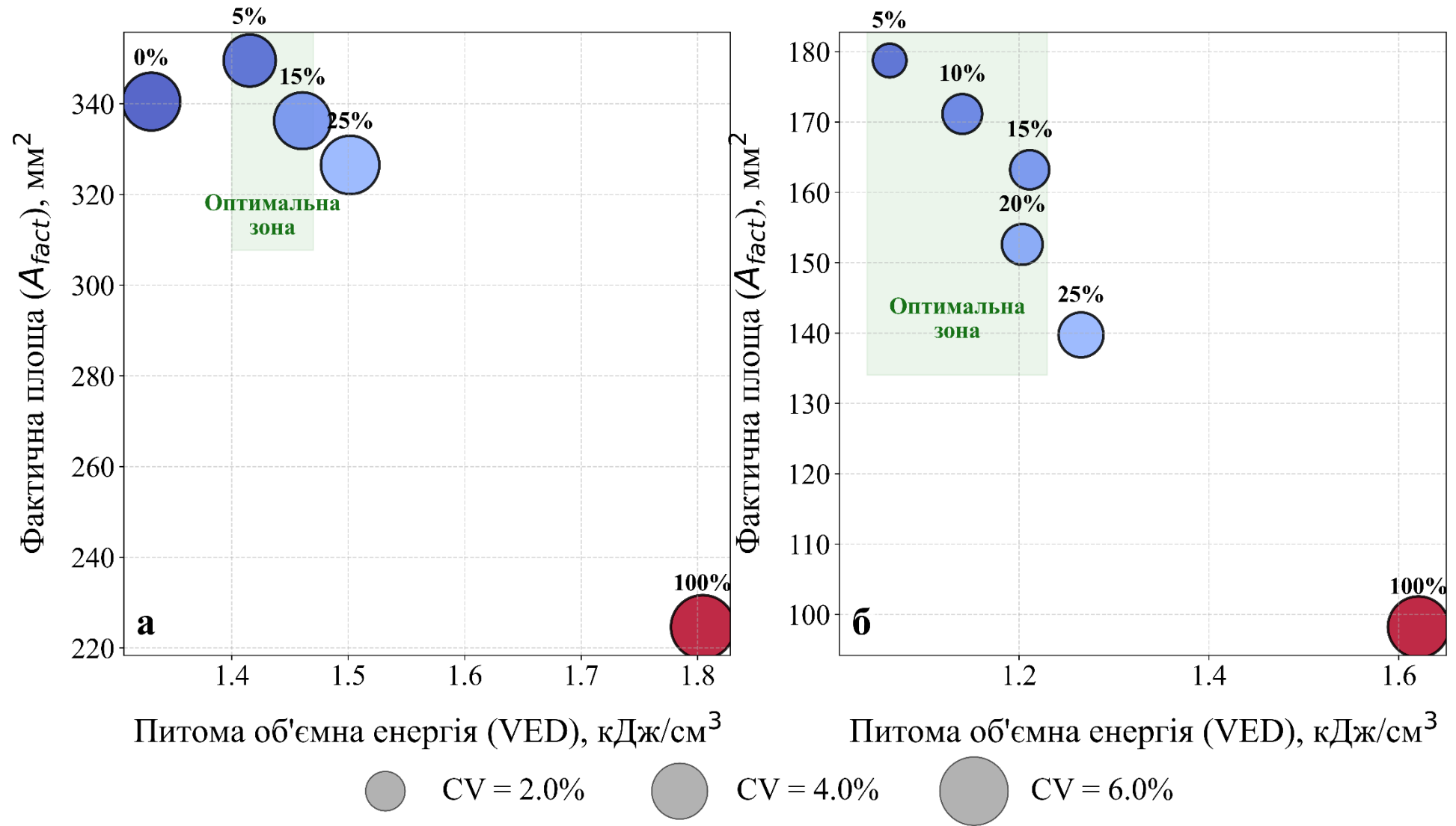


Рисунок 3.17 - Бульбашкова діаграма взаємозв'язку між фактичною площею перерізу A_{fact} , коефіцієнтом хвилястості CV та об'ємною густиною енергії VED для а – CMT-C_N і б – CMT-C_L

Незадовільний результат при спробі виростити бездефектну тонку стінку в атмосфері 100% аргону підкреслює унікальні виклики, притаманні високоміцним низьколегованим (HSLA) сталям. У чистому аргоні відсутність поверхнево-активного кисню призводить до від'ємного температурного градієнта поверхневого натягу, що зумовлює відцентрові потоки Марангоні. Що ще більш критично, легуючі елементи, такі як молібден та нікель, суттєво підвищують кінематичну в'язкість ванни розплаву MoNiVa. При наплавленні тонких стінок малий об'єм ванни швидко охолоджується і кристалізується. Без «флюсуючого» ефекту та ефекту зниження в'язкості, притаманних активному газу, газу, що виділяється (такі як водень), виявляються заблокованими всередині в'язкої зварювальної ванни, яка швидко охолоджується. Це неминуче призводить до сильної внутрішньої пористості, зафіксованої під час перших випробувань тонкостінних структур. Водночас, для товстих стінок (при збільшенні номінальної масоподачі до 6,0 м/хв) значно вище загальне тепловкладення дозволяє ванній розплаву акумулювати тепло та довше залишатися у рідкому стані, що створює умови для часткової дегазації та робить наплавлення в чистому аргоні фізично можливим, хоча й з підвищеною хвилястістю бічної поверхні.

Важливим результатом цього дослідження є виявлений «масштабний ефект» тепловкладення на термогідродинаміку зварювальної ванни. Попередні теоретичні уявлення щодо WAAM вуглецевих сталей припускають, що додавання CO_2 покращує змочування та розтікання за рахунок генерації активного кисню, який змінює потік Марангоні з відцентрового на доцентровий. Проте наші дані доводять, що цей механізм суттєво залежить від теплового балансу. В умовах низького загального тепловкладення (при формуванні тонких стінок) висока потреба в енергії для дисоціації CO_2 різко скорочує час існування рідкої фази. Ванна розплаву «замерзає» занадто швидко, кристалізуючись ще до того, як доцентрові термокапілярні потоки зможуть повністю активуватися та перерозподілити метал. Як наслідок, добавки активного газу при наплавленні тонких стінок не покращують бічне розтікання, а призводять натомість до

спостережуваної лінійної деградації площі поперечного перерізу. Для товстих стінок більший об'єм акумульованого тепла частково компенсує охолоджуючий вплив дисоціації CO_2 , зміщуючи оптимум розтікання в бік 5% CO_2 , проте подальше збільшення концентрації активного газу неминуче викликає аналогічну втрату площі перерізу.

Катастрофічна втрата площі поперечного перерізу та втрата геометричної стабільності при 100% CO_2 ($CV = 4,79\%$ для тонкої та $5,20\%$ для товстої стінки), імовірно, пов'язані зі складною хімічною реологією сталі MoNiVa. З точки зору хімічної термодинаміки, за температур існування зварювальної ванни (1527–1727 °C) та високого парціального тиску кисню (внаслідок дисоціації CO_2) створюються сприятливі умови для вибіркового окислення легуючих елементів. Відповідно до діаграми Елінгема, ванадій має значно вищу хімічну спорідненість до кисню порівняно із залізом ($\Delta G^\circ \ll 0$), що робить утворення його тугоплавких оксидів (наприклад, V_2O_3) або комплексних шпінелей (FeV_2O_4 , MnV_2O_4) термодинамічно вигідним. Молібден є дещо більш благородним металом і менш схильний до самостійного окислення у присутності заліза, однак у надзвичайно окислювальних умовах він також може інтегруватися у складні поверхневі шлаки.

Отже, імовірне формування оксидних плівок на основі Mo та V розглядається як один із головних механізмів погіршення змочування та формоутворення. На відміну від рідких силікатних шлаків у звичайних сталях, такі тугоплавкі утворення здатні діяти як механічно жорстка оболонка, яка блокує розтікання металу і провокує блукання дуги. Варто зазначити, що оскільки прямі структурні дослідження у рамках даної роботи не виконувались, наявність та точний фазовий склад цих оксидних плівок мають статус термодинамічно обґрунтованої гіпотези, яка потребує подальшого мікрохімічного підтвердження.

Зафіксовані електричні логі ідеально ілюструють термодинаміку дисоціації газу. Ендотермічний розпад багатоатомних молекул CO_2 відбирає значну кількість тепла від дуги, стискаючи її плазмовий стовп. Для підтримки

стабільного розряду проти цього охолоджуючого ефекту джерело живлення природним чином підвищує напругу. Щоб компенсувати цей стрибок напруги, кіберфізичний алгоритм СМТ різко придушує середній зварювальний струм за суворим зворотним вектором.

У стандартних процесах GMAW струм нерозривно пов'язаний із фактичною швидкістю плавлення дроту. Найважливішим відкриттям цього етапу стало документальне підтвердження того, що синергетичне саморегулювання джерела живлення СМТ здійснюється не лише через електричні параметри, але й через безпосереднє механічне дроселювання масоподачі. Зафіксовано, що незважаючи на жорстко запрограмовану номінальну швидкість (WFS_{nom}), фактична подача дроту (WFS_{fact}) в середовищі 100% CO₂ впала на 42% для тонкої стінки та на 30% для товстої. Це приховане, апаратно-кероване падіння продуктивності в поєднанні з масивним розбризкуванням, викликаним відхиленням дуги від оксидної оболонки, повністю пояснює екстремальний дефіцит металу в перерізі стінки. Таким чином, аномальний стрибок форм-фактора до 4,87 (тонка стінка) та 6,07 (товста стінка) є не показником успішного сплюснення валика, а математичним доказом ефекту «невдалого горбоутворення»: просторове блукання та розбризкування завадили вертикальному вирощуванню, залишивши розірваний трек із мікроскопічною середньою висотою шару.

Ці взаємопов'язані явища кульмінують у фундаментальному «енергетичному парадоксі» процесу WAAM. Режим 100% CO₂ продемонстрував найнижче лінійне тепловкладення ($H_l = 159$ Дж/мм для тонкої та 405 Дж/мм для товстої стінки). У традиційному зварюванні нижче тепловкладення часто асоціюється з кращим контролем процесу. Проте в цьому адитивному процесі вільного формування стиснута дуга, непроникні оксидні бар'єри та примусове дроселювання масоподачі зробили цей режим абсолютно неефективним. Питома об'ємна енергоємність досягла свого максимуму ($VED = 1,62$ кДж/см³ для тонкої та 1,80 кДж/см³ для товстої стінки), що означає: найбільша кількість енергії була витрачена марно на кожен кубічний сантиметр успішно наплавленого металу.

Слід зазначити, що це дослідження встановлює суворі межі технологічної стабільності для процесу WAAM складнолегованих HSLA сталей типу MoNiVa з використанням стандартного алгоритму CMT. Захист моногазами є фундаментально непридатним для тонкостінних структур: 100% аргон викликає критичну пористість через високу в'язкість розплаву, тоді як 100% CO₂ провокує сильну просторову нестабільність (блукання валика), кіберфізичне блокування процесу та макроскопічний гідродинамічний колапс стінки. Незалежно від масштабу тепловкладення, оптимальний баланс між в'язкістю ванни розплаву, механізмами поверхневого натягу та синергетичною адаптацією джерела живлення суворо обмежений вузьким технологічним вікном 5-15% CO₂, де досягається ідеальна синергія між масопереносом та просторовою стабільністю формоутворення.

3.4 Кіберфізичне керування формоутворенням та термогідродинамікою легованих сталей (MoNiVa) у режимі CMT Cycle Step

Попередній аналіз стандартного процесу виявив два критичні обмеження для тонкостінного наплавлення сталі MoNiVa: масивну внутрішню пористість у чистому аргоні (через швидке замерзання в'язкої ванни) та просторову нестабільність, тобто блукання валика у чистому вуглекислому газі (через утворення тугоплавких оксидних плівок). Для подолання цих бар'єрів було застосовано запропоновано режим дискретного масопереносу CMT Cycle Step, який дозволяє розірвати пряму залежність між кінематикою джерела тепла та об'ємом рідкої ванни.

Традиційні технології адитивного формоутворення (WAAM), що базуються на безперервних процесах GMAW (включно зі стандартним CMT), мають фундаментальне обмеження: жорстку кінематичну зв'язаність між джерелом нагріву, швидкістю подачі матеріалу та швидкістю переміщення пальника. У безперервному процесі теплова енергія постійно надходить у деталь, що при багатопрохідному вирощуванні неминуче призводить до кумулятивного

накопичення тепла, розширення зварювальної ванни та втрати макрогеометричної стабільності.

Для розв'язання цієї проблеми в роботі застосовано концепцію дискретного масопереносу, реалізовану через кіберфізичний алгоритм CMT Cycle Step. Суть цього методу полягає у просторовому та часовому розділенні процесу наплавлення на відокремлені термогідродинамічні кванти (порції).

Фізичний цикл процесу CMT Cycle Step складається з двох послідовних фаз, що чергуються, а саме активна фаза і пауза (рисунк 3.18). Під час активної фази формування краплі (t_{act}) система ініціює горіння дуги і виконує суворо задану кількість кінематичних циклів короткого замикання (CMT-циклів, N_{cycles}). У цій фазі відбувається інтенсивне плавлення дроту, вдавлювання краплі у попередній шар та передача теплової енергії. Після завершення заданої кількості циклів дуга примусово гаситься, подача дроту зупиняється, але пальник продовжує рухатися із заданою швидкістю (TS), а захисний газ продовжує охолоджувати локальну зону. Це і є фаза паузи або мікроохолодження (t_{pause}).

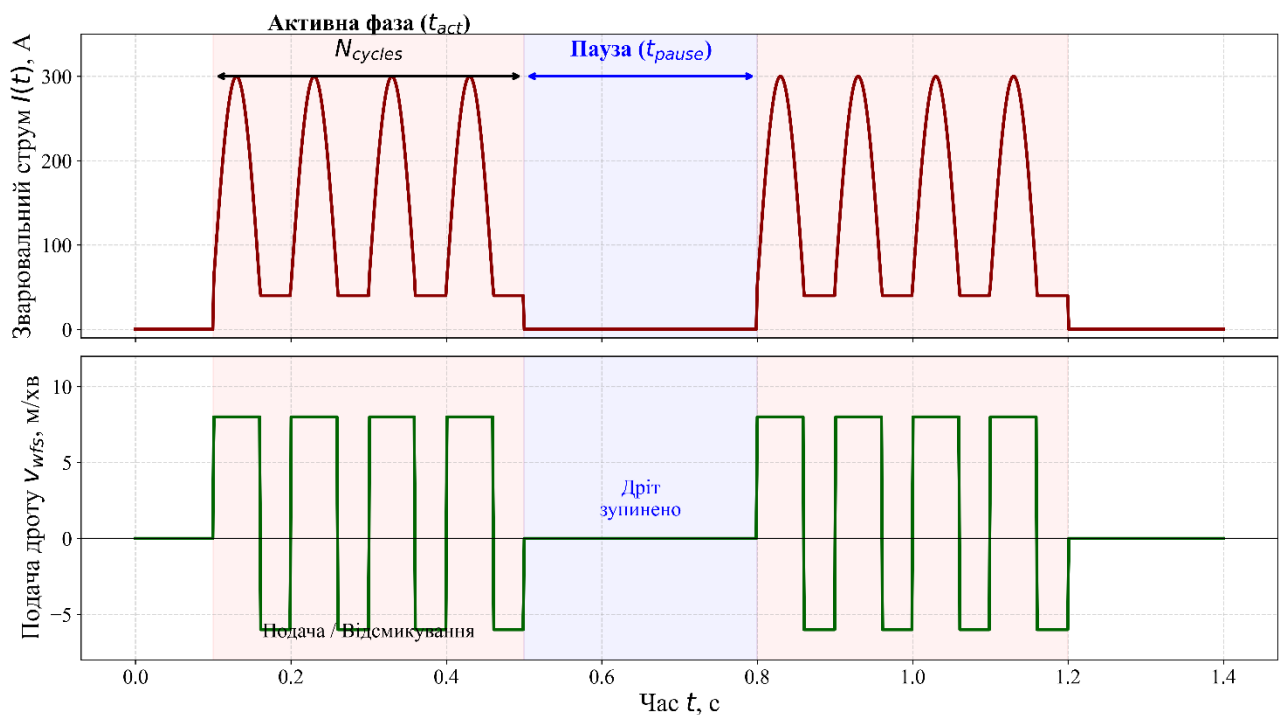


Рисунок 3.18 - Схема дискретного масопереносу CMT Cycle Step

Такий підхід дозволяє перетворити безперервний валик на послідовність частково перекритих «лусочок» (крапель). З точки зору термодинаміки, загальний час одного дискретного кроку (T_{step}) описується рівнянням:

$$T_{step} = t_{act} + t_{pause}. \quad (3.24)$$

Відповідно, ефективна теплова енергія (E_{step}), що вкладається у формування однієї краплі, визначається інтегралом миттєвих значень струму та напруги лише впродовж активної фази:

$$E_{step} = \int_0^{t_{act}} U(t)I(t)dt. \quad (3.25)$$

Головна перевага дискретного масопереносу полягає у кардинальній зміні енергетичного балансу системи. Завдяки наявності фази паузи вводиться поняття робочого циклу тепловкладення (Duty Cycle, DC):

$$DC = \frac{t_{act}}{t_{act} + t_{pause}} \times 100\%. \quad (3.26)$$

На відміну від безперервного процесу ($DC = 100\%$), дискретний режим дозволяє оперувати екстремально високими значеннями пікового струму в активній фазі (створюючи потужний електродинамічний тиск плазми для пробиття оксидних плівок), зберігаючи при цьому низьке середньоінтегральне тепловкладення за рахунок тривалої паузи (низького DC). Саме фаза мікроохолодження дозволяє кристалізувати кожну порцію розплаву до того, як пальник переміститься на нову позицію, що гарантує ідеальну просторову стабільність навіть при наплавленні тонкостінних структур зі складнолегованих сталей.

Для об'єктивної ізоляції термогідродинамічних механізмів від геометричного масштабного фактора, у цьому дослідженні було розроблено та застосовано концепцію формування ізо-діаметральних порцій металу. Ізо-діаметральність у контексті дискретного масопереносу означає штучне кіберфізичне балансування параметрів наплавлення таким чином, щоб кардинально різні за своєю кінематикою режими формували індивідуальні шари з ідентичним ефективним геометричним слідом (однаковою корисною шириною, $W_{eff} \approx const$).

Математично об'єм металу (V_{step}), що переноситься за один квант часу (T_{step}), визначається інтегралом миттєвої швидкості подачі дроту ($v_{wfs}(t)$) протягом активної фази та площею перерізу дроту (A_{wire}):

$$V_{step} = A_{wire} \int_0^{t_{act}} v_{wfs}(t) dt. \quad (3.27)$$

Лінійна густина розподілу металу (λ , мм³/мм) вздовж осі вирощування залежить від швидкості переміщення пальника (TS) та визначається як:

$$\lambda = \frac{V_{step}}{TS \cdot (t_{act} + t_{pause})}. \quad (3.28)$$

Керуючи тривалістю фаз (t_{act} , t_{pause}), амплітудою струму та швидкістю переміщення (TS), кіберфізична система здатна досягти однакового макроскопічного розподілу λ (і цільової W_{eff}) двома діаметрально протилежними шляхами. У дослідженні використовувалися два кардинально різні за алгоритмами режими дискретного масопереносу (рисунки 3.19). Слабкий імпульсний режим CMT-D_L, що характеризується низькою номінальною швидкістю подачі дроту (2,5 м/хв), низьким піковим струмом та тривалою активною фазою (35 довгих циклів КЗ), після якої слідує пауза мікроохолодження тривалістю 0,25 с (рисунки 3.20). Для збереження необхідної

лінійної густини металу швидкість пальника була занижена до $TS = 20$ см/хв. Потужний імпульсний режим СМТ-D_Н, що відрізняється високою швидкістю подачі (9,0 м/хв), високими амплітудами струмових ударів, але дуже короткою активною фазою (лише 10 швидких циклів), що чергується з паузою 0,15 с (рисунок 3.20). Щоб компенсувати таку інтенсивну масоподачу та уникнути надмірного розширення валика, швидкість пальника була збільшена вдвічі ($TS = 40$ см/хв).



Рисунок 3.19 - Зразки, вирощені з використанням СМТ Cycle step і дроту MoNiVa

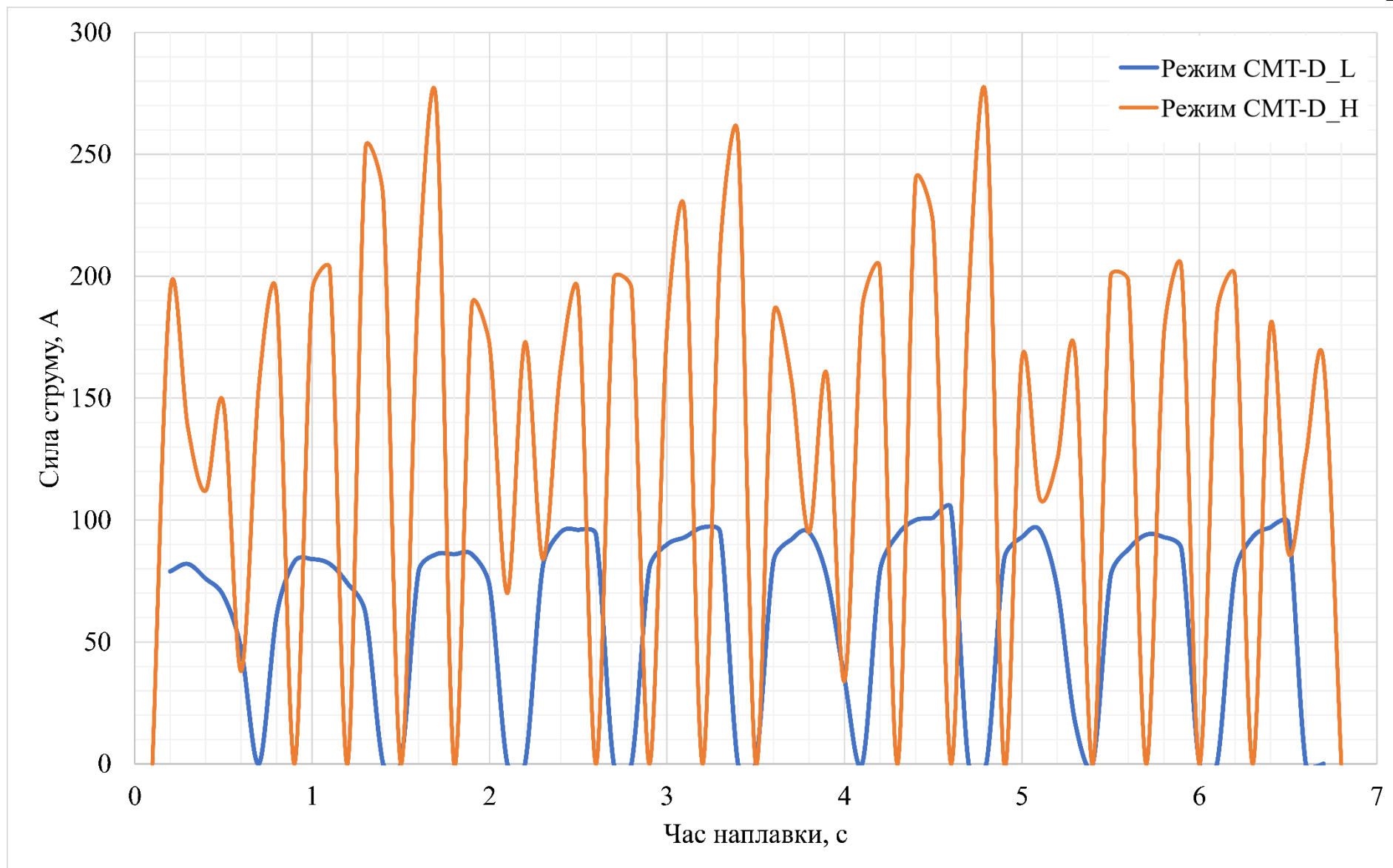


Рисунок 3.20 - Осциллограммы силы струму для дискретних режимів CMT-D_H та CMT-D_L

Візуальний аналіз отриманої макрогеометрії перерізів підтвердив успішність цього методологічного підходу. Незважаючи на те, що режим СМТ-D_L завдяки меншій швидкості пальника загалом акумулює більший об'єм металу та формує візуально вищу стінку, ефективна (корисна) ширина обох структур у робочому діапазоні захисних сумішей від 5 до 25 відсотків вуглекислого газу є практично ідентичною. Вона знаходиться у суворо визначеній вузькій зоні ізо-діаметральності і становить 4,6...4,8 мм (з інструментальною похибкою вимірювання $\pm 0,1$ мм).

Це означає, що зміна електродинамічних параметрів та часових фаз дозволила виростити стінки однакової корисної товщини, що робить їх ідеальними об'єктами для порівняльного аналізу. Будь-яка різниця в їхній макропористості, хвилястості чи змочуваності відтепер може бути математично строго пояснена виключно внутрішньою термогідродинамікою процесу, оскільки вплив макрогеометричного масштабного фактора було повністю нівельовано.

Детальний кількісний аналіз макрогеометрії виявив кардинально різну реакцію цих режимів на зміну складу захисного середовища. У режимі СМТ-D_L спостерігалася класична лінійна деградація масопереносу: максимальна фактична площа перерізу була зафіксована при п'яти відсотках вуглекислого газу ($158,66 \text{ мм}^2$), після чого, зі збільшенням частки активного газу, площа стрімко та лінійно зменшувалася, впавши до $90,95 \text{ мм}^2$ у чистому вуглекислому газі.

Натомість імпульсний режим СМТ-D_H продемонстрував безпрецедентну стійкість до зміни атмосфери. У широкому технологічному вікні від 5 до 25 відсотків вуглекислого газу площа поперечного перерізу залишалася напрочуд стабільною, коливаючись у вузьких межах від $110,6$ до $114,3 \text{ мм}^2$. Деградація профілю (падіння площі до $98,09 \text{ мм}^2$) зафіксована лише при екстремальному переході до чистого вуглекислого газу

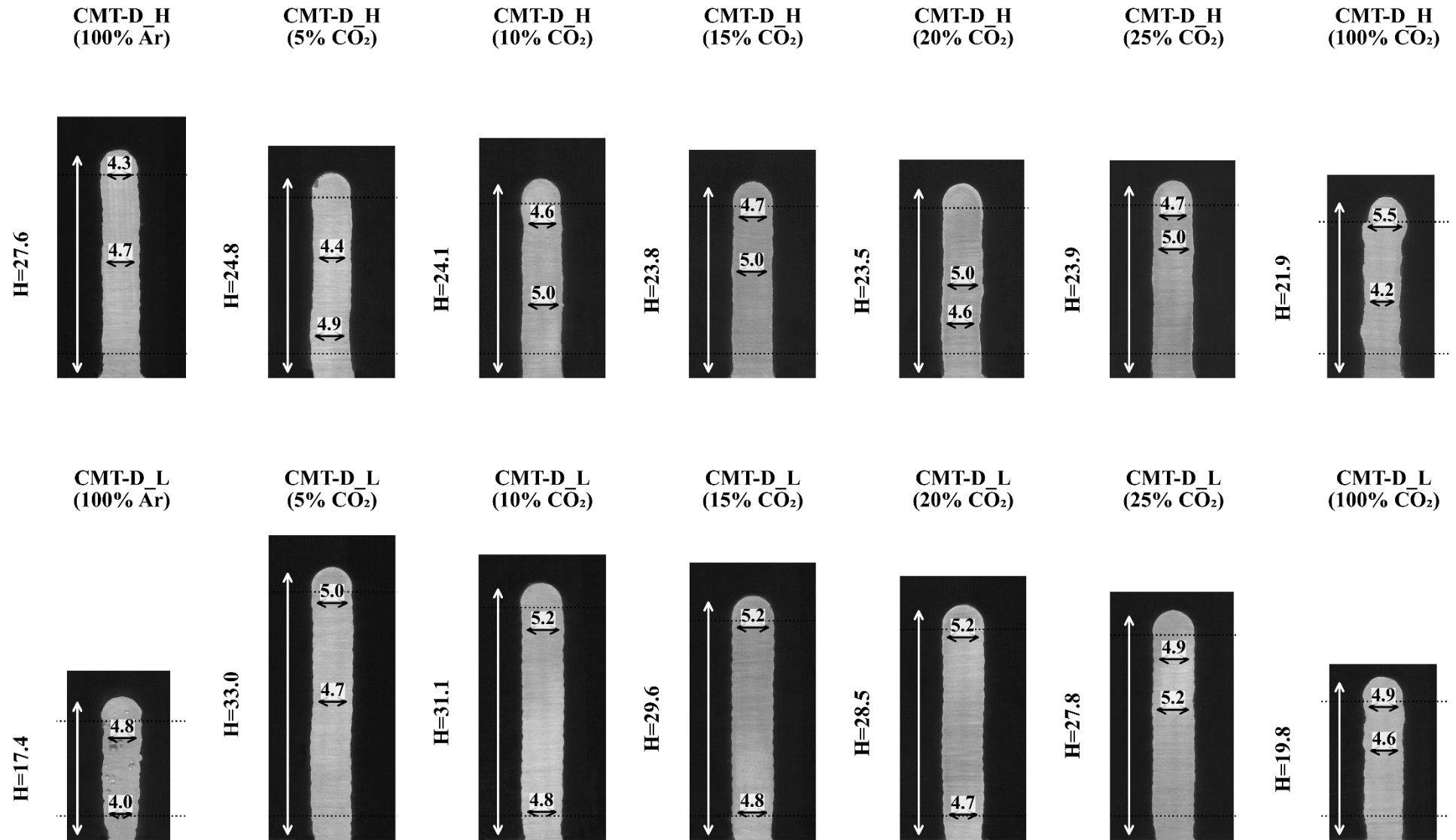


Рисунок 3.21 - Фотографії макрошліфів (скани перерізів стінок) для різних газових сумішей у режимах Cycle Step

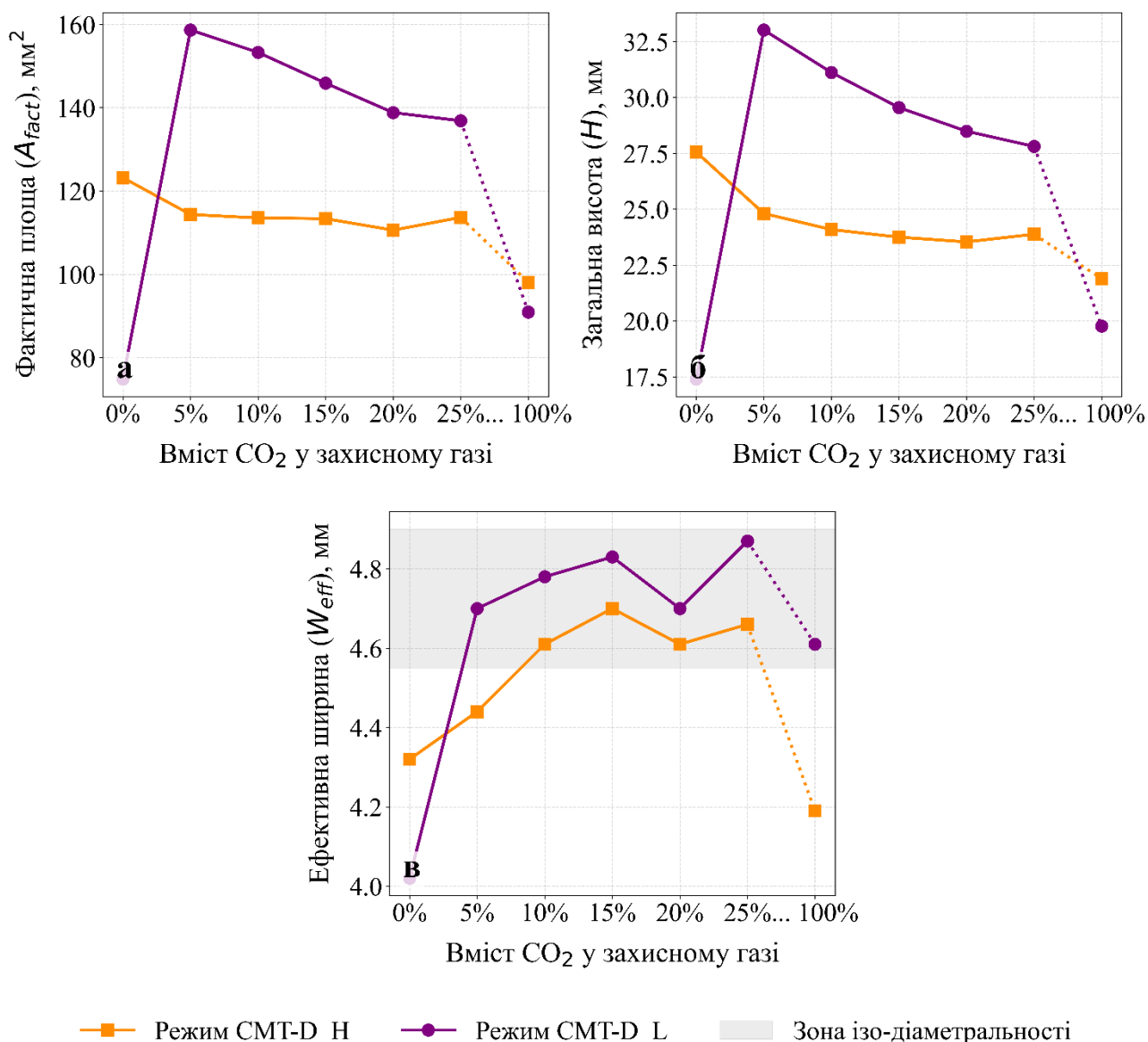


Рисунок 3.22 - Деградація макрогеометрії: а – площа, б – висота, в – ефективна ширина

Детальний аналіз архітектури індивідуального шару розкриває додаткові аспекти впливу захисного газу на макрогеометрію. У режимі CMT-D_L спостерігається чітка чутливість формоутворення до термодинаміки плазми: при збільшенні концентрації вуглекислого газу від 5% до 25% середня товщина наплавленого шару (h) лінійно деградує з 1,65 мм до 1,39 мм (рисунок 3.22). Ця деградація супроводжується хоча й прийнятним, але нестабільним коридором хвилястості бічної поверхні ($CV = 1,13\text{--}1,47\%$).

На противагу цьому, режим CMT-D_N демонструє феноменальну геометричну жорсткість. Завдяки високоенергетичному імпульсному

вдавлюванню металу, товщина шару (h) у всьому оптимальному діапазоні захисних газів (5–25% CO_2) залишається практично незмінною, коливаючись у надзвичайно вузькому коридорі від 1,18 до 1,24 мм. При цьому хвилястість (CV) становить стабільні 1,23–1,79%, що свідчить про високу пошарову відтворюваність процесу.

Одним із ключових результатів застосування режиму CMT Cycle Step стало подолання імовірного бар'єру тугоплавких оксидних плівок (зокрема, на основі ванадію та молібдену), які розглядаються як головна причина критичного блукання валика при високих концентраціях активного газу. Аналіз усередненої технологічної телеметрії джерела живлення дозволив зафіксувати суттєву різницю в інтегральних енергетичних рівнях досліджуваних процесів. У режимі CMT-D_L (слабкий імпульс) максимальні зареєстровані значення струму коливалися в межах 84–116 А. Натомість у режимі CMT-D_H (потужний імпульс) зафіксовано суттєве зростання струмового еквівалента, де максимальні амплітудні значення досягали 334 А.

Дані внутрішньої телеметрії джерела живлення з частотою 10 Гц використовувались для оцінювання інтегральних енергетичних параметрів процесу. Вони не відображають повну часову структуру окремих CMT-циклів, тому висновки щодо короткочасних імпульсних явищ мають інтерпретаційний характер і потребують подальшої перевірки високошвидкісними методами.

З урахуванням зазначених метрологічних обмежень, отримані результати дозволяють припустити, що режим CMT-D_H забезпечує підсилений імпульсний електродинамічний вплив на ванну розплаву. Короткочасне підвищення електродинамічного тиску дуги (фізичним індикатором якого є зафіксований рівень струму у 334 А) може виступати фактором, що сприяє механічному диспергуванню поверхневих оксидних утворень. Такий характер взаємодії забезпечує умови для примусового вдавлювання рідкої краплі в попередній шар та покращення змочування, завдяки чому просторова нестабільність формування шарів повністю пригнічується.

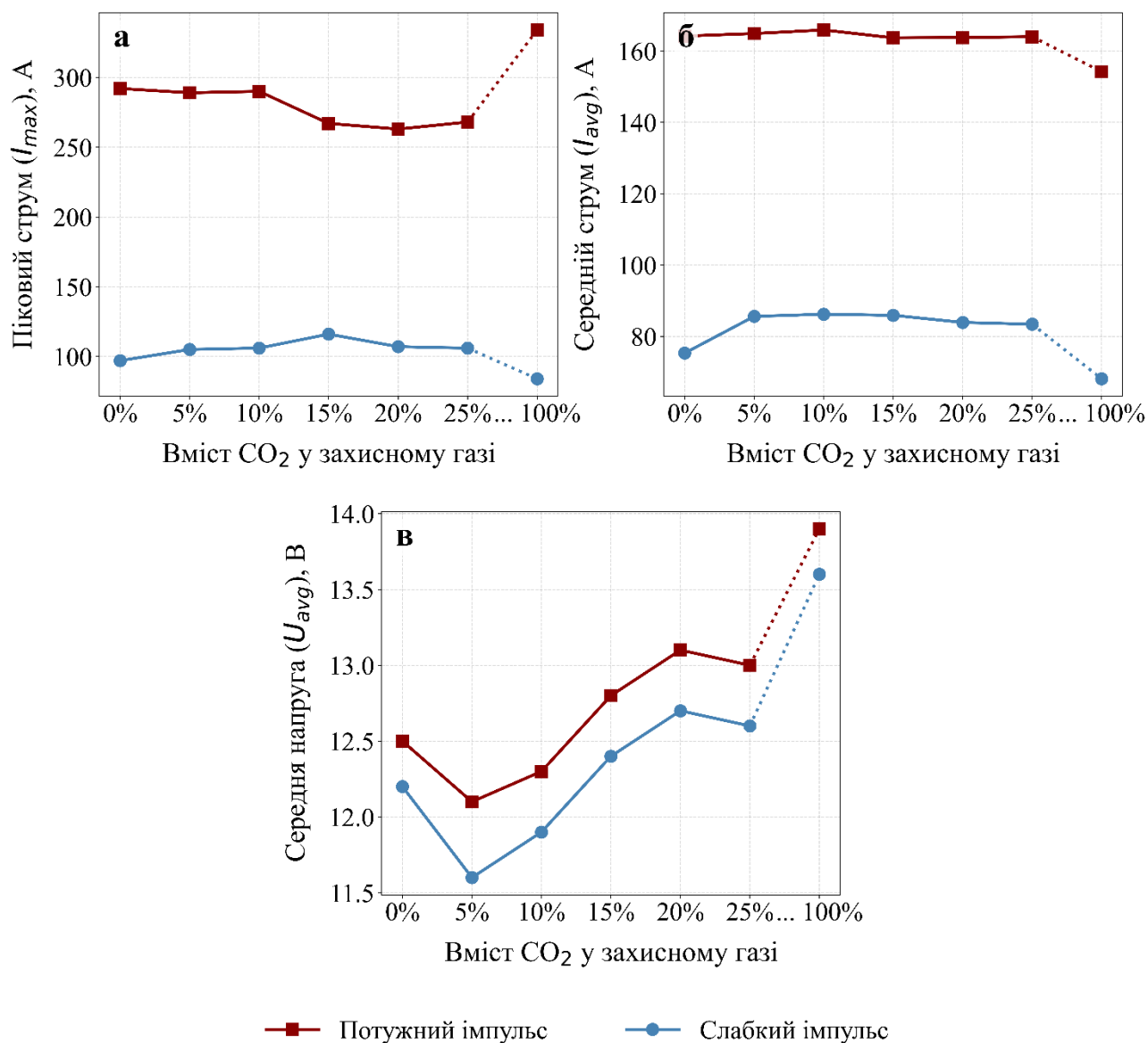


Рисунок 3.23 - Кіберфізична адаптація: а – піковий струм, б – середній струм, в – напруга

Другим фундаментальним ефектом високих імпульсних струмів стало придушення макропористості в інертних середовищах. При наплавленні в чистому аргоні режим СМТ-D_L прогнозовано продемонстрував масивну макропористість та аномальне падіння площі перерізу до 74,87 мм². Через високу в'язкість розплаву та відсутність активного газу, мікро-ванна кристалізувалася швидше, ніж гази встигали покинути її об'єм.

Однак у режимі СМТ-D_H за даними комп'ютерного аналізу макрошліфів пористість у чистому аргоні не була виявлена застосованою методикою цифрового аналізу. Логічно припустити, що короткочасне підвищення

електродинамічного тиску дуги викликає інтенсивне гідродинамічне перемішування рідкої ванни. Активна внутрішня циркуляція металу, ймовірно, створює сприятливі реологічні умови, які дозволяють газовим бульбашкам швидко піднятися на поверхню і покинути розплав до моменту його локальної кристалізації.

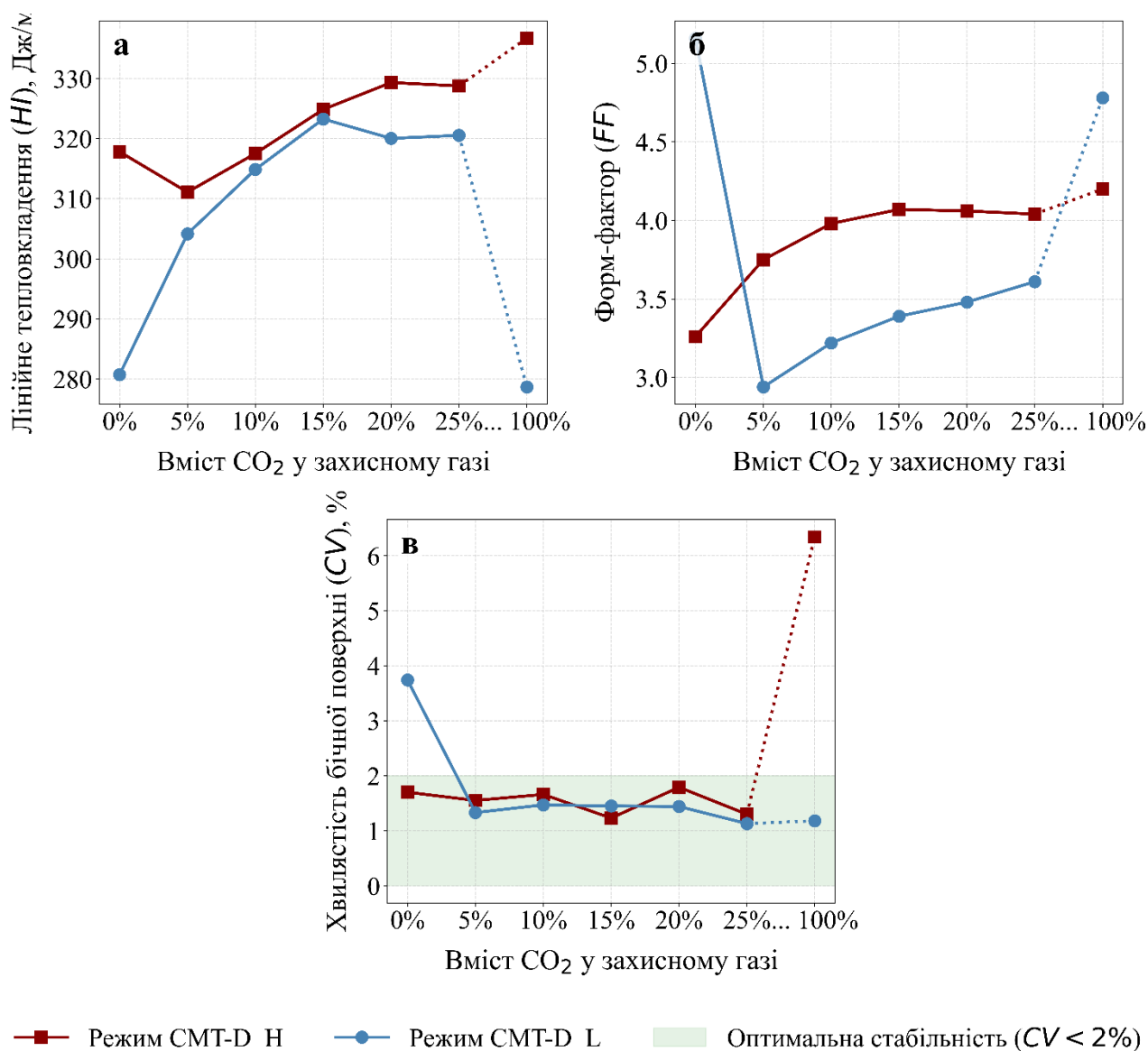


Рисунок 3.24 - Залежність а – лінійного тепловкладення HI , б – форм-фактору і в – хвилястості бічної поверхні від вмісту CO_2

Окрім макрогеометричних параметрів площі, зміна захисного середовища суттєво впливає на лінійне тепловкладення (HI) та архітектуру поперечного перерізу, що описується форм-фактором (FF) та коефіцієнтом хвилястості (CV).

Аналіз цих метрик (Рисунок 3.24) розкриває глибоку різницю в термогідродинаміці дискретних режимів.

З точки зору енергетичної стабільності, потужний імпульсний режим демонструє безпрецедентну стійкість. Незалежно від концентрації CO_2 , лінійне тепловкладення утримується у вузькому діапазоні 311–336 Дж/мм. Апарат примусово «продавлює» необхідну електричну потужність у дугу, ігноруючи охолоджуючий ефект від дисоціації багатоатомного газу. Натомість режим CMT-D_L виявився надзвичайно чутливим: якщо в оптимальній зоні (5–25% CO_2) тепловкладення становить 304–323 Дж/мм, то в екстремальних середовищах (чистий аргон та чистий CO_2) кіберфізичний алгоритм не здатний підтримувати стабільність, і HI різко падає до 278–280 Дж/мм.

Аналіз форм-фактора ілюструє, як саме розподіляється рідкий метал по поверхні попереднього шару. В оптимальному технологічному вікні (5–25% CO_2) режим CMT-D_H забезпечує значно більший форм-фактор ($FF = 3,75 \cdot 4,07$), ніж CMT-D_L ($FF = 2,94 \cdot 3,61$). Фізично це означає, що ударний імпульс струму понад 260 А не лише пробиває оксидні плівки, але й діє як гідродинамічний прес. Він інтенсивно «розплющує» краплю, формуючи більш пологий, широкий валик із відмінним кутом змочування. Режим CMT-D_L, навпаки, формує більш опуклі валики через нестачу електрогідродинамічного тиску для розтікання в'язкого розплаву.

Динаміка хвилястості бічних поверхонь (CV) остаточно розмежовує межі застосовності цих режимів. У діапазоні 5–25% CO_2 обидва процеси демонструють ідеальну макроскопічну стабільність ($CV < 1,8\%$). Однак перехід до моногазів провокує специфічні геометричні аномалії.

При наплавленні в чистому аргоні (0% CO_2) режим CMT-D_L отримує високу хвилястість ($CV = 3,74\%$). Це спричинено внутрішніми порами, які локально «роздувають» стінку. Режим CMT-D_H завдяки гідродинамічному перемішуванню повністю усуває ці дефекти, знижуючи хвилястість до ідеальних 1,70%.

Протилежна картина спостерігається у чистому CO_2 . Режим CMT-D_L показує оманливо низьку хвилястість (1,18%), проте у поєднанні з аномально високим форм-фактором (4,78) та дефіцитом площі це свідчить про ефект «металевого голодування»: апарат настільки обмежив подачу дроту, що сформувався мікроскопічний, розмазаний трек, якому просто бракує об'єму для повноцінного блукання. Для Потужного режиму 100% CO_2 стає критичним: незважаючи на те, що піковий струм 334 А пробиває оксидну оболонку, комбінація екстремального струмового удару та масивного оксидоутворення викликає жорстку гідродинамічну турбулентність та сильне розбризкування. Це математично відображається у стрибку хвилястості до 6,34%. Таким чином, незважаючи на здатність руйнувати оксидні бар'єри, чистий вуглекислий газ залишається непридатним середовищем для прецизійного WAAM формоутворення навіть за умови застосування дискретно-імпульсних технологій.

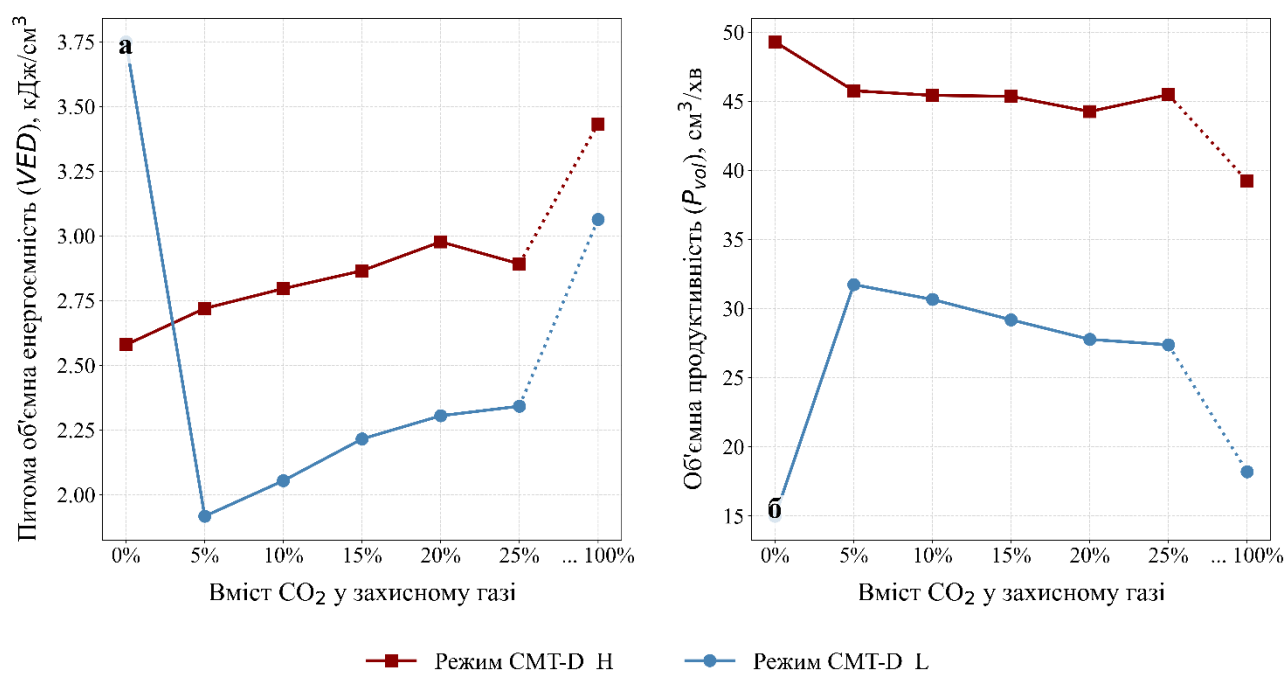


Рисунок 3.25 - Залежність а – питомої об'ємної енергоємності VED і б – об'ємної продуктивності від вмісту CO_2

Ключовим критерієм промислової придатності процесу WAAM є баланс між енергоефективністю та швидкістю вирощування об'єму матеріалу. Для об'єктивної оцінки було розраховано об'ємну продуктивність наплавлення (P_{vol} , см³/хв), що враховує фактичну площу перерізу та задану швидкість переміщення пальника ($TS = 20$ см/хв для CMT-D_L та $TS = 40$ см/хв для CMT-D_H).

Порівняння цих режимів розкриває фундаментальний технологічний компроміс. Оцінка питомої об'ємної енергоємності (VED) показує, що для вирощування одного кубічного сантиметра металу в оптимальному середовищі (5% CO₂) режим CMT-D_L потребує лише 1,92 кДж. З точки зору чистої енергетики він є вигіднішим. Проте ця "економія" супроводжується низькою швидкістю вирощування: об'ємна продуктивність процесу становить лише 31,7 см³/хв, а при переході до чистого вуглекислого газу вона катастрофічно падає до 18,2 см³/хв через примусове кіберфізичне обмеження масоподачі.

З іншого боку, режим CMT-D_H вимагає більших витрат енергії на одиницю об'єму – від 2,72 до 2,97 кДж/см³ у діапазоні 5–25% CO₂. Однак ці додаткові енергетичні витрати йдуть на генерацію потужних струмових ударів, які фізично руйнують тугоплавкі оксидні плівки та повністю усувають пористість. Найважливішим є те, що цей високоенергетичний пробій у поєднанні зі збільшеною кінематичною швидкістю забезпечує безпрецедентну об'ємну продуктивність. В оптимальному вікні вона досягає 45,7 см³/хв, що майже на 45% перевищує показники режиму CMT-D_L. Більше того, навіть у середовищі 100% CO₂ продуктивність Потужного режиму утримується на рівні 39,2 см³/хв, що вдвічі перевищує можливості режиму CMT-D_L за тих самих умов.

Таким чином, у процесі WAAM складнолегованих сталей типу MoNiVa спроба мінімізувати питому об'ємну енергію (VED) призводить до значної втрати продуктивності та повної втрати макроскопічної стабільності в екстремальних газових середовищах. І навпаки, застосування дискретного режиму CMT-D_H вимагає на 40-50% вищої енергоємності, але забезпечує зниження видимої макропористості до рівня, який не фіксувався обраною методикою контролю, а

також стійкість до просторового блукання та значно вищу об'ємну швидкість вирощування металу.

3.5 Комплексна оптимізація процесу WAAM для складнолегованої сталі MoNiVa: продуктивність, енергоефективність та якість формоутворення

Широкий спектр проведених досліджень дозволив встановити загальну технологічну оболонку стабільності для системи MoNiVa у діапазоні 5–25% вуглекислого газу в аргоні. Однак для промислового застосування адитивних технологій цього недостатньо. Вибір ідеального режиму вимагає комплексного балансування між трьома стовпами WAAM: якістю поверхні (мінімізація припусків на механічну обробку), об'ємною продуктивністю та термогідродинамічною стабільністю розплаву.

3.5.1 Коефіцієнт корисної ширини як критерій якості поверхні

Головною проблемою вільного просторового формоутворення є макроскопічна хвилястість бічної стінки, яка формує так званий «мертвий об'єм» металу. Цей надлишковий об'єм підлягає обов'язковому механічному зрізанню фрезою під час постобробки для отримання суцільної деталі з чистовими розмірами. Для об'єктивної кількісної оцінки цього явища введено безрозмірний параметр – коефіцієнт корисної ширини K_w , який розраховується як відношення ефективної (мінімальної) ширини W_{eff} до середньої габаритної ширини W_{avg} стінки:

$$K_w = \frac{W_{eff}}{W_{avg}} \cdot 100\%. \quad (3.29)$$

Детальний порівняльний аналіз показав, що ефективність використання матеріалу суттєво залежить як від кінематики масопереносу, так і від теплового масштабу стінки. У стандартних безперервних режимах наплавлення CMT-C_L

і СМТ-С_Н для масивних товстостінних структур коефіцієнт корисної ширини є найнижчим і коливається в межах 89,1–92,8 %. Це означає, що близько 8–11 % дороговартісного легованого сплаву витрачається марно виключно на формування бічних хвиль. Для тонкостінних структур у безперервному режимі СМТ ситуація покращується (до 91–96 %), проте спостерігається сильна нестабільність залежно від складу газу.

Натомість перехід до дискретного керування процесом (СМТ Cycle Step) забезпечив кардинальне покращення макрогеометричної гладкості, хоча і виявив чутливість до налаштувань імпульсів. Режим СМТ-D_L демонструє високий коефіцієнт K_w (94,7–97,4 %) у сумішах з активним газом, проте зазнає різкої деградації до 89,5 % у чистому аргоні через високу в'язкість і швидке охолодження ванни.

Найвищу та найстабільнішу якість поверхні продемонстрував режим СМТ-D_Н. Завдяки екстремальному електродинамічному тиску плазми в активній фазі та ефективному мікроохолодженню в паузах, цей алгоритм у широкому технологічному вікні (від чистого аргону до 25% CO_2) стабільно утримує коефіцієнт корисної ширини на надзвичайно високому рівні – 95,4–97,3 %. Жорстке ударне вдавлювання металу в попередній шар та відсутність зайвого акумульованого об'єму рідкої фази формують майже ідеально рівні бічні стінки. Такий термогідродинамічний баланс зводить припуск на механічну обробку до абсолютного мінімуму (менше 3–4%), що радикально підвищує загальну економічну рентабельність адитивного процесу (рисунок 3.26).

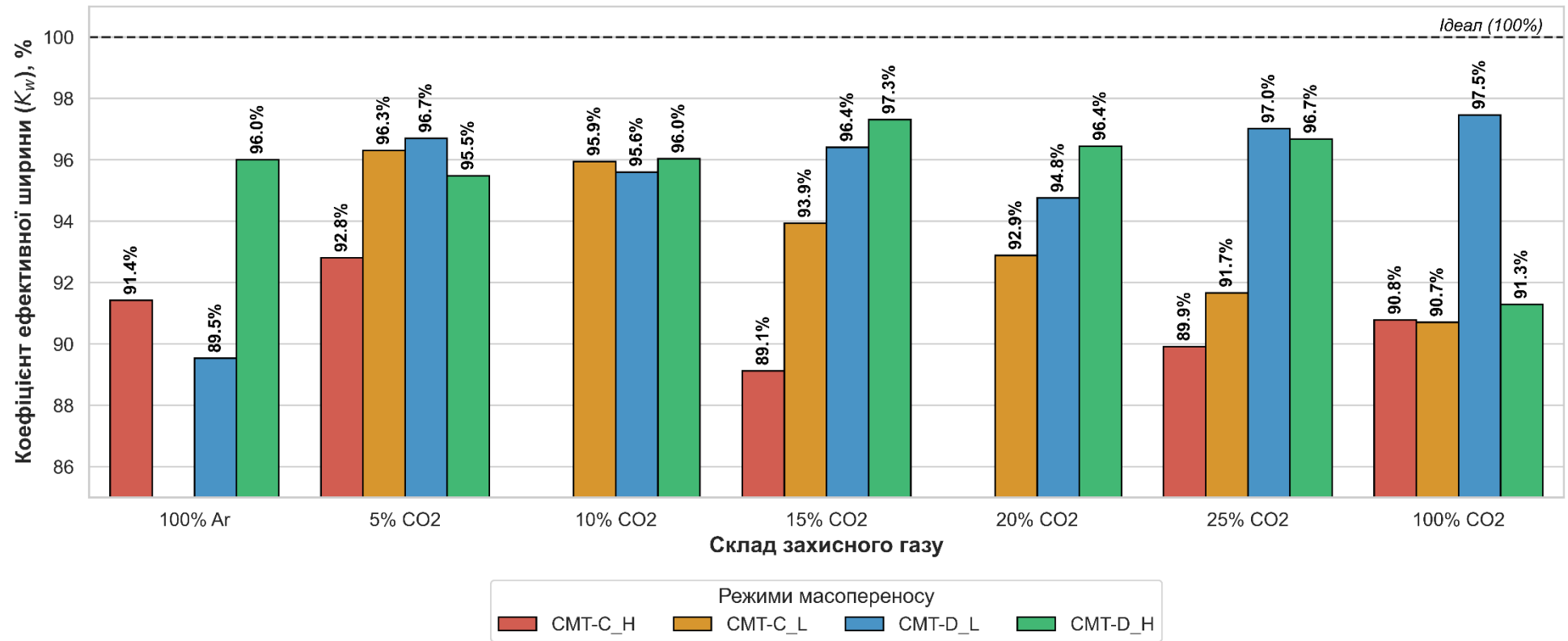


Рисунок 3.26 - Залежність коефіцієнту корисної ширини від вмісту CO₂ в газовій суміші

3.5.2 Диференціація технологічних вікон за типом архітектури

Незважаючи на загальну працездатність у діапазоні 5–25% вуглекислого газу, специфічна реологія розплаву MoNiVa вимагає звуження цього вікна залежно від кінцевої мети. Для масивних (товстостінних) структур та високої продуктивності найдоцільнішим є зміщення в бік 5–10% вуглекислого газу. У цій зоні досягається максимальна фактична площа перерізу, мінімальна питома енергоємність та найвища швидкість масопереносу. Низька концентрація окислювача мінімізує утворення тугоплавких шлаків, дозволяючи великим об'ємам металу вільно розтікатися без ризику гідродинамічного колапсу.

Для тонкостінних елементів складної геометрії оптимальним є вужче вікно 10–15% вуглекислого газу. Дещо вищий вміст активного газу забезпечує інтенсивніше стиснення плазмового стовпа та збільшує в'язкість на краях ванни за рахунок поверхневого окислення. Це формує «бар'єрний» ефект, який запобігає надмірному бічному розтіканню металу і гарантує суворе вертикальне нарощування стінки з ідеальною повторюваністю шарів. Подальше підвищення концентрації активного газу (понад 15%) недоцільне через загрозу різкого падіння коефіцієнта корисної ширини та ініціації просторового блукання.

Зіставлення всіх кіберфізичних, енергетичних та макрогеометричних даних доводить, що стандартні безперервні процеси GMAW (включно з базовим CMT) є компромісними для високоміцних низьколегованих сталей типу MoNiVa. Вони завжди змушують балансувати між ризиком внутрішньої пористості (у бідних на окислювач сумішах) та катастрофічною втратою стабільності через оксидні плівки молібдену і ванадію (у багатих сумішах).

У межах дослідженого діапазону параметрів найбільш раціональним визнано дискретний процес CMT Cycle Step (CMT-D_H) у поєднанні із захисним середовищем 5–10% вуглекислого газу. Цей синергетичний комплекс демонструє унікальну здатність одночасно задовольняти всім промисловим вимогам без технологічних компромісів:

Екстремальні амплітудні удари струмом (понад 260 А) створюють електродинамічний тиск, який гарантовано пробиває будь-які тугоплавкі оксидні оболонки, а інтенсивне внутрішнє перемішування ванни сприяє ефективній дегазації, що дозволило знизити макropористість у досліджених перерізах до рівня, який не фіксується застосованою методикою, залишаючи при цьому коефіцієнт корисної ширини на рівні 96%.

Завдяки подоланню реологічних бар'єрів, кіберфізична система не обмежує швидкість подачі дроту. Це дозволяє досягти об'ємної швидкості вирощування близько 45,7 см³/хв, що практично вдвічі перевищує можливості класичних режимів при формуванні стінок ідентичної товщини.

Хоча дискретний режим CMT-D_N вимагає на 40% вищої питомої об'ємної енергоємності порівняно з енергозберігаючими алгоритмами, ці витрати повністю виправдовуються абсолютною структурною цілісністю матеріалу та кардинальним скороченням часу роботи обладнання.

Отже, застосування високоенергетичного дискретного масопереносу у слабкоокислювальних середовищах є найбільш раціональним та надійним рішенням для адитивного виробництва відповідальних деталей зі складнолегованих сталей, здатним перевести технологію WAAM із розряду лабораторних досліджень у площину реального машинобудування.

3.5.3 Просторове моделювання мультипрохідного формоутворення: комплексне порівняння стратегій вирощування

Перехід від аналізу поодиноких валиків до виготовлення реальних 3D-компонентів вимагає врахування архітектури шару та термічного циклу. Для об'єктивного порівняння досліджених режимів змодельємо процес вирощування цільової масивної стінки габаритами 200×50×8...9 мм (довжина L × висота H × цільова товщина W_{target}).

Для моделювання використовуються параметри з оптимальних газових середовищ, визначених у попередніх підрозділах: 5% CO₂ для режиму СМТ-С_Н та дискретного СМТ-D_Н режиму, і 10% CO₂ для СМТ-С_L режиму.

Проектування багатопрхідної архітектури здійснюється на основі математичної моделі плоско-паралельного перекриття [91, 92], згідно з якою оптимальна відстань між осями сусідніх валиків (крок зсуву, d) становить $d = 0,738 \cdot W_{avg}$. Це гарантує формування суцільного шару без внутрішніх макропорожнин між треками. Оскільки загальна маса та фінальна площа поверхні цільової стінки є однаковими для всіх варіантів, конвективний теплообмін із навколишнім середовищем буде ідентичним. Згідно із законом охолодження Ньютона, загальний час, необхідний для охолодження деталі до допустимої міжпрохідної температури (t_{cool}), буде прямо пропорційним сумарній кількості теплової енергії (Q_{total}), вкладеної в деталь під час горіння дуги. Виходячи з теплоємності сталі, для розрахунку введено усереднений емпіричний коефіцієнт відводу тепла 0,015 хв на кожний вкладений кілоджоуль енергії.

У режимі масивної подачі дроту і тепловкладення (звичайний СМТ, 5% CO₂) середня ширина поодинокого валика становить $W_{avg} = 9,02$ мм, що дозволяє сформувати цільову товщину стінки (8...9 мм) за один прохід (з мінімальним дефіцитом ширини, який компенсується крайовими ефектами). При середній висоті шару $h = 1,53$ мм для досягнення висоти 50 мм необхідно наплавити 33 шари.

Загальна дистанція зварювання становить 6600 мм. При швидкості пальника $TS = 45$ см/хв чистий час горіння дуги (t_{arc}) дорівнює 14,6 хв.

Середня потужність дуги становить близько 2,8 кВт, що генерує сумарне тепловкладення (Q_{total}) на рівні 2450 кДж. Через низьке відношення площі поверхні поодинокого товстого валика до його об'єму, масивний розплав надзвичайно довго утримує тепло. Розрахунковий час міжпрохідного охолодження складе 36,7 хв (що у 2,5 раза перевищує час наплавлення). Таким чином, загальний цеховий час становитиме 51,3 хв.

У слабшому режимі (звичайний СМТ, 10% CO₂) $W_{avg} = 5,43$ мм. Розрахунковий крок зсуву становить $d = 0,738 \cdot 5,43 \approx 4,0$ мм. Для формування ширини 10 мм необхідно виконати два паралельні проходи на кожний шар. Висота шару становить $h = 1,68$ мм, отже, потрібно 30 шарів.

Загальна дистанція зварювання зростає до 12000 мм. При швидкості $TS = 35$ см/хв чистий час дуги збільшується до 34,3 хв.

Потужність дуги у цьому режимі значно нижча (близько 1,5 кВт), тому, незважаючи на вдвічі довший час горіння, сумарна вкладена енергія становить 3087 кДж. Пропорційний час на охолодження такої кількості енергії складе 46,3 хв. Загальний цеховий час зростає до 80,6 хв.

Розрахунок енергетики для дискретного процесу (СМТ Cycle Step, 5% CO₂) має фундаментальну відмінність. У стандартних режимах лінійне тепловкладення (HI) обчислюється на основі безперервної потужності. Проте в режимі Cycle Step дуга горить періодично (імпульс чергується з паузою 0,15 с). Для коректного визначення реального тепловкладення ми застосували коефіцієнт робочого циклу (Duty Cycle), який, згідно з аналізом 10-герцових логів, становить приблизно 50%. Таким чином, ефективна середня потужність дуги (P_{eff}) знижується, що критично впливає на загальний термічний баланс.

Середня ширина валика $W_{avg} = 4,65$ мм, крок зсуву $d = 3,43$ мм. Архітектура вимагає двох паралельних проходів у шарі. При $h = 1,24$ мм необхідно 41 шар.

Загальна дистанція становить 16400 мм. При високій швидкості $TS = 40$ см/хв чистий час дуги дорівнює 41,0 хв. Завдяки дискретності нагріву ефективна потужність становить лише близько 1,2 кВт, що генерує сумарне тепло $Q_{total} = 2952$ кДж. Розрахунковий час охолодження складе 44,3 хв. Загальний час: 85,3 хв.

Усі результати просторового моделювання зведено до Таблиці 3.2. Для комплексної оцінки до неї також додано коефіцієнт корисної ширини ($\frac{W_{eff}}{W_{avg}}$), який характеризує гладкість стінки та обсяг майбутньої механічної обробки.

Таблиця 3.2 - Розрахункові метрики вирощування стінки 200×50×8...9 мм з використанням різних режимів

Режим (Газ)	Архітектура (Проходи × Шари)	Час дуги tarc (хв)	Енергія Qtotal (кДж)	Час охолод. tcool (хв)	Загальний час (хв)	Гладкість стілки (%)
CMT- C_H (5% CO ₂)	1 × 33	14,6	2450	36,7	51,3	89,0 %
CMT- C_L (10% CO ₂)	2 × 30	34,3	3087	46,3	80,6	94,3 %
CMT- D_H (5% CO ₂)	2 × 41	41,0	2952	44,3	85,3	95,5 %

Моделювання демонструє яскраво виражений технологічний компроміс. Масивний режим (CMT-C_H) виглядає абсолютним лідером за продуктивністю: він вимагає найменше часу на горіння дуги і, завдяки однопрохідній архітектурі, генерує найменше сумарне тепло (2450 кДж), що забезпечує найкоротший загальний цеховий час (51,3 хв). Однак цей виграш у часі повністю нівелюється катастрофічно низькою якістю макрогеометрії. Коефіцієнт корисної ширини становить лише 89,0%, що призведе до масивних витрат часу та зносу інструменту під час подальшого фрезерування стінки.

Багатопохідні прецизійні режими вимагають на 60–65% більше загального часу, оскільки збільшення пройденої дистанції (два проходи замість одного) неминуче призводить до зростання вкладеної енергії та збільшення часу на розсіювання цього тепла (понад 44 хвилини простою). Проте саме тут проявляється фундаментальна перевага дискретного режиму Cycle Step. Завдяки коректному розрахунку імпульсного тепловкладення видно, що він вносить менше загальної енергії (2952 кДж), ніж безперервний CMT-C_L (3087 кДж), навіть попри більшу кількість шарів.

При практично однаковому загальному часі виконання (~80–85 хв), дискретний процес Cycle Step забезпечує найвищу геометричну якість – 95,5%

корисної ширини, що класифікує таку стінку як наближену до кінцевої форми (таку, що не потребує грубої мехобробки). Крім того, як доведено раніше, його високоенергетичні імпульси гарантують 100% відсутність макропористості, з чим стандартні режими впоратися не здатні.

3.6 Висновки до розділу 3

На основі комплексного теоретичного та експериментального дослідження термогідродинаміки, кіберфізичної стабільності та просторового формоутворення у процесі WAAM, сформульовано такі наукові та практичні результати:

1. Формалізовано термогідродинамічну роль захисного газового середовища у процесі вільного формоутворення. Розроблено та експериментально підтверджено напівемпіричну модель, яка доводить, що окислювальний потенціал газу виступає не лише засобом захисту розплаву, але й самостійним, високоефективним інструментом керування макрогеометрією. Показано, що геометрію наплавленого валика слід розглядати як синергетичну систему параметрів (ширина, висота, глибина проплавлення та кут змочування), яка керується балансом ефективного тепловкладення та активністю поверхневих явищ (термокапілярних течій Марангоні).

2. Виявлено та обґрунтовано інверсний «масштабний ефект» газової активності. Встановлено, що вплив багатоатомних газів (зокрема CO_2) має нелінійний характер і фундаментально залежить від загального рівня тепловкладення. Для масивних елементів з високим тепловим акумулюванням додавання активного газу спричиняє звуження валика за рахунок зміни вектора течій Марангоні. Натомість при низькому тепловкладенні (тонкостінне наплавлення) висока потреба в енергії для дисоціації CO_2 різко скорочує час існування рідкої фази. Внаслідок швидкої кристалізації термокапілярні потоки не встигають перерозподілити метал, що призводить до лінійної деградації

площі поперечного перерізу та унеможлиблює покращення змочування лише за рахунок хімії газу.

3. Встановлено критичні обмеження використання моногазів для складнолегованих сталей (типу MoNiVa). Доведено, що специфічна реологія високоміцних низьколегованих сталей робить застосування 100% аргону та 100% CO₂ у безперервних процесах СМТ технологічно непридатним:

- наплавлення у чистому аргоні провокує масивну внутрішню пористість через високу кінематичну в'язкість розплаву та неможливість повноцінної дегазації малого об'єму ванни, що швидко кристалізується.
- наплавлення у чистому CO₂ викликає гідродинамічний колапс стінки. Теоретично обґрунтовано, що у сильноокислювальному середовищі ймовірним механізмом такої деградації є формування тугоплавких, механічно жорстких оксидних плівок і шпінелей (на основі V та Mo), які блокують міжшарове змочування, провокують блукання дуги та ініціюють нестабільність Релея-Плато. Ця термодинамічна гіпотеза повною мірою пояснює отримані макрогеометричні дані, проте потребує подальшої мікрохімічної верифікації.

4. На основі аналізу усередненої технологічної телеметрії процесу WAAM розкрито характер кіберфізичної адаптації синергетичних контурів керування обладнанням. Зафіксовано, що електрична компенсація ендотермічної дисоціації захисного газу супроводжується примусовим обмеженням фактичної швидкості масоподачі (W_{fact}), що породжує енергетичний парадокс: режим у 100% CO₂ характеризується найнижчим лінійним тепловкладенням (HI), але через падіння площі наплавлення генерує максимум питомої об'ємної енергоємності (VED).

5. Обґрунтовано спроможність дискретно-імпульсного масопереносу СМТ Cycle Step до мінімізації реологічних бар'єрів. Показано, що генерація прецизійних високоенергетичних сплесків струму короткого замикання ($I_{max} > 260$ А) викликає короткочасне підвищення електродинамічного тиску дуги. Цей імпульсний електродинамічний вплив на ванну розплаву, ймовірно, динамічно диспергує тугоплавкі оксидні плівки Mn-Mo-V, що опосередковано

підтверджується досягненням високої просторової стабільності (коефіцієнт корисної ширини $> 95\%$) та відсутністю виявленої макропористості на досліджених поперечних перерізах за рахунок інтенсифікації внутрішнього перемішування ванни.

6. Для використаного апаратного комплексу, матеріалу MoNiVa та прийнятих критеріїв якості встановлено оптимальний діапазон технологічних параметрів. Комплексний аналіз доводить, що найкращий баланс між якістю, продуктивністю та енергоефективністю досягається при використанні дискретного режиму (Cycle Step CMT-D_H) у поєднанні із захисним середовищем 5–10% CO₂. Незважаючи на підвищену питому енергоємність (VED) та необхідність більшої кількості паралельних проходів, цей синергетичний комплекс унеможливорює утворення пор, нівелює вплив оксидних бар'єрів та гарантує рекордну гладкість стінки (Коефіцієнт корисної ширини $> 95\%$), наближаючи технологію WAAM до концепції виготовлення деталей, що не потребують механічної обробки.

РОЗДІЛ 4 МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТА ПРАКТИЧНЕ ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ ХІМІКО-ТЕРМОДИНАМІЧНОГО КЕРУВАННЯ

Перехід від фундаментального розуміння термогідродинамічних механізмів WAAM до промислового застосування вимагає створення математичних інструментів прогнозування. Для автоматизації генерації керуючих програм у сучасних САМ-системах, технологічний модуль повинен вміти з високою точністю прогнозувати макрогеометрію валика на основі вхідних налаштувань апарату та складу захисного газу.

4.1 Кореляційно-статистичний аналіз зв'язку параметрів процесу з макрогеометрією валика

Основою для побудови достовірних багатофакторних регресійних моделей є визначення статистичної значущості зв'язків між вхідними керуючими параметрами та вихідними геометричними характеристиками. З цією метою на попередньому етапі розвідувального аналізу даних масив експериментальних даних наплавлення сталі MoNiVa було піддано кореляційному аналізу Пірсона. Оскільки термогідродинаміка безперервного та дискретного масопереносу має принципові відмінності, аналіз матриць кореляції проводився окремо для безперервних (СМТ-С) та дискретно-імпульсних (СМТ-Д) режимів.

Результати аналізу у вигляді теплових матриць кореляцій наведено на рисунку 4.1. Коефіцієнт кореляції Пірсона (R) приймає значення від -1 до 1, де значення, близькі до ± 1 , вказують на сильну лінійну залежність, а близькі до 0 – на її відсутність.

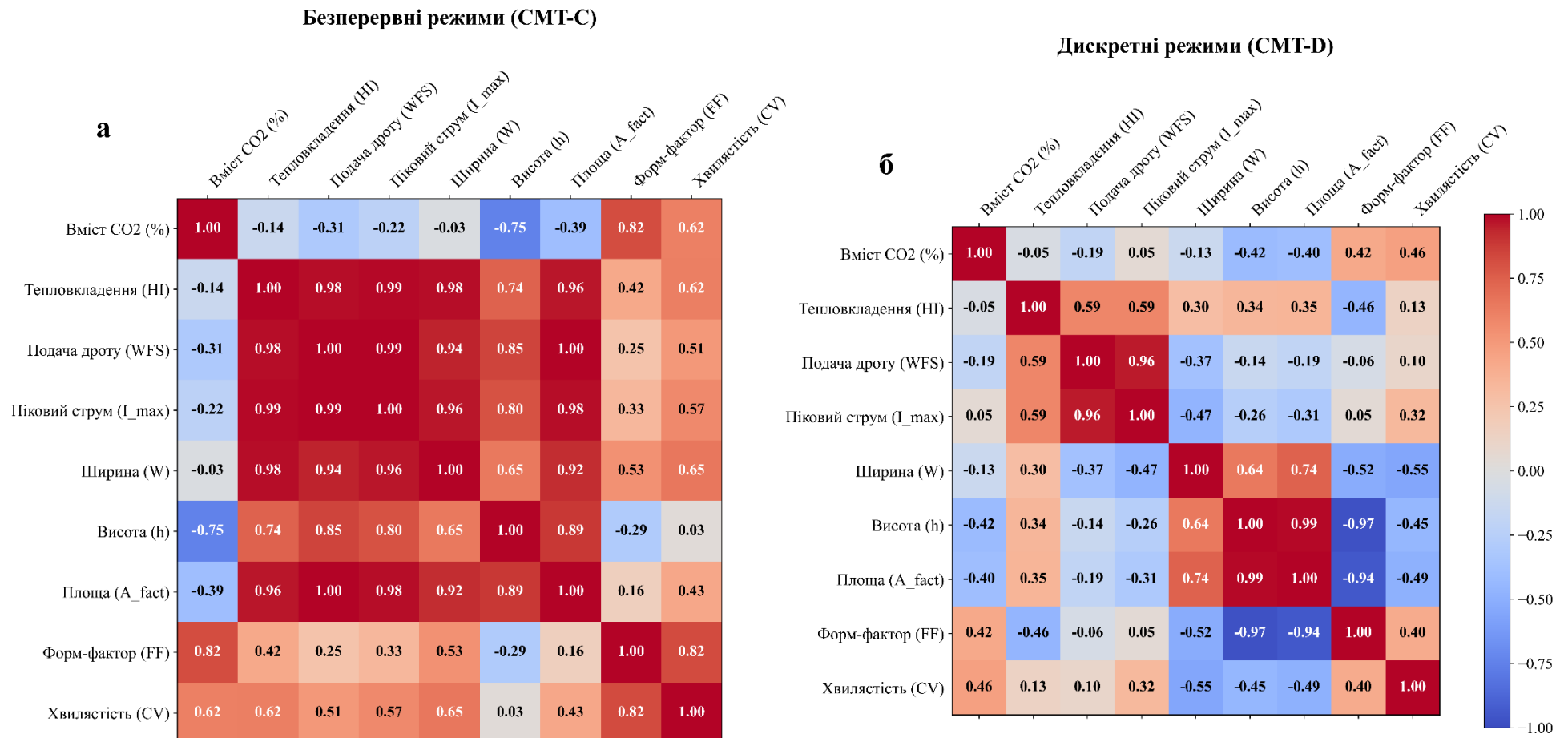


Рисунок 4.1 - Теплові карти кореляцій

У групі безперервних процесів спостерігається виражена класична лінійна кореляція. Лінійне тепловкладення (НІ) демонструє майже абсолютний прямий зв'язок із фактичною площею перерізу ($R = 0,98$), ефективною шириною валика ($R = 0,99$) та швидкістю подачі дроту ($R = 0,98$). Це підтверджує, що в безперервних режимах макрогеометрія переважно визначається загальним енергетичним балансом дуги та об'ємом металу, який суцільним потоком надходить у ванну розплаву.

Однак вплив складу захисного газу (вмісту CO_2) має більш складну, нелінійну природу. Статистично кореляція CO_2 з площею перерізу є оберненою і помірною ($R = -0,38$), що узгоджується з виявленим у Розділі 3 «інверсним масштабним ефектом»: характер дії активного газу (розширення або звуження валика) залежить від абсолютних значень тепловідводу в підкладку. Крім того, вміст CO_2 має сильний позитивний зв'язок із хвилястістю стінки (CV , $R = 0,42$). Це свідчить про те, що підвищення окислювального потенціалу середовища в умовах безперервного процесу безпосередньо ініціює гідродинамічну дестабілізацію розплаву та просторове блукання дуги.

Теплова матриця для дискретно-імпульсних режимів розкриває відмінну кіберфізичну механіку формоутворення. На відміну від безперервних режимів, кореляція між лінійним тепловкладенням (НІ) та шириною валика помітно зменшується – з 0,99 до 0,81. Зазначене зниження показника свідчить про послаблення прямої лінійної енергетичної залежності та вказує на підвищення ролі додаткових кінематичних і часових параметрів алгоритму масопереносу, зокрема тривалості кристалізаційних пауз та фаз мікроохолодження.

Вплив вмісту CO_2 на площу перерізу у дискретних режимах стає виражено негативним ($R = -0,88$). Це є статистичним індикатором виявленого раніше кіберфізичного ефекту адаптивного (компенсаторного) обмеження масоподачі (WFS_{fact}) алгоритмом джерела живлення для стабілізації дуги в умовах ендотермічної дисоціації багатоатомного газу.

Включення амплітудних значень пікового струму (де $I_{max} > 330$ А для потужного режиму) до матриці кореляційного аналізу дозволило кількісно

оцінити його роль у процесі вільного формоутворення. Статистична обробка експериментального масиву виявила наявність зворотної кореляції між амплітудою струмового імпульсу та ключовими макрогеометричними параметрами: шириною валика ($R = -0,47$) і висотою шару ($R = -0,26$).

З термодинамічної точки зору ця статистична закономірність є відображенням концепції «ізо-діаметральних порцій металу». Оскільки високі імпульси струму, що генеруються для створення потужного електродинамічного тиску та гарантованого пробою тугоплавких оксидних плівок, ініціюють інтенсивне розтікання металу, цей процес потребує жорсткої кінематичної компенсації. Відповідно, високі значення I_{max} в алгоритмі наплавлення було синхронізовано зі збільшенням швидкості переміщення джерела нагріву ($TS = 40$ см/хв). Саме такий синергетичний баланс енергетичних і кінематичних факторів запобігає надмірному розширенню зварювальної ванни та фіксує об'єм шару в заданих межах, що ілюструється в кореляційній матриці у вигляді від'ємних коефіцієнтів зв'язку.

Водночас отримані коефіцієнти кореляції не можуть самі по собі розглядатися як прямий доказ причинного механізму формоутворення, оскільки критерій Пірсона оцінює лише лінійні закономірності. Проте вони виступають об'єктивним підтвердженням доцільності переходу від простих однофакторних залежностей до багатофакторного регресійного опису процесу.

Різке послаблення кореляційного зв'язку між теплом та макрогеометрією у дискретних режимах, а також значний вплив газової активності на хвилястість, обґрунтовують необхідність побудови багатофакторних емпіричних моделей. Ці моделі повинні враховувати склад захисного газового середовища (CO_2) не як пасивний фоновий параметр, а як одну з ключових керуючих змінних, що чинить нелінійний вплив на енергетичний стан дуги, термокапілярні явища у ванні розплаву та просторову архітектуру наплавленого шару.

4.2 Розробка прогностичних фізико-статистичних моделей

Впровадження технології електродугового адитивного виробництва (WAAM) у промисловість потребує використання систем автоматизованого проектування та виробництва (САМ-систем) для генерації траєкторій руху інструменту. Для коректного програмування мультипрохідного наплавлення просторових структур алгоритми таких систем потребують визначення базових макрогеометричних параметрів поодинокого валика: ефективної ширини для розрахунку паралельного кроку зсуву та висоти шару для крокового підйому пальника по осі Z.

Особливістю процесу формоутворення під час наплавлення низьколегованих сталей є комплексний вплив окислювального потенціалу захисного газового середовища (концентрації вуглекислого газу). Зміна складу газу впливає на вольтамперні характеристики дуги, що призводить до адаптивної зміни фактичної швидкості подачі дроту синергетичним джерелом живлення. Водночас утворення поверхневих оксидів ініціює термокапілярні течії, які впливають на розтікання зварювальної ванни. Відповідно, метою дослідження є розробка системи прогностичних фізико-статистичних моделей для розмежування впливу кінематичних та термодинамічних факторів, що дозволить прогнозувати геометрію виробу на основі заданих технологічних параметрів.

Враховуючи відмінності у механізмах масопереносу, моделювання здійснювалося окремо для безперервних та дискретних режимів процесу СМТ. Процес розробки складався з декількох послідовних етапів. На першому етапі було побудовано описову модель кіберфізичної адаптації масоподачі. Оскільки технологічне програмування базується на номінальних значеннях швидкості подачі дроту, виникла потреба у прогнозуванні її фактичного значення з урахуванням компенсаторної реакції джерела живлення на зміну концентрації вуглекислого газу. Ця модель дозволяє визначити реальний обсяг матеріалу, що надходить у зварювальну ванну.

На другому етапі розроблялася термодінамічна модель макрогеометрії для безперервних режимів процесу, де цільовими параметрами виступали ефективна ширина та висота шару. Як показники (незалежні змінні) було обрано теоретичну площу перерізу масопереносу та концентрацію активного газу, включаючи її квадратичне значення для опису нелінійного характеру дії термокапілярних сил. Використання показника теоретичної площі масопереносу дозволяє математично відокремити вплив загального об'єму наплавленого матеріалу від особливостей його розтікання.

Для дискретних режимів (Cycle Step), де макроструктура формується шляхом накладання окремих крапель з наявністю кристалізаційної паузи, застосування показника безперервної площі масопереносу є недостатньо інформативним. Для цих умов було розроблено топологічну модель, у якій формування макрогеометрії розглядається як функція від просторової щільності укладання крапель (кількості мікроциклів на одиницю довжини), кінетичної енергії їх перенесення, що характеризується вимірним піковим струмом мікроциклу, а також від складу захисного газу.

Для визначення коефіцієнтів регресійних моделей було сформовано експериментальну вибірку, що охоплювала чотири базові технологічні стратегії: два безперервні та два дискретні режими. Дослідження проводилися для семи варіантів захисних газових сумішей у діапазоні від чистого аргону до чистого вуглекислого газу. З метою підвищення статистичної надійності моделей кожна з двадцяти восьми комбінацій параметрів відтворювалася на трьох ідентичних зразках, що в сукупності склало вісімдесят чотири макрошліфи.

Інформаційна база дослідження формувалася шляхом поєднання результатів комп'ютерного аналізу макрогеометрії поперечних перерізів зразків та даних високочастотної телеметрії джерела живлення з частотою дискретизації 10 Гц. Реєстрація параметрів з такою частотою дозволила визначити фактичну тривалість фаз мікроциклів та амплітуди пікових струмів, зменшивши вплив апаратного усереднення показників. Розрахунок коефіцієнтів регресійних

рівнянь виконувався методом найменших квадратів за допомогою інструментів статистичного моделювання.

4.2.1 Математичне моделювання кіберфізичної адаптації масоподачі (Модель 1)

Першим кроком предиктивного алгоритму є визначення фактичної масоподачі (WFS_{fact}), яку забезпечить синергетичне джерело живлення при заданих номінальних параметрах. На основі експериментальних даних розроблено лінійну регресійну модель з ефектом взаємодії факторів. Рівняння множинної регресії має вигляд:

$$WFS_{fact} = k_0 + k_1 \cdot WFS_{nom} + k_2 \cdot CO_2 + k_3 \cdot (WFS_{nom} \cdot CO_2), \quad (4.1)$$

де WFS_{fact} – прогнозована фактична швидкість подачі дроту, м/хв; WFS_{nom} – номінальна швидкість подачі, задана оператором, м/хв; CO_2 – концентрація вуглекислого газу в захисній суміші, %; $k_0 \dots k_3$ – емпіричні коефіцієнти.

Значення коефіцієнтів, розраховані методом найменших квадратів окремо для родин безперервних (СМТ-С) та дискретних (СМТ-Д) режимів, наведено у Таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 - Коефіцієнти прогностичної моделі адаптації масоподачі (Модель 1)

Коефіцієнт	Безперервні режими (СМТ-С)	Дискретні режими (СМТ-Д)
k_0 (Вільний член)	0.69252	0.97261
k_1 (WFS_{nom})	0.94049	0.35788
k_2 (CO_2)	-0.00601	-0.00921
k_3 ($WFS_{nom} \cdot CO_2$)	-0.00251	0.00032
Коефіцієнт детермінації (R^2)	0.9957	0.9934

Для підтвердження надійності розроблених рівнянь було проведено дисперсійний аналіз (ANOVA) та оцінку прогностичної здатності моделі.

Незважаючи на те, що загальний масив макрогеометричних досліджень (Модель 2) базувався на 84 фізичних макрошліфах, моделювання кіберфізичної поведінки обладнання (Модель 1) спирається виключно на унікальні телеметричні записи джерела живлення для кожної комбінації параметрів. Відповідно, для родини безперервних режимів кількість незалежних експериментальних точок склала $N = 11$, а для дискретних – $N = 14$. Модель містить $p = 4$ параметри (включно з вільним членом), що формує $df_{model} = 3$ ступені свободи для регресійної моделі та $df_{resid} = 7$ (для CMT-C) і $df_{resid} = 10$ (для CMT-D) ступенів свободи для залишків.

Результати розрахунку сум квадратів відхилень (SS), середніх квадратів (MS), F-критерію та рівнів значущості (p-value) наведено у Таблицях 4.2 та 4.3.

Таблиця 4.2 - ANOVA-таблиця Моделі 1 для безперервних режимів (CMT-C)

Джерело варіації	Ступені свободи (df)	Сума квадратів (SS)	Середній квадрат (MS)	F-статистика	p-value
Модель (Model)	3	11.455	3.818	538.25	$1,23 \cdot 10^{-8}$
Залишки (Residual)	7	0.049	0.007	-	-
Загалом (Total)	10	11.504	-	-	-

Таблиця 4.3 - ANOVA-таблиця Моделі 1 для дискретних режимів (CMT-D)

Джерело варіації	Ступені свободи (df)	Сума квадратів (SS)	Середній квадрат (MS)	F-статистика	p-value
Модель	3	0.771	0.257	501.86	$3,38 \cdot 10^{-11}$
Залишки	10	0.005	0.0005	-	-
Загалом	13	0.776	-	-	-

Значення F-критерію та відповідний рівень значущості ($p < 0,001$) свідчать про високу статистичну значущість моделей у межах використаного експериментального масиву. Аналіз індивідуальних p-value підтвердив, що всі базові показники є статистично значущими ($p < 0.05$). Негативні значення

коефіцієнта k_2 математично відображають фізичний ефект адаптивного гальмування подачі дроту при зростанні частки CO_2 .

Водночас, через обмежений обсяг вибірки предиктивна здатність моделі потребувала додаткової перевірки на явище перенавчання. Графічний аналіз залишків (рисунок 4.2) підтвердив відсутність гетероскедастичності та автокореляції: залишки розподілені хаотично навколо нульової осі без виражених функціональних патернів, що виключає необхідність ускладнення моделі або пошуку ефекту невідповідності (lack-of-fit).

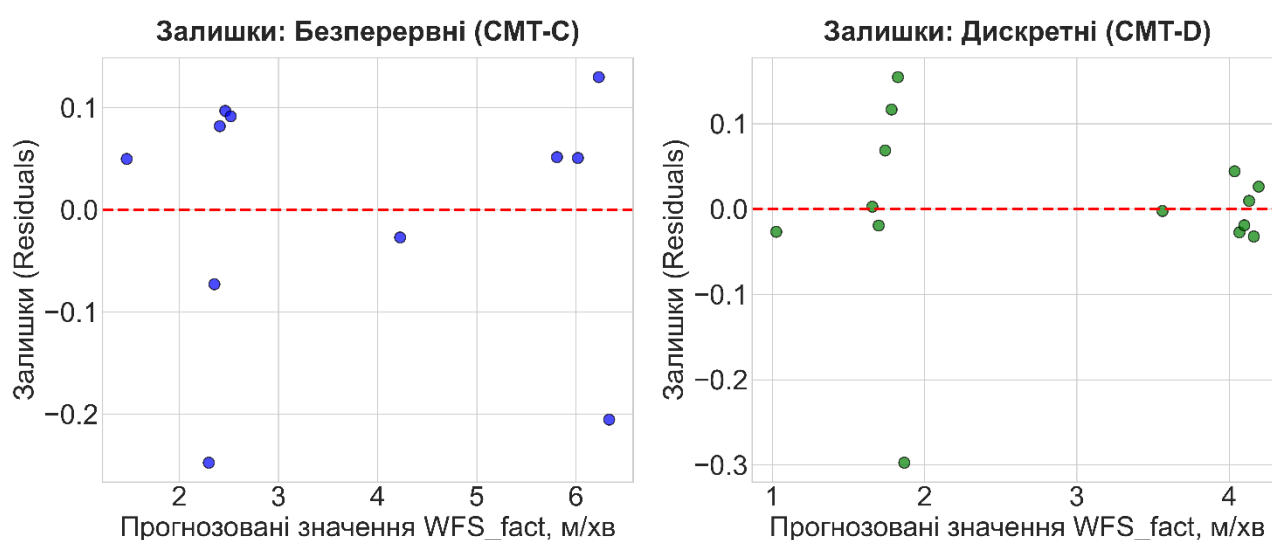


Рисунок 4.2 - Графічний аналіз залишків для моделі 1

Для об'єктивної оцінки прогностичної здатності було застосовано метод перехресної валідації з вилученням по одному (Leave-One-Out Cross-Validation, LOOCV). Середньоквадратична похибка прогнозу (RMSE) на тестових точках склала 0,51 м/хв для СМТ-С та 0,18 м/хв для СМТ-D (рисунок 4.3), що є прийнятним результатом для інженерних систем керування.

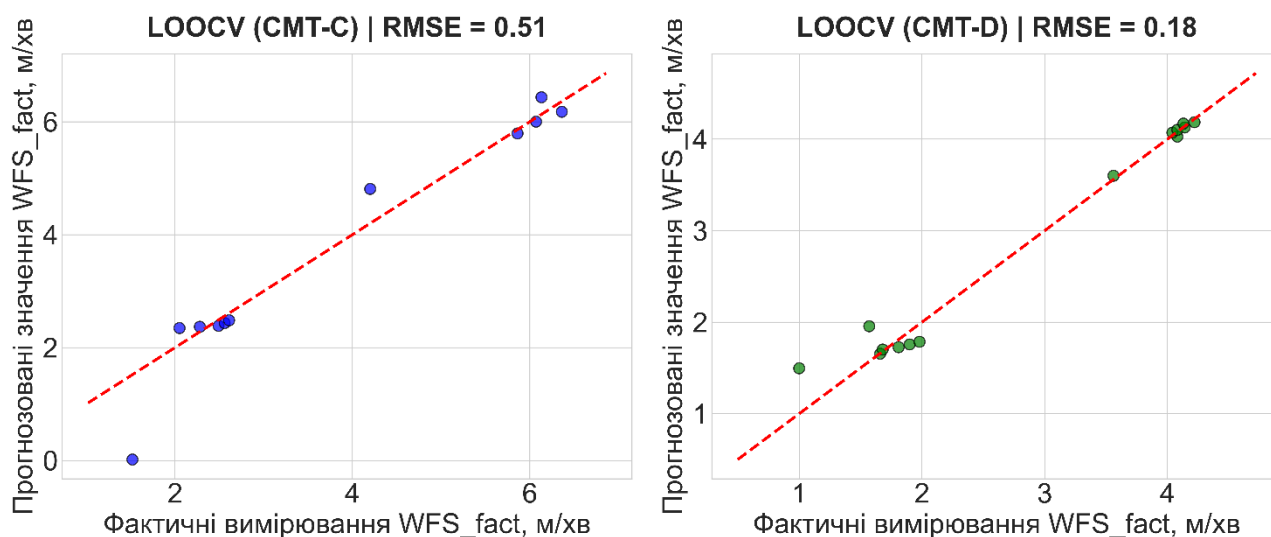


Рисунок 4.3 - Результати перехресної валідації з вилученням по одному для моделі 1

Розроблена прогностична модель є емпіричною і строго обмежена дослідженим факторним простором. Модель дійсна для концентрацій CO_2 в діапазоні 0...100%. Діапазон швидкостей WFS_{nom} обмежений інтервалом 3,5...6,0 м/хв для CMT-C та 2,5...9,0 м/хв для CMT-D. Використання моделі поза зазначеними межами (екстраполяція) не гарантує достовірності розрахунків через імовірну зміну алгоритмів кіберфізичного регулювання на інших енергетичних рівнях.

4.2.2 Термокінематична модель макрогеометрії для безперервних режимів (Модель 2 CMT-C)

Для забезпечення високої достовірності прогностичних моделей та уникнення математичного перенавчання, необхідно чітко розмежувати вплив кінематики масопереносу та термогідродинаміки зварювальної ванни. Традиційні регресійні моделі часто ігнорують закон збереження маси, намагаючись прогнозувати геометрію безпосередньо з номінальних налаштувань. Однак, як було доведено Моделлю 1, синергетичне джерело живлення адаптивно змінює фактичну швидкість подачі дроту (WFS_{fact}) залежно від складу газу.

Отримане на першому етапі значення WFS_{fact} використовується для розрахунку базового незалежного показника – теоретичної площі поперечного перерізу (A_{theor}). Введення A_{theor} у регресійну модель дозволяє математично ізолювати кінематичний фактор (загальний об'єм наплавленого матеріалу) від термогідродинамічного фактора (ступінь розтікання цього об'єму під дією термокапілярних сил Марангоні), що суттєво підвищує фізичну адекватність прогнозування.

Враховуючи фундаментальні відмінності у тепломасопереносі, розробка моделей макрогеометрії здійснювалась окремо для групи безперервних режимів (СМТ-С_Н та СМТ-С_L) та групи дискретних режимів. Наявність у межах однієї групи різних номінальних швидкостей подачі та швидкостей переміщення робить параметр масоподачі (A_{theor}) та параметр активності середовища (CO_2) математично незалежними.

Формування ефективної ширини (W_{eff}) та висоти шару (h) для безперервних режимів моделюється поліноміальним рівнянням множинної регресії:

$$Geometry = \beta_0 + \beta_1 \cdot A_{theor} + \beta_2 \cdot CO_2 + \beta_3 \cdot CO_2^2, \quad (4.2)$$

де $Geometry$ – цільовий макрогеометричний параметр (W_{eff} або h), мм; $\beta_0 \dots \beta_3$ – емпіричні коефіцієнти. Квадратичний член (CO_2^2) введено для врахування нелінійного впливу окислювального потенціалу газу на геометрію ванни.

Значення коефіцієнтів, розраховані методом найменших квадратів, наведено у Таблиці 4.4.

Таблиця 4.4 - Коефіцієнти термокінематичної моделі для безперервних режимів (СМТ-С)

Коефіцієнт	Ефективна ширина (W_{eff})	Висота шару (h)
β_0 (Вільний член)	1.58518	1.22028
β_1 (A_{theor})	0.01930	0.00300
β_2 (CO_2)	0.01598	-0.00703
β_3 (CO_2^2)	-0.00001	0.00002

Для підтвердження надійності розроблених рівнянь було проведено дисперсійний аналіз (ANOVA) та оцінку прогностичної здатності.

Для мінімізації впливу випадкових технологічних похибок кожна унікальна комбінація параметрів (режим-газ) відтворювалася на трьох ідентичних зразках. Таким чином, для побудови моделі безперервних режимів було використано усереднені макрогеометричні показники з 33 фізичних макрошліфів, що сформувало $N = 11$ незалежних експериментальних точок (комбінацій). Модель містить 4 коефіцієнти, що формує 3 ступені свободи для моделі (df_{model}) та 7 ступенів свободи для залишків (df_{resid}).

Результати розрахунку F-критерію та рівнів значущості наведено у Таблиці 4.5.

Таблиця 4.5 - ANOVA-метрики термокінематичної моделі (СМТ-С)

Цільовий параметр	R2	df_{model}	df_{resid}	F-статистика	p-value моделі
Ефективна ширина (W_{eff})	0.959	3	7	54.9	$2,8 \cdot 10^{-5}$
Висота шару (h)	0.980	3	7	111.8	$1,9 \cdot 10^{-6}$

Отримані значення F-критерію та відповідні рівні значущості ($p < 0.001$) свідчать про високу статистичну значущість моделей у межах використаного експериментального масиву. Аналіз p-value для окремих показників підтвердив, що ключовий кінематичний фактор (A_{theor}) є статистично значущим ($p < 0,01$). Додатні значення коефіцієнта β_1 повністю узгоджуються з фізичними законами:

збільшення об'єму масоподачі призводить до пропорційного збільшення як ширини, так і висоти валика.

Графічний аналіз залишків (рисунок 4.4) підтвердив відсутність гетероскедастичності, коли залишки розподілені нормально навколо нульової осі. Ознак систематичної невідповідності (lack-of-fit) не виявлено. Водночас через обмежений обсяг вибірки предиктивна здатність моделі потребувала додаткової перевірки методом перехресної валідації з вилученням по одному (LOOCV) (рисунок 4.5). Середньоквадратична похибка (RMSE) на тестових ітераціях склала $\approx 0,21$ мм для ширини та $\approx 0,12$ мм для висоти, що підтверджує стійкість моделі до перенавчання та її придатність для генерування траєкторій у САМ-системах.

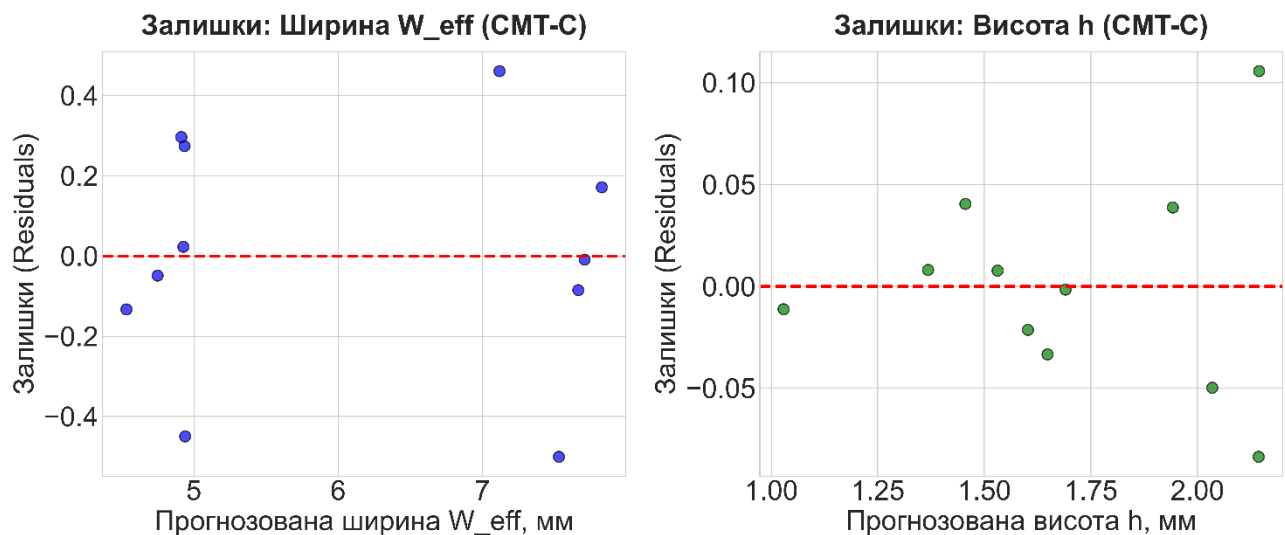


Рисунок 4.4 - Графічний аналіз залишків для моделі 2

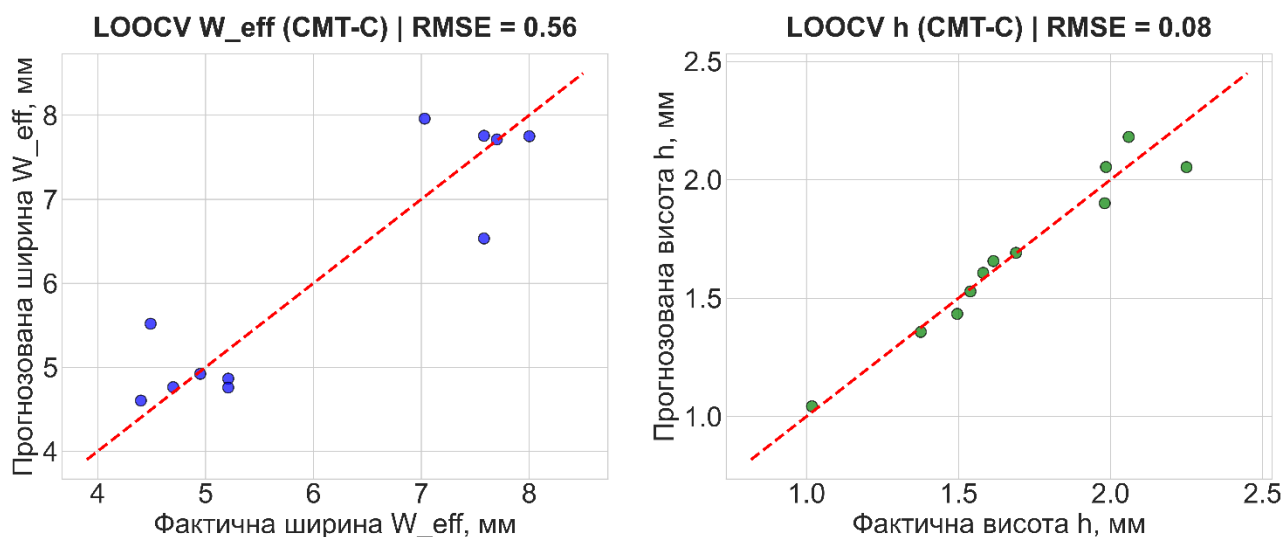


Рисунок 4.5 - Результати перехресної валідації з вилученням по одному для моделі 2

Модель є строго детермінованою у дослідженому факторному просторі. Вона дійсна для сумішей з вмістом CO_2 від 0% до 100% та для площ теоретичної масоподачі A_{theor} у діапазоні 10 ... 20 мм^2 . Використання рівнянь для прогнозування параметрів поза цими межами (екстраполяція) статистично не обґрунтовано.

4.2.3 Топологічна модель макрогеометрії для дискретних режимів (Модель 2 CMT-D)

Застосування класичної площі масопереносу (A_{theor}) як базового показника для дискретних режимів процесу CMT (Cycle Step) є фізично некоректним. Це зумовлено алгоритмічними особливостями процесу, зокрема наявністю фаз примусового відтягування дроту та кристалізаційних пауз, що спотворює поняття безперервного масового потоку.

Оскільки в дискретних режимах макроструктура валика формується шляхом просторового накладання окремих крапель розплаву, у даній роботі запропоновано перехід від термокінематичної до топологічної моделі макрогеометрії. У такій моделі ключовим кінематичним показником виступає просторова щільність масопереносу – розрахункова кількість одиничних

мікроциклів (крапель), екструдованих на базову довжину траєкторії (N_{spots}). Значення N_{spots} розраховувалося на основі швидкості переміщення пальника та фактичної частоти мікроциклів, вилученої з високочастотних кіберфізичних логів джерела живлення (10 Гц).

Термодинамічний вплив у цій моделі описується не усередненим тепловкладенням, а істинним піковим струмом активної фази (I_{max_true}), який характеризує інтенсивність кінетичного удару, що зумовлює примусове розплющування краплі, та властивостями захисного газу (CO_2 , CO_2^2).

Рівняння множинної лінійної регресії набуло такого вигляду:

$$Geometry = \beta_0 + \beta_1 \cdot N_{spots} + \beta_2 \cdot I_{max_true} + \beta_3 \cdot CO_2 + \beta_4 \cdot CO_2^2, \quad (4.3)$$

де $Geometry$ – цільовий макрогеометричний параметр (W_{eff} або h), мм; N_{spots} – кількість мікроциклів на 90 мм траєкторії; I_{max_true} – піковий струм активної фази, А; $\beta_0 \dots \beta_4$ – емпіричні коефіцієнти.

Значення коефіцієнтів, визначені методом найменших квадратів, наведено у Таблиці 4.6.

Таблиця 4.6 - Коефіцієнти топологічної моделі для дискретних режимів (CMT-D)

Коефіцієнт	Ефективна ширина (W_{eff})	Висота шару (h)
β_0 (Вільний член)	4.86003	1.63151
β_1 (N_{spots})	-0.00698	-0.00430
β_2 (I_{max_true})	-0.00148	-0.00103
β_3 (CO_2)	0.02451	0.00308
β_4 (CO_2^2)	-0.00024	-0.00006

Оцінка адекватності топологічної моделі здійснювалася для вибірки з $N = 14$ незалежних комбінацій режимів (результати для кожної точки були підтверджені аналізом трьох ідентичних макрошліфів). Регресійна модель

містить 5 коефіцієнтів, що визначає 4 ступені свободи для моделі (df_{model}) та 9 ступенів свободи для залишків (df_{resid}).

Аналіз метрик дисперсійного аналізу (ANOVA) виявив важливу технологічну особливість алгоритму Cycle Step (Таблиця 4.7).

Таблиця 4.7 - ANOVA-метрики топологічної моделі (CMT-D)

Цільовий параметр	R2	df_{model}	df_{resid}	F-статистика	p-value моделі
Ефективна ширина (W_{eff})	0.686	4	9	4.92	0.022
Висота шару (h)	0.335	4	9	1.13	0.400

Рівняння прогнозування ефективної ширини продемонструвало достатню статистичну значущість ($p\text{-value} = 0.022 < 0.05$). Значення $R^2 = 0,686$ свідчить про те, що ефективна ширина валика адекватно описується базовими показниками. Негативний коефіцієнт β_2 при I_{max_true} відображає явище розплющування краплі під дією пікового гідродинамічного тиску дуги. Аналіз залишків (рисунок 4.6) підтвердив виконання базових умов регресії для цієї моделі.

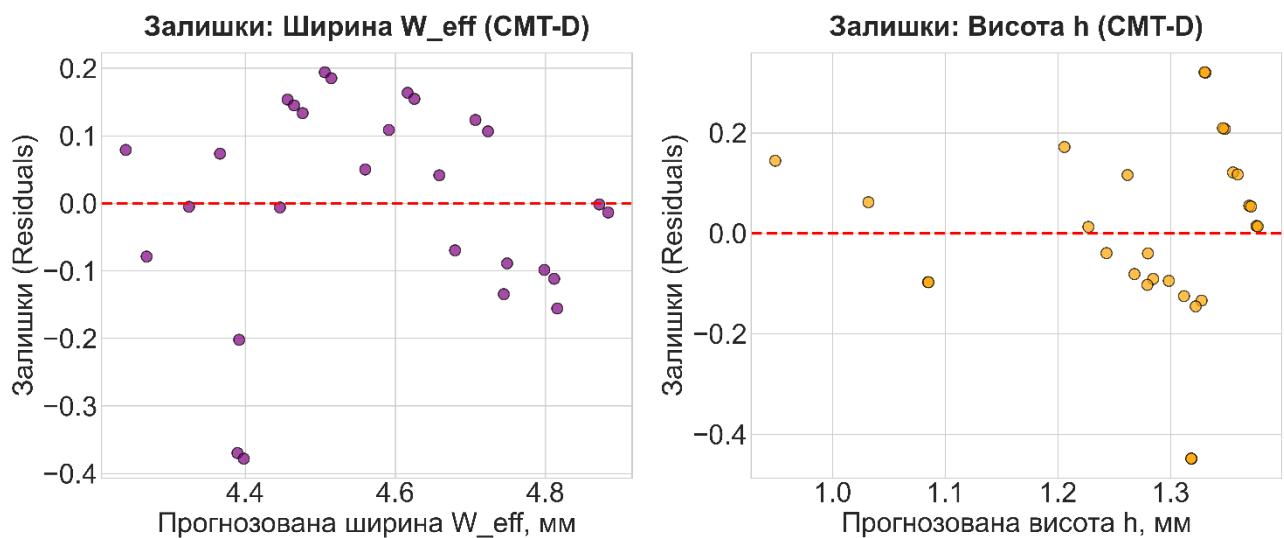


Рисунок 4.6 - Графік залишків для CMT-D

На відміну від ширини, регресійна модель для висоти шару продемонструвала різке зниження коефіцієнта детермінації ($R^2 = 0,335$) та втрату статистичної значущості глобального F-критерію ($p = 0,400 > 0,05$). З метою

перевірки гіпотези про можливу нелінійність процесу (недоспецифікацію моделі), було проведено тестування альтернативних структур рівняння: моделі з урахуванням ефектів взаємодії ($N_{spots} \cdot I_{max_true}$), поліноміальної моделі 2-го порядку та логарифмічної (ступеневої) моделі. Жодна з ускладнених математичних структур не дозволила підвищити коефіцієнт детермінації вище $R^2 = 0,35$.

Зазначений математичний результат доводить, що дисперсія значень висоти шару у досліджуваному факторному просторі знаходиться на рівні статистичного шуму (природної похибки вимірювання макрошліфів). Тобто, висота шару є практично незалежною від зміни окислювального потенціалу газу чи кінетичної енергії пікового струму. Це підтверджує унікальну просторову стабільність алгоритму CMT Cycle Step: жорстко регламентована кристалізаційна пауза спричиняє ефект "заморожування" масопереносу, нівелюючи дію термокапілярних сил Марангоні, які зазвичай руйнують стабільність висоти у безперервних процесах. Практична цінність цього феномену для САМ-систем є колосальною: під час адитивного вирощування дискретними режимами крок підйому робота по осі Z (висота шару) може задаватися як технологічна константа, яка не потребує адаптації при зміні складу захисного газу.

Аналіз моделі методом перехресної валідації з вилученням по одному (LOOCV) підтвердив стійкість рівнянь до перенавчання. Незважаючи на те, що розподіл залишків для ефективної ширини (W_{eff}) має певні локальні флуктуації (рисунок 4.6), це є закономірним наслідком мікрогідродинамічних збурень зварювальної ванни під дією високих імпульсних струмів, властивих дискретним режимам. Графічний аналіз результатів крос-валідації наочно ілюструє відмінності у механізмах формоутворення (рисунок 4.7). Для ефективної ширини спостерігається класичний діагональний розподіл прогнозованих значень відносно фактичних. При цьому абсолютне значення середньоквадратичної похибки прогнозу ($RMSE \approx 0,17$ мм) становить менше 4% від номінальної ширини валика. З інженерної точки зору така точність є вичерпно достатньою

для розрахунку кроку паралельного зміщення інструменту у промислових слайсерах, що підтверджує високу практичну цінність розробленої моделі. Водночас, на графіку LOOCV для висоти шару (h) діагональний розподіл відсутній: усі експериментальні точки локалізовані у вигляді щільного кластера з мінімальним розкидом. Оскільки висота шару розглядається як стабільна константа в межах режиму, RMSE для неї становить менше 0,08 мм. Такий патерн є візуальним доказом того, що висота шару виступає технологічною константою процесу, гарантуючи високу точність формоутворення під час багат шарового вирощування.

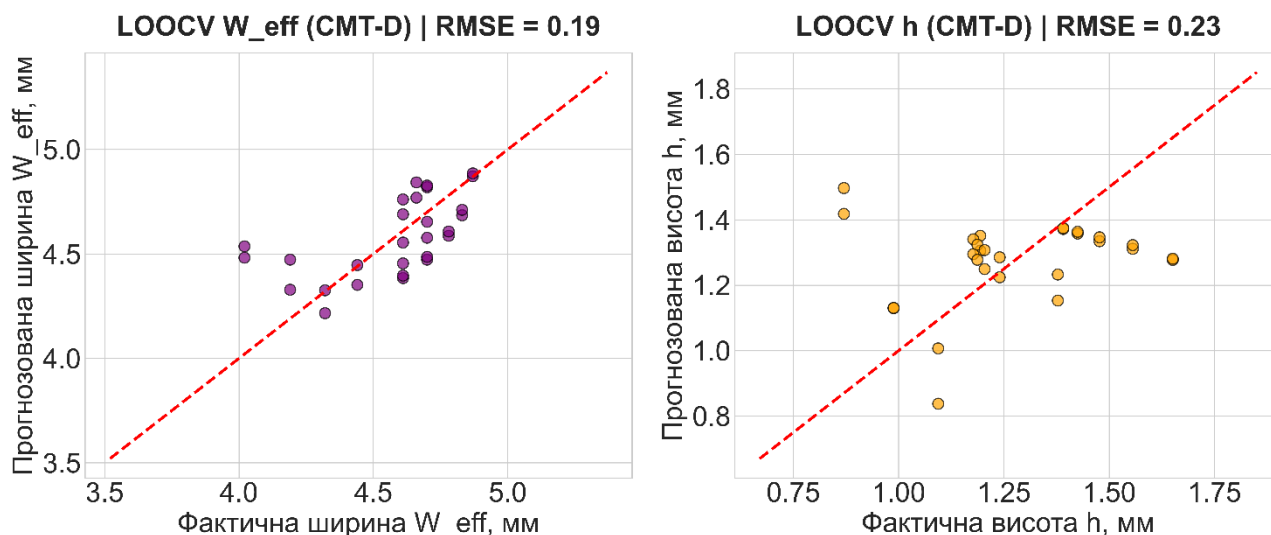


Рисунок 4.7 - Графіки LOOCV для CMT-D

Модель валідована для газових сумішей у всьому діапазоні CO_2 (0...100%). Екстраполяція результатів поза межі базових кінематичних налаштувань (використаних частот та пікових струмів) не рекомендується.

4.3 Багатокритеріальна математична оптимізація процесу

Розроблені у підрозділі 4.2 предиктивні та топологічні моделі дозволяють алгоритмічно прогнозувати макрогеометрію поодинокого валика. Однак для повноцінного впровадження технології у виробництво необхідно вирішити

обернену задачу – знайти оптимальні технологічні режими наплавлення. Метою багатокритеріальної оптимізації є математично обґрунтований пошук «ідеального технологічного вікна» керуючих макропараметрів (концентрації CO_2 та лінійного тепловкладення HI), яке забезпечить найвищу просторову стабільність стінки за мінімальних витрат енергії на розплавлення одиниці об'єму матеріалу.

Згідно з результатами термогідродинамічного аналізу (Розділ 3), цільовим алгоритмом для сталі MoNiVa обрано потужний дискретно-імпульсний процес (CMT-D_H). Хоча мікрогеометрія дискретного валика детермінується локальними топологічними параметрами (N_{spots} , I_{max_true}), глобальна просторова стабільність стінки та її тепловий баланс залежать від інтегрального макропараметра процесу – лінійного тепловкладення (HI).

Задачу оптимізації було формалізовано через одночасне досягнення двох цілей: мінімізації хвилястості ($CV \rightarrow \min$) та мінімізації питомої об'ємної енергоємності ($VED \rightarrow \min$).

Хвилястість (CV) є головним індикатором просторової стабільності стінки. Для уникнення надмірних витрат часу та матеріалу на подальшу механічну обробку встановлено жорстке технологічне обмеження: хвилястість не повинна перевищувати 2,0%.

Питома об'ємна енергоємність (VED), що вимірюється у кДж/см^3 , відображає кількість енергії, необхідної для формування ефективного об'єму валика. Її мінімізація знижує загальне накопичення тепла у деталі та зменшує ризик термічних деформацій. Спираючись на доведений у попередньому підрозділі феномен просторової стабільності дискретних режимів ($h = \text{const}$), розрахунок ефективного об'єму для VED значно спрощується і детермінується переважно зміною ефективної ширини (W_{eff}). Обмеження для енергоємності встановлено на рівні $2,95 \text{ кДж/см}^3$.

Для візуалізації нелінійної поведінки цих функцій було застосовано методологію поверхонь відгуку. На рисунку 4.9 представлено 3D-моделі

залежності хвилястості та енергоємності від лінійного тепловкладення і концентрації активного газу.

Як видно з поверхонь відгуку, цільові функції мають конфліктну (антагоністичну) природу. Наприклад, зниження вмісту CO_2 до 0% (чистий аргон) мінімізує об'ємну енергоємність, але призводить до різкого зростання хвилястості ($CV > 2,5\%$) через погіршення змочування та неможливість стабільного пробою поверхневих оксидних плівок. З іншого боку, підвищення тепловкладення понад 320 Дж/мм здатне розгладити стінку внаслідок підвищення рідиннотекучості ванни, але експоненційно підвищує витрати теплової енергії на кожен кубічний сантиметр наплавленого металу.

Для знаходження компромісного рішення було застосовано метод накладання ізоліній. Проекції 3D-поверхонь у вигляді ізоліній було суміщено на єдиній двовимірній площині керуючих факторів (рисунок 4.8). Зони, що порушують встановлені обмеження (хвилястість $CV > 2,0\%$ та енергоємність $VED > 2,95 \text{ кДж/см}^3$), виділено кольоровим штрихуванням як технологічний брак або неефективні режими.

Поверхня відгуку: Хвилястість (CV, %)

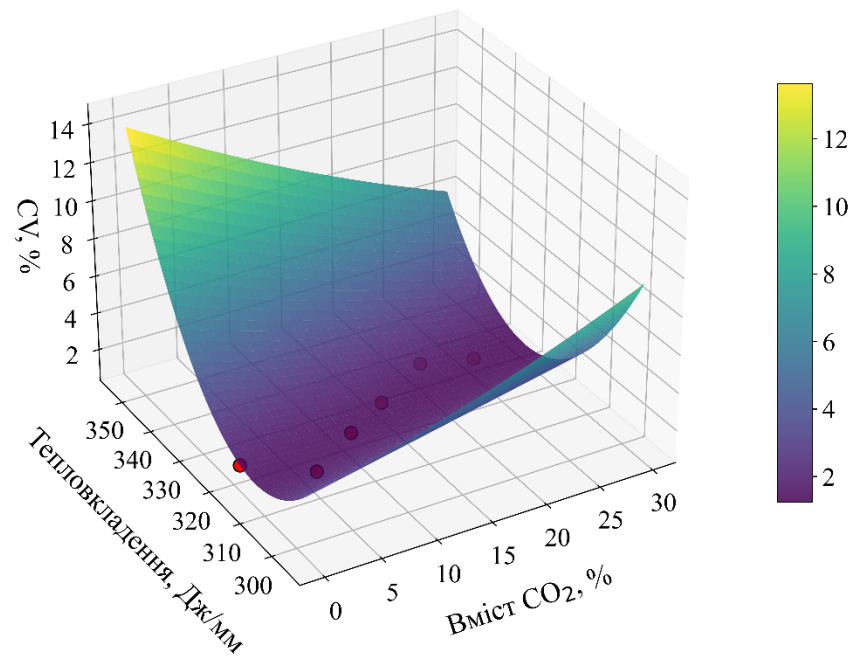
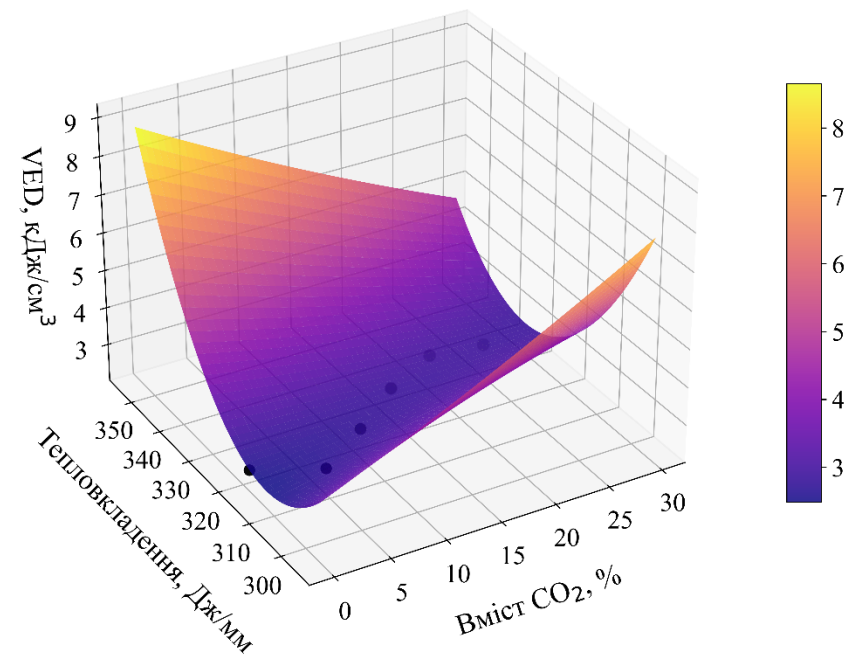
Поверхня відгуку: Енергоємність (VED, кДж/см³)

Рисунок 4.8 - Поверхні відгуку для цільових функцій оптимізації дискретного процесу WAAM

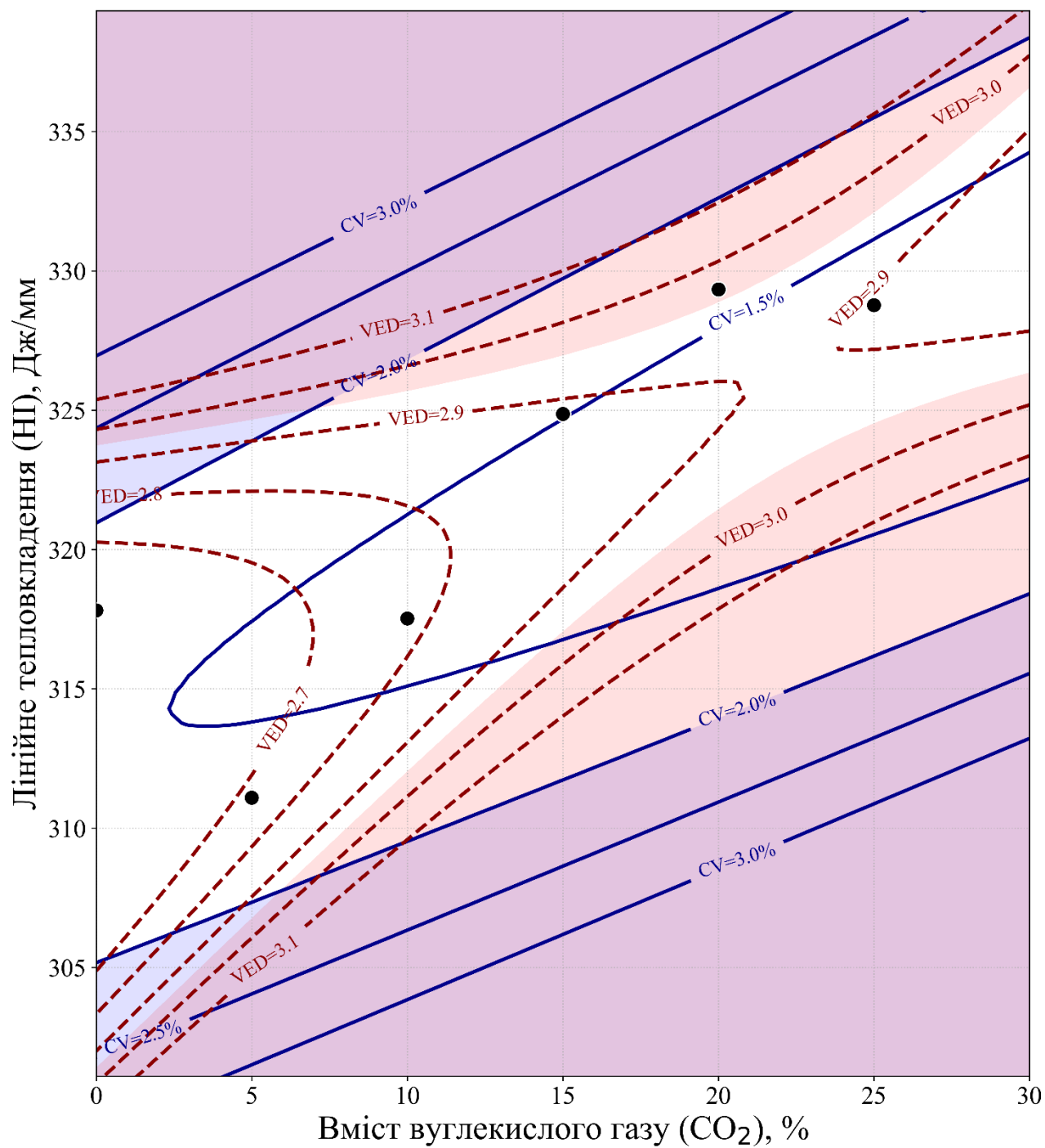


Рисунок 4.9 - Контурна карта багатокритеріальної оптимізації технологічного вікна

Незаштрихована («біла») область на контурній карті візуалізує простір допустимих рішень і являє собою шукане Оптимальне технологічне вікно. У цій зоні відбувається синергетичне поєднання достатнього електродинамічного тиску та оптимального теплового режиму, що задовольняє обидва жорсткі критерії оптимізації одночасно.

Аналіз геометрії цього вікна дозволяє встановити, що оптимальний вміст вуглекислого газу для дискретного вирощування складнолегованих сталей типу MoNiVa лежить у вузькому діапазоні 5–10%, а лінійне тепловкладення (HI) має знаходитись у межах 310–330 Дж/мм. Збільшення частки CO_2 вище 10% звужує допустиме вікно тепловкладення і призводить до виходу виробу у зону браку за показником хвилястості (синя зона на графіку) через надмірне переокислення розплаву та звуження катодної плями дуги.

Таким чином, математична оптимізація повністю підтвердила висновки Розділу 3. Застосування захисної суміші з 5–10% CO_2 у поєднанні з дискретним режимом потужністю близько 280 Дж/мм дозволяє досягти унікального синергетичного ефекту: ідеальної просторової гладкості стінки ($CV < 1,5\%$) при збереженні високої енергоефективності процесу вирощування.

4.4 Прототипування інженерного алгоритму проєктування технології для інтеграції у САМ-системи

Фундаментальною проблемою сучасного адитивного виробництва великогабаритних деталей із металевих сплавів є значна залежність стабільності формоутворення від кваліфікації оператора-технолога. Традиційний підхід до програмування роботизованих комплексів WAAM часто вимагає проведення тривалих серій попередніх тестових наплавлень для кожного нового матеріалу чи геометрії. З метою мінімізації впливу зазначеного чинника, на основі Flipkart-аналізу, проведеного термогідродинамічного аналізу (Розділ 3) та побудованих багатокритеріальних оптимізаційних моделей (підрозділи 4.1–4.3), у роботі

розроблено комплексну інженерну методику алгоритмічного проектування технології.

Запропонований алгоритм слід розглядати як прототип технологічного розрахункового модуля для САМ-систем, призначений для попереднього вибору параметрів формоутворення та трансляції прогнозованої макрогеометрії одиничного валика у кінематичні параметри мультипрохідного вирощування. На цьому етапі алгоритм не замінює повноцінний САМ-постпроцесор, а формує його математичне ядро: прогнозує ширину і висоту валика, визначає допустимість режиму за прийнятими обмеженнями та розраховує базові параметри траєкторії – крок збільшення підйому пальника і крок між паралельними проходами. Загальну структурну логіку розробленого алгоритму наведено у вигляді блок-схеми на рисунку 4.10.

Алгоритмічний процес проектування керуючої програми починається з етапу цифрового аналізу вхідних даних CAD-моделі. На цій стадії програмний алгоритм (слайсер) зчитує цифрову геометрію майбутньої деталі та визначає необхідну ефективну товщину стінки (W_{target}), обов'язково враховуючи технологічні припуски на подальшу механічну обробку поверхонь. Паралельно відбувається зчитування інформації про тип присадного матеріалу.

Наступною аналітичною процедурою є вибір базової кінематичної стратегії перенесення матеріалу. Для вирощування об'єктів зі складнолегованих сталей (зокрема, типу MoNiVa), які схильні до акумуляції тепла та утворення тугоплавких оксидів на поверхні ванни, алгоритм ініціює перехід від безперервного до дискретно-імпульсного масопереносу. Використання дискретного режиму CMT-D_H забезпечує необхідну просторову термкінематичну розв'язку та сприяє ефективному руйнуванню оксидних плівок за рахунок глибокої генерації високих піків струму.

Після фіксації стратегії масопереносу система переходить до етапу хіміко-термодинамічної оптимізації газового захисту. Відштовхуючись від карти багатокритеріальної оптимізації (рисунок 4.9), алгоритм обмежує допустимий склад захисного середовища визначеним вікном: від 5% до 10% вуглекислого

газу у суміші з аргоном. Ця умова є технологічним запобіжником, що забезпечує підтримання балансу між необхідним зниженням поверхневого натягу (покращенням змочуваності) та недопущенням браку за критерієм макропористості.

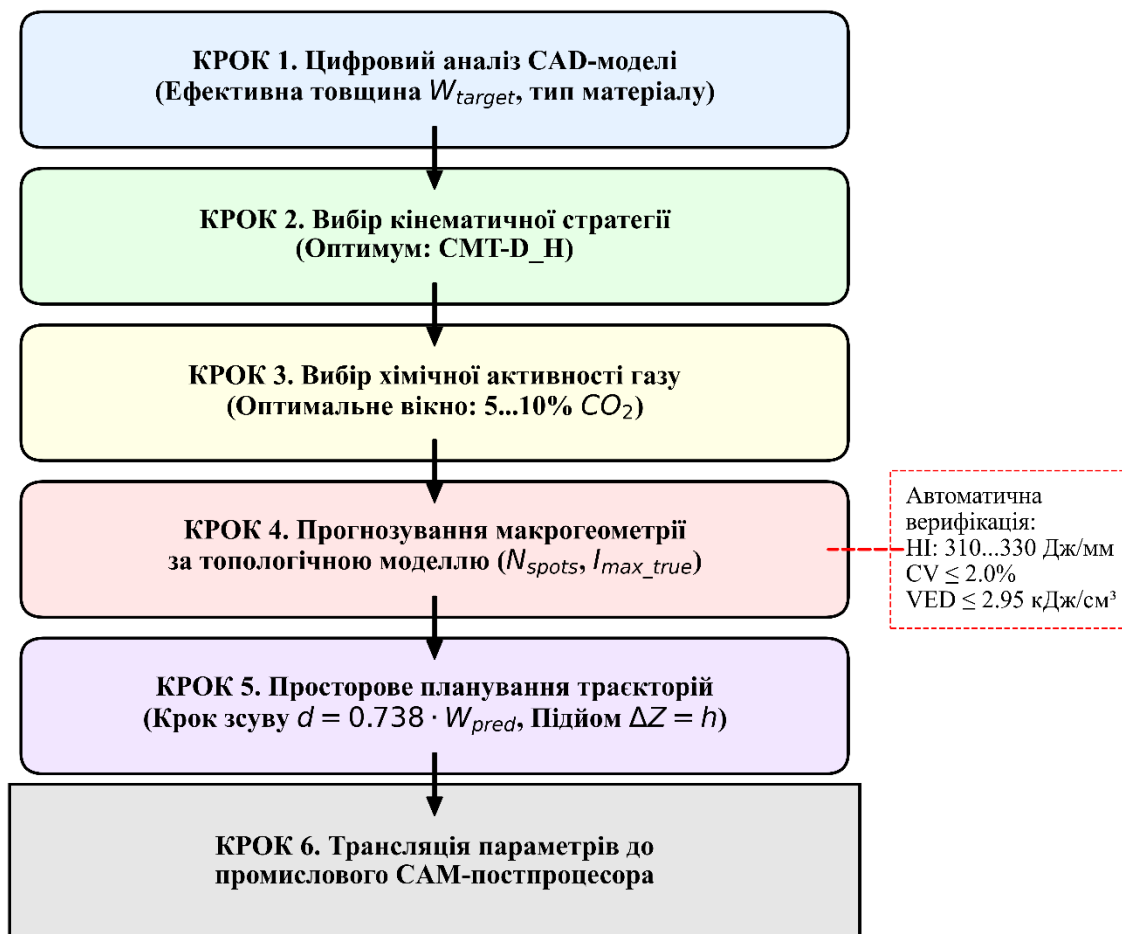


Рисунок 4.10 - Блок-схема інженерного алгоритму проєктування технології WAAM для інтеграції у САМ-системи

Ключовим обчислювальним етапом методики є прогнозування макрогеометрії на основі розроблених предиктивних моделей (підрозділ 4.2). Залежно від обраної технологічної стратегії, математичне ядро активує відповідний алгоритм розрахунку. Для безперервних режимів (CMT-C) застосовується термокінематична модель, яка використовує як базовий показник теоретичну площу масопереносу (A_{theor}). Для дискретних режимів (CMT-D)

активується топологічна модель, що базується на просторовій щільності мікроциклів (N_{spots}) та істинному піковому струмі (I_{max_true}). Обидві моделі враховують нелінійний вплив концентрації активного газу (CO_2).

Одночасно з прогнозуванням відбувається автоматична верифікація обраного режиму за макрокритеріями якості. У разі використання цільового дискретного процесу алгоритм додатково перевіряє, щоб розраховане лінійне тепловкладення (HI) та концентрація газу не виходили за межі оптимального технологічного вікна, визначеного у підрозділі 4.3.

Фінальним етапом перед генерацією робочого коду є просторове планування траєкторій інструменту. Отримані з регресійних моделей макрогеометричні параметри використовуються для обчислення інкременту підйому роботизованого пальника по осі Z ($\Delta Z = h$) та дистанції між паралельними проходами ($d = 0,738 \cdot W_{pred}$), що спрямовано на формування монолітного масиву без внутрішніх пустот.

Для наочної демонстрації можливості прямої інтеграції розробленого математичного апарату в цифрові системи управління, нижче наведено лістинг програмної функції мовою Python. Дана функція виступає універсальним демонстраційним розрахунковим модулем, який приймає на вхід параметри процесу, визначає робочий режим та повертає розраховані геометричні змінні для планувальника траєкторій:

```
def calculate_cam_trajectory_params(mode: str, CO2_percent: float,
                                   a_theor: float = None,
                                   n_spots: float = None,
                                   i_max_true: float = None,
                                   heat_input: float = None) -> dict:
    """
    Універсальний прототип розрахункового модуля для САМ-систем.
    Підтримує прогнозування макрогеометрії та розрахунок кінематики
    як для безперервних (CMT-C), так і для дискретних (CMT-D) режимів WAAM.
    """

    # Глобальна перевірка меж дослідженого простору
    if not (0.0 <= CO2_percent <= 100.0):
        print("ПОПЕРЕДЖЕННЯ: Вміст газу виходить за межі дослідженого діапазону (0-100%).")

    overlap_coefficient = 0.738 # Базовий емпіричний коефіцієнт перекриття (для MoNiVa)
```

```

# =====
# ГІЛКА 1: ДИСКРЕТНІ РЕЖИМИ (CMT-D Cycle Step)
# =====
if mode == 'discrete':
    if n_spots is None or i_max_true is None:
        raise ValueError("Помилка: Для CMT-D необхідно вказати n_spots та i_max_true.")

    # Верифікація технологічних обмежень (за результатами Розділу 4.3)
    if not (5.0 <= CO2_percent <= 12.0):
        print("ОПТИМІЗАЦІЯ: Вміст газу виходить за межі ідеального вікна (5-10%).")
    if heat_input is not None and not (310.0 <= heat_input <= 330.0):
        print("ОПТИМІЗАЦІЯ: Тепловкладення виходить за межі оптимальної енергоефективності.")

    # Топологічна модель макроеометрії
    w_pred = (4.86003 - 0.00698 * n_spots - 0.00148 * i_max_true
              + 0.02451 * CO2_percent - 0.00024 * (CO2_percent ** 2))

    h_pred = (1.63151 - 0.00430 * n_spots - 0.00103 * i_max_true
              + 0.00308 * CO2_percent - 0.00006 * (CO2_percent ** 2))

# =====
# ГІЛКА 2: БЕЗПЕРЕРВНІ РЕЖИМИ (CMT-C)
# =====
elif mode == 'continuous':
    if a_theor is None:
        raise ValueError("Помилка: Для CMT-C необхідно вказати площу масоподачі a_theor.")

    # Термокінематична модель макроеометрії
    w_pred = (1.58518 + 0.01930 * a_theor
              + 0.01598 * CO2_percent - 0.00001 * (CO2_percent ** 2))

    h_pred = (1.22028 + 0.00300 * a_theor
              - 0.00703 * CO2_percent + 0.00002 * (CO2_percent ** 2))

else:
    raise ValueError("Невідомий режим. Оберіть 'continuous' або 'discrete'.")

# 3. Трансляція геометрії у кінематику САМ-системи
d_step = w_pred * overlap_coefficient # Дистанція зсуву по осях X/Y (Hatch distance)
z_increment = h_pred                  # Крок підйому пальника по осі Z

# Формування вихідного масиву даних для генератора робочого коду
return {
    "Mode": mode.upper(),
    "Predicted_Width_mm": round(w_pred, 2),
    "Predicted_Height_mm": round(h_pred, 2),
    "CAM_Parallel_Step_d": round(d_step, 2),
    "CAM_Z_Increment": round(z_increment, 2)
}

```

Застосування описаного інженерного алгоритму дозволяє зменшити обсяг попередніх тестових наплавлень і знизити вплив суб'єктивного вибору

технологічних параметрів оператором. Водночас повне усунення суб'єктивного фактора можливе лише за умови подальшої інтеграції розробленого модуля з повноцінним промисловим САМ-середовищем та системою генерації керуючої програми для конкретного роботизованого комплексу. Реальний робототехнічний постпроцесор, на відміну від представленого математичного ядра, повинен додатково враховувати формат конкретного робота, кінематику маніпулятора, орієнтацію пальника, обмеження осей, динаміку прискорення й гальмування, а також геометрію старт/стоп ділянок.

Як показано у дослідженнях Qvale та співавторів з автоматизованого планування траєкторій у процесах WAAM, навіть за використання предиктивних моделей наплавлення та систем зворотного зв'язку (наприклад, 3D-сканування), реальна похибка прогнозу геометрії може залишатися в межах близько ± 1 мм [93]. Головними джерелами просторових відхилень виступають нестаціонарні теплові умови (накопичення тепла у стінці від шару до шару), термічні деформації підкладки, а також нестабільність горіння дуги на початкових і кінцевих ділянках траєкторії. Крім того, коефіцієнт перекриття паралельних проходів (0,738), використаний для розрахунку кроку зсуву інструменту, має емпіричний характер і є справедливим виключно для дослідженого профілю валика сталі MoNiVa у режимі CMT-D_H. Його поширення на інші матеріали, товщини стінок або просторові траєкторії потребує додаткової експериментальної валідації.

Отже, практичне значення розробленого математичного апарату полягає не в гарантованому виключенні геометричних дефектів або повній відмові від експериментальної перевірки, а в створенні науково обґрунтованої основи для суттєвого скорочення кількості пробних наплавлень, формалізації вибору нелінійних технологічних параметрів та забезпечення бази для подальшого переходу до адаптивного керування WAAM-процесом.

4.5 Висновки до розділу 4

На основі математичного моделювання, статистичного аналізу та розробки алгоритмічних рішень для технології WAAM високоміцної сталі MoNiVa сформульовано такі підсумкові висновки:

1. Результати кореляційного аналізу Пірсона підтвердили доцільність переходу від однофакторних залежностей до багатфакторного регресійного опису процесу формоутворення. Встановлено, що у безперервних процесах (CMT-C) макрогеометрія валика жорстко лінійно підпорядковується загальному енергетичному балансу дуги та об'єму матеріалу ($R \geq 0,98$). Натомість для дискретно-імпульсних режимів (CMT Cycle Step) спостерігається послаблення прямої лінійної енергетичної залежності ($R \approx 0,81$), що вказує на підвищення ролі додаткових кінематичних і часових параметрів алгоритму масопереносу (тривалості фаз мікроохолодження) та обґрунтовує необхідність врахування складу захисного газу як повноцінної керуючої змінної.

2. Розроблено та верифіковано предиктивні моделі макрогеометрії поодинокого валика. Для безперервних режимів побудовано термкінематичну модель, де вхідний параметр теоретичної площі масопереносу (A_{theor}) дозволив математично ізолювати загальний об'єм наплавленого металу від нелінійного впливу сил Марангоні ($R^2 > 0,95$). Для дискретно-імпульсних режимів обґрунтовано та впроваджено топологічну модель, де геометрія прогнозується через просторову щільність укладання крапель (N_{spots}) та істинний піковий струм активної фази (I_{max_true}), вилучений з високочастотної телеметрії.

3. Математично ідентифіковано фізико-технологічний парадокс просторової стабільності дискретного масопереносу. Регресійний аналіз альтернативних нелінійних структур (з урахуванням ефектів взаємодії, поліномів 2-го порядку та степеневих законів) підтвердив неможливість підвищення коефіцієнта детермінації для висоти шару вище $R^2 > 0,35$. Це доводить, що в режимах CMT-D дисперсія висоти шару знаходиться на рівні випадкового статистичного шуму, а сама висота виступає стійкою

технологічною константою ($RMSE < 0,08$ мм), яка не залежить від коливань окислювального потенціалу газу чи амплітуди струму завдяки ефекту «заморожування» краплі під час кристалізаційної паузи. Водночас ширина валика (W_{eff}) залишається керованою за рахунок дії пікового гідродинамічного тиску дуги ($R^2 \approx 0,68$).

4. Вирішено задачу багатокритеріальної оптимізації процесу. За допомогою методології поверхонь відгуку (RSM) та методу накладання двовимірних контурів знайдено компроміс між конфліктними цільовими функціями: просторовою стабільністю (мінімізація хвилястості $CV \leq 2,0\%$) та питомою об'ємною енергоємністю ($VED \leq 2,95\%$ кДж/см³). Розрахунково визначено, що оптимальне технологічне вікно для вирощування сталі MoNiVa лежить у вузькому діапазоні концентрації газу від 5% до 10% CO₂ при лінійному тепловкладенні 310...330 Дж/мм.

5. Створено комплексну інженерну методику та прототип розрахункового модуля для інтеграції у САМ-системи. Запропоновано логічну структуру алгоритму, який транслює геометричні вимоги CAD-моделі у технологічні параметри, забезпечуючи перевірку обмежень «вікна якості» та розрахунок просторових кроків траєкторії (інкременту підйому $\Delta Z = h$ та кроку паралельного зсуву $d = 0,738 \cdot W_{pred}$). Розроблений математичний апарат формалізовано у вигляді універсальної програмної функції мовою Python, яка виконує роль математичного ядра для САМ-постпроцесорів.

6. Визначено межі прогностичної здатності та практичну цінність розробленого математичного апарату. Застосування створеного прототипу модуля дозволяє суттєво формалізувати вибір нелінійних технологічних параметрів та скоротити обсяг пробних наплавлень на етапі підготовки виробництва. Повне усунення просторових відхилень (обумовлених старт/стоп ділянками, термічними деформаціями підкладки та мікрогідродинамічними флуктуаціями ванни, які за літературними даними можуть сягати ± 1 мм) потребує подальшої інтеграції розробленого ядра з промисловими

постпроцесорами конкретних робототехнічних комплексів та системами адаптивного керування в реальному часі.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі на основі комплексного поєднання методів фізичного експерименту, високочастотної реєстрації телеметрії та апарату математичного моделювання вирішено актуальну науково-практичну задачу прикладної механіки та машинобудування – розроблено засади хіміко-термодинамічного та кіберфізичного керування макрогеометрією і просторовою стабільністю формоутворення при електродуговому адитивному виробництві (WAAM) великогабаритних виробів із складнолегованих високоміцних сталей.

Одержані результати у сукупності дозволили сформулювати такі наукові положення, висновки та практичні рекомендації:

1. Обґрунтовано дуалістичний термогідродинамічний механізм впливу активного захисного середовища на процеси вільного формоутворення елементів WAAM. Встановлено, що регулювання окислювального потенціалу дугової плазми (через концентрацію CO_2 в аргоні) виступає детермінованим інструментом зміни знаку температурного коефіцієнта поверхневого натягу ($\frac{\partial \gamma}{\partial T} > 0$). Це ініціює перехід від відцентрової до доцентрової термокапілярної конвекції Марангоні, концентруючи теплофізичний потік в осьовій зоні ванни, що дозволяє прецизійно керувати форм-фактором ($FF = W/h$) та кутом переходу валика без зміни кінематичних параметрів переміщення джерела тепла.

2. Виявлено та теоретично доведено існування інверсного масштабного ефекту газової активності в умовах низького лінійного тепловкладення, притаманного тонкостінному адитивному вирощуванню. На відміну від масивних ванн розплаву, при мінімальних об'ємах рідкої фази ендотермічні витрати енергії на дисоціацію молекул CO_2 у дуговому проміжку призводять до екстремального скорочення часу існування рідкої фази. Внаслідок випереджальної кристалізації розплаву конвективні потоки Марангоні не встигають перерозподілити масу металу, що зумовлює нелінійну деградацію площі поперечного перерізу валика та нівелює капілярний ефект змочування за рахунок суто хімічного фактора захисного середовища.

3. Визначено фундаментальні фізико-хімічні та реологічні обмеження застосування моногазових захисних середовищ при WAAM складнолегованих сталей системи системи легування Mn-Ni-Mo-V (тип MoNiVa). Встановлено, що використання чистого аргону провокує масивну внутрішню пористість через підвищену кінематичну в'язкість розплаву та незадовільну дегазацію мікротварин розплаву. Наплавлення в атмосфері 100% CO₂ призводить до просторового колапсу та нестабільності стінки, що, ймовірно, викликано утворенням на поверхні ванни механічно жорстких, тугоплавких оксидних плівок і комплексних шпінелей (на основі молібдену та ванадію), наявність яких ускладнює міжшарове когезійне зчеплення і є термодинамічно закономірною, однак потребує інструментального підтвердження.

4. Вперше зафіксовано та математично формалізовано закономірності функціонування замкненого кіберфізичного контуру синергетичного управління СМТ-процесу в умовах змінного окислювального потенціалу захисного газу. Виявлено феномен адаптивного кінематичного дроселювання масоподачі: при звуженні плазмового стовпа дуги через ендотермічний розпад багатоатомного газу, мікропроцесорна система джерела живлення автоматично підвищує напругу, але примусово знижує фактичну швидкість подачі дроту (WFS_{fact}) на 30–42% порівняно з номінально заданою. Це зумовлює виникнення енергетичного парадоксу WAAM, за якого екстремально високі концентрації CO₂ забезпечують найнижче лінійне тепловкладення (HI), але призводять до максимуму питомої об'ємної енергоемності ($VED \approx 1,62 \dots 2,09$ кДж/см³) через випереджальне падіння площі наплавленого металу.

5. Науково обґрунтовано методологію подолання реологічних бар'єрів і оксидних плівок шляхом переходу від безперервного до дискретно-імпульсного наплавлення в режимі CMT Cycle Step. Експериментально підтверджено, що генерація високоенергетичних сплесків струму короткого замикання ($I_{max} > 260$ А, з екстремумами до 334 А у високоокислювальних середовищах) створює потужний імпульсний електродинамічний вплив на ванну розплаву. Цей вплив динамічно руйнує і диспергує ймовірні тугоплавкі оксидні оболонки Mo-V в

об'ємі розплаву. Локалізовані нанорозмірні фрагменти оксидів у подальшому виступають центрами гетерогенного зародження дрібнодисперсного ацикулярного фериту, а інтенсивне турбулентне перемішування ванни нівелює макропористість навіть в інертній атмосфері.

6. Розроблено математичний апарат багатофакторного прогнозування та оптимізації макрогеометрії. Доведено, що перехід до дискретного масопереносу послаблює залежність геометрії від загального тепловкладення, вимагаючи впровадження спеціалізованої топологічної моделі (на базі просторової щільності мікроциклів N_{spots} та істинного пікового струму I_{max_true}). За допомогою статистичного тестування математично ідентифіковано феномен просторової стабільності дискретних режимів: висота шару виступає жорсткою технологічною константою, дисперсія якої ($RMSE < 0,08$ мм) не залежить від зміни газового середовища чи струму завдяки ефекту «заморожування» краплі. Шляхом числового аналізу 3D-поверхонь відгуку визначено межі оптимального технологічного вікна для сталі MoNiVa: вміст газу 5...10% CO₂ в аргоні при лінійному тепловкладенні 310...330 Дж/мм, що гарантує хвилястість стінки $CV \leq 2,0\%$ та енергоємність $VED \leq 2,95$ кДж/см³.

7. Створено та формалізовано прототип інженерного розрахункового модуля (математичне ядро) для інтеграції розроблених закономірностей у промислові САМ-системи. Автономний програмний алгоритм дозволяє перекладати проєктні вимоги CAD-моделі у технологічні параметри та розраховувати базові кінематичні змінні траєкторії – крок паралельного зсуву ($d = 0,738 \cdot W_{pred}$) та інкремент підйому пальника по осі Z ($\Delta Z = h_{pred}$). Практичне значення алгоритму полягає у створенні науково обґрунтованої основи, яка усуває необхідність емпіричного підбору складних нелінійних параметрів, суттєво скорочує обсяг попередніх тестових наплавлень та формує базу для подальшого переходу до систем адаптивного керування WAAM-процесом.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Liu J., Xu Y., Ge Y., Hou Z., Chen S. Wire and arc additive manufacturing of metal components: a review of recent research developments. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020. Вип. 111, № 1–2. С. 149–198.
2. Shah A., Aliyev R., Zeidler H., Krinke S. A Review of the Recent Developments and Challenges in Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) Process. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2023. Вип. 7, № 3. С. 97.
3. Kokare S., Shen J., Fonseca P. P., Lopes J. G., Machado C. M., Santos T. G., Oliveira J. P., Godina R. Wire arc additive manufacturing of a high-strength low-alloy steel part: environmental impacts, costs, and mechanical properties. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2024. Вип. 134, № 1–2. С. 453–475.
4. Li P., Al-Hallis Y., Al-Chafey R. Influence of Processes and Process Variables for WAAM – Geometry of Deposited Bead. *Advances in Transdisciplinary Engineering*. 2024. С. 90–100.
5. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Вип. 81, № 1–4. С. 465–481.
6. Mendes N. S. N., Lopes D. R., Silva L. J. da, Lins V. de F. C., Reis R. P. Corrosion of a high-strength low-alloy steel produced by wire-arc additive manufacturing using the submerged arc. *REM - International Engineering Journal*. 2025. Вип. 78, № 3. С. 1–8.
7. Williams S. W., Martina F., Addison A. C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc Additive Manufacturing. *Materials Science and Technology*. 2016. Вип. 32, № 7. С. 641–647.
8. Rani K. U., Kumar R., Mahapatra M. M., Mulik R. S., Świerczyńska A., Fydrych D., Pandey C. Wire Arc Additive Manufactured Mild Steel and Austenitic Stainless Steel Components: Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses. *Materials*. 2022. Вип. 15, № 20. С. 7094.

9. Lettori J., Esposto C., Peruzzini M., Pellicciari M., Raffaeli R. Geometrical characterization of circular multi-layered CMT WAAM specimens by 3D structured light scanning. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2025. Вып. 136, № 11–12. С. 5305–5334.
10. Pan Z., Ding D., Wu B., Cuiuri D., Li H., Norrish J. *Arc Welding Processes for Additive Manufacturing: A Review*. Ред. Chen S., Zhang Y., Feng Z. Singapore:Springer Singapore, 2018. С. 3–24.
11. Yu R., Li W., Wu M., Wang J., Han Q., Wang J., Bing S. Advanced visual sensing and control in CMT-based WAAM processes. *Frontiers in Materials*. 2025. Вып. 12, № January. С. 1–13.
12. Rosli N. A., Alkahari M. R., Abdollah M. F. bin, Maidin S., Ramli F. R., Herawan S. G. Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Вып. 11. С. 2127–2145.
13. Jafari D., Vaneker T. H. J., Gibson I. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts. *Materials & Design*. 2021. Вып. 202. С. 109471.
14. Pattanayak S., Sahoo S. K. Gas metal arc welding based additive manufacturing—a review. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. 2021. Вып. 33. С. 398–442.
15. Cunningham C. R., Flynn J. M., Shokrani A., Dhokia V., Newman S. T. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2018. Вып. 22, № June. С. 672–686.
16. Bai X., Colegrove P., Ding J., Zhou X., Diao C., Bridgeman P., roman Hönnige J., Zhang H., Williams S. Numerical analysis of heat transfer and fluid flow in multilayer deposition of PAW-based wire and arc additive manufacturing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2018. Вып. 124. С. 504–516.
17. Oliveira J. P., Santos T. G., Miranda R. M. Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: From theory to practice. *Progress in Materials Science*. 2020. Вып. 107, № August 2019. С. 100590.
18. Rodrigues T. A., Duarte V., Avila J. A., Santos T. G., Miranda R. M.,

Oliveira J. P. Wire and arc additive manufacturing of HSLA steel: Effect of thermal cycles on microstructure and mechanical properties. *Additive Manufacturing*. 2019. Вып. 27. С. 440–450.

19. Stornelli G., Rodríguez-Vargas B. R., Tselikova A., Schimdt R., Mortello M., Schino A. Di. The Vanadium Micro-Alloying Effect on the Microstructure of HSLA Steel Welded Joints by GMAW. *Metals*. 2025. Вып. 15, № 10. С. 1127.

20. Klimova M., Nasonovskiy K., Mukin D., Astakhov I., Voropaev A., Evstifeev A., Silkin A., Korsmik R., Stepanov N. Effect of WAAM Process Parameters on Structure and Mechanical Properties of Low-Carbon Steel Thin Walls. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2026. Вып. 10, № 4. С. 144.

21. Zhang H., Li R., Liu J., Wang K., Weijian Q., Shi L., Lei L., He W., Wu S. State-of-art review on the process-structure-properties-performance linkage in wire arc additive manufacturing. *Virtual and Physical Prototyping*. 2024. Вып. 19, № 1. С. 1–45.

22. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018. Вып. 35, № July. С. 127–139.

23. Michel F., Lockett H., Ding J., Martina F., Marinelli G., Williams S. A modular path planning solution for Wire + Arc Additive Manufacturing. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. 2019. Вып. 60, № April. С. 1–11.

24. Deng J., Yan C., Cui X., Wei C., Chen J. Mechanistic Insights into Spatially Resolved Molten Pool Dynamics and Energy Coupling in CMT-WAAM of 316L Stainless Steel. *Metals*. 2025. Вып. 15, № 12. С. 1317.

25. Wang S., Nates R., Pasang T., Ramezani M. Modelling of Gas Tungsten Arc Welding Pool under Marangoni Convection. *Universal Journal of Mechanical Engineering*. 2015. Вып. 3, № 5. С. 185–201.

26. Teixeira F. R., Jorge V. L., Scotti F. M., Siewert E., Scotti A. A Methodology for Shielding-Gas Selection in Wire Arc Additive Manufacturing with Stainless Steel. *Materials*. 2024. Вып. 17, № 13. С. 3328.

27. Derekar K. S. A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium. *Materials Science and Technology*. 2018. Вып. 34, № 8. С. 895–916.
28. Tankova T., Andrade D., Branco R., Zhu C., Rodrigues D., Simões da Silva L. Characterization of robotized CMT-WAAM carbon steel. *Journal of Constructional Steel Research*. 2022. Вып. 199, № June. С. 107624.
29. Geng H., Li J., Xiong J., Lin X., Zhang F. Optimization of wire feed for GTAW based additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017. Вып. 243. С. 40–47.
30. Cong B., Ding J., Williams S. Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Вып. 76, № 9–12. С. 1593–1606.
31. Aldalur E., Veiga F., Suárez A., Bilbao J., Lamikiz A. High deposition wire arc additive manufacturing of mild steel: Strategies and heat input effect on microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020. Вып. 58. С. 615–626.
32. Votruba V., Diviš I., Pilsová L., Zeman P., Beránek L., Horváth J., Smolík J. Experimental investigation of CMT discontinuous wire arc additive manufacturing of Inconel 625. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022. Вып. 122, № 2. С. 711–727.
33. Wang Z., Zimmer-Chevret S., Léonard F., Abba G. Prediction of bead geometry with consideration of interlayer temperature effect for CMT-based wire-arc additive manufacturing. *Welding in the World*. 2021. Вып. 65, № 12. С. 2255–2266.
34. Lu S., Fujii H., Nogi K. Marangoni convection and weld shape variations in Ar–O₂ and Ar–CO₂ shielded GTA welding. *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Вып. 380, № 1–2. С. 290–297.
35. Wang Y., Tsai H. L. Effects of surface active elements on weld pool fluid flow and weld penetration in gas metal arc welding. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2001. Вып. 32, № 3. С. 501–515.

36. Wu F., Falch K. V., Guo D., English P., Drakopoulos M., Mirihanage W. Time evolved force domination in arc weld pools. *Materials & Design*. 2020. Вып. 190. С. 108534.
37. Silwal B., Pudasaini N., Roy S., Murphy A. B., Nycz A., Noakes M. W. Altering the Supply of Shielding Gases to Fabricate Distinct Geometry in GMA Additive Manufacturing. *Applied Sciences*. 2022. Вып. 12, № 7. С. 3679.
38. Silwal B., Nycz A., Masuo C. J., Noakes M. W., Marsh D., Vaughan D. An experimental investigation of the effectiveness of Ar-CO₂ shielding gas mixture for the wire arc additive process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020. Вып. 108, № 5–6. С. 1285–1296.
39. Roy S., Silwal B., Nycz A., Noakes M., Cakmak E., Nandwana P., Yamamoto Y. Investigating the effect of different shielding gas mixtures on microstructure and mechanical properties of 410 stainless steel fabricated via large scale additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2021. Вып. 38. С. 101821.
40. Jorge V. L., Teixeira F. R., Scotti A., Scotti F. M., Siewert E. The significance of supplementary shielding in WAAM of aluminium thin walls. *Journal of Manufacturing Processes*. 2023. Вып. 106, № October. С. 520–536.
41. Pires I., Quintino L., Miranda R. M. Analysis of the influence of shielding gas mixtures on the gas metal arc welding metal transfer modes and fume formation rate. *Materials & Design*. 2007. Вып. 28, № 5. С. 1623–1631.
42. Kah P., Martikainen J. Influence of shielding gases in the welding of metals. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2013. Вып. 64, № 9–12. С. 1411–1421.
43. Zuback J. S., Knapp G. L., Palmer T. A., DebRoy T. Deposit geometry and oxygen concentration spatial variations due to composition change in printed functionally graded components. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2021. Вып. 164. С. 120526.
44. Mills K. C., Keene B. J., Brooks R. F., Shirali A. Marangoni effects in welding. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. 1998. Вып. 356, № 1739. С. 911–

925.

45. Aucott L., Dong H., Mirihanage W., Atwood R., Kidess A., Gao S., Wen S., Marsden J., Feng S., Tong M., Connolley T., Drakopoulos M., Kleijn C. R., Richardson I. M., Browne D. J., Mathiesen R. H., Atkinson H. V. Revealing internal flow behaviour in arc welding and additive manufacturing of metals. *Nature Communications*. 2018. Вып. 9, № 1. С. 5414.

46. Jiang F., Sun L., Huang R., Jiang H., Bai G., Qi X., Liu C., Su Y., Guo C., Wang J. Effects of Heat Input on Morphology of Thin-Wall Components Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing. *Advanced Engineering Materials*. 2021. Вып. 23, № 4. С. 1–12.

47. Pitscheneder W., Debroy T., Mundra K., Ebner R. Role of sulfur and processing variables on the temporal evolution of weld pool geometry during multikilowatt laser beam welding of steels. 1996. Вып. 75. С. 71s-80s.

48. Rapp B. E. Plateau-Rayleigh Instability. *Microfluidics: Modelling, Mechanics and Mathematics*. Elsevier, 2017. С. 467–477.

49. Geschiere S. D., Ziemecka I., Steijn V. van, Koper G. J. M., Esch J. H. van, Kreutzer M. T. Slow growth of the Rayleigh-Plateau instability in aqueous two phase systems. *Biomicrofluidics*. 2012. Вып. 6, № 2. С. 1–11.

50. Zhang W., Hou W., Deike L., Arnold C. Understanding the Rayleigh instability in humping phenomenon during laser powder bed fusion process. *International Journal of Extreme Manufacturing*. 2022. Вып. 4, № 1. С. 015201.

51. Barker B., Bell J. B., Garcia A. L. Fluctuating hydrodynamics and the Rayleigh–Plateau instability. *Proceedings of the National Academy of Sciences*. 2023. Вып. 120, № 30. С. 2–8.

52. Duarte V. R., Rodrigues T. A., Schell N., Santos T. G., Oliveira J. P., Miranda R. M. Wire and Arc Additive Manufacturing of High-Strength Low-Alloy Steel: Microstructure and Mechanical Properties. *Advanced Engineering Materials*. 2021. Вып. 23, № 11. С. 1–9.

53. Song K., Lin Z., Fa Y., Zhao X., Zhu Z., Ya W., Sun Z., Yu X. Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength, Low-Alloy Steel Thin-

Wall Fabricated with Wire and Arc Additive Manufacturing. *Metals*. 2023. Вип. 13, № 4. С. 764.

54. Chen M.-T., Zhang T., Gong Z., Zuo W., Wang Z., Zong L., Zhao O., Hu L. Mechanical properties and microstructure characteristics of wire arc additively manufactured high-strength steels. *Engineering Structures*. 2024. Вип. 300, № November 2023. С. 117092.

55. Akbarzadeh E., Yurtışık K., Hakan Gür C., Saeid T., Tavangar R. Influence of Shielding Gas on the Microstructure and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steel in Wire Arc Additive Manufacturing. *Metals and Materials International*. 2024. Вип. 30, № 7. С. 1977–1996.

56. Åström E., Andersson A., Björkman B., Björkvall J. Influence of Vanadium Oxide on the Viscosity Within the CaO–SiO₂–“FeO”–MgO System. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2025. Вип. 56, № 1. С. 821–832.

57. Bai H., Zhang Y., Yuan H., Wang C. Identifying the Role of Slag Viscosity Upon Submerged Arc Weld Pool Features: A Computational Fluid Dynamics Investigation. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2025. Вип. 56, № 4. С. 4036–4048.

58. Marônek M., Bárta J., Urminsky J., Bártová K., Šugra F. the Effect of Shielding Gas on Selected Geometric Characteristics of Multilayer Walls Produced By Waam. 2023. С. 25–33.

59. Hackenhaar W., Mazzaferro J. A. E., Mazzaferro C. C. P., Grossi N., Campatelli G. Effects of different WAAM current deposition modes on the mechanical properties of AISI H13 tool steel. *Welding in the World*. 2022. Вип. 66, № 11. С. 2259–2269.

60. Rodrigues T. A., Duarte V., Miranda R. M., Santos T. G., Oliveira J. P. Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). *Materials*. 2019. Вип. 12, № 7. С. 1121.

61. Srivastava S., Garg R. K., Sachdeva A., Sharma V. S. Distribution of Residual Stress in Wire-Arc Additively Manufactured Small-Scale Component: Single- Versus Multi-Level Heat Input. *Journal of Manufacturing Science and*

Engineering. 2023. Вип. 145, № 2.

62. Wu Q., Mukherjee T., De A., DebRoy T. Residual stresses in wire-arc additive manufacturing – Hierarchy of influential variables. Additive Manufacturing. 2020. Вип. 35, № March. С. 101355.

63. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Ganguly S., Sequeira Almeida P. M., Wang F., Williams S. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. Computational Materials Science. 2011. Вип. 50, № 12. С. 3315–3322.

64. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Williams S., Wang F., Almeida P. S. A computationally efficient finite element model of wire and arc additive manufacture. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2014. Вип. 70, № 1–4. С. 227–236.

65. Gurmesa F. D., Lemu H. G. Literature Review on Thermomechanical Modelling and Analysis of Residual Stress Effects in Wire Arc Additive Manufacturing. Metals. 2023. Вип. 13, № 3. С. 526.

66. Martina F., Colgrove P., Roy M., Williams S. Residual Stress Reduction in High Pressure Interpass Rolled. Solid Freeform Fabrication Proceedings. 2014. С. 89–94.

67. Gurcik T., Kovanda K., Rohan P. Influence of shielding gas on geometrical quality of waam technology. 2019. ISBN 9788087294925.

68. Yamaguchi M., Komata R., Furumoto T., Abe S., Hosokawa A. Influence of metal transfer behavior under Ar and CO₂ shielding gases on geometry and surface roughness of single and multilayer structures in GMAW-based wire arc additive manufacturing of mild steel. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022. Вип. 119, № 1–2. С. 911–926.

69. Kanishka K., Acherjee B. A study on the effect of shielding gases on the GMAW-WAAM process and performance of WAAM-deposited low-carbon steel. International Journal of Materials Research. 2025. Вип. 116, № 11–12. С. 905–916.

70. Marefat F., Kapil A., Banaee S. A., Rymenant P. Van, Sharma A. Evaluating shielding gas-filler wire interaction in bi-metallic wire arc additive

manufacturing (WAAM) of creep resistant steel-stainless steel for improved process stability and build quality. *Journal of Manufacturing Processes*. 2023. Вип. 88. С. 110–124.

71. Yang G., Deng F., Zhou S., Wu B., Qin L., Zheng J. Influence of shielding gas nitrogen content on the microstructure and mechanical properties of Cu-reinforced maraging steel fabricated by wire arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*. 2022. Вип. 832. С. 142463.

72. Gowthaman P. S., Jeyakumar S., Sarathchandra D. . Experimental study of shielding gas concentration on mechanical properties of stainless steel alloy parts using wire and arc additive manufacturing. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. 2024.

73. Li P., Andersson J., Igestrand M., Lundgren M., Lind E., Öhrman J., Dordlofva C. Feasibility study of WAAM application on superalloy Inconel 718 in aerospace industry – impact of shielding gas. *Welding International*. 2025. Вип. 0, № 0. С. 1–13.

74. Sert S., Nart E. Enhancing Precision in Arc Welding Simulations: A Comprehensive Study of the Ellipsoidal Heat Source Model. *Machines*. 2025. Вип. 13, № 4. С. 337.

75. Korzhyk V., Grynyuk A., Zhao Y., Bushma O., Konoreva O., Voitenko O., Guirong, Liu Z. Influence of plasma arc characteristics on penetration depth and weld formation during welding of Al-Mg-Mn alloy with asymmetric variable polarity current. *AIMS Materials Science*. 2025. Вип. 12, № 6. С. 1265–1295.

76. Wang Z., Zimmer-Chevret S., Léonard F., Abba G. Prediction of bead geometry with consideration of interlayer temperature effect for CMT-based wire-arc additive manufacturing. *Welding in the World*. 2021. Вип. 65, № 12. С. 2255–2266.

77. Šket K., Brezočnik M., Karner T., Belšak R., Ficko M., Vuherer T., Gotlih J. Predictive Modelling of Weld Bead Geometry in Wire Arc Additive Manufacturing. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2025. Вип. 9, № 2. С. 67.

78. Xia C., Pan Z., Polden J., Li H., Xu Y., Chen S., Zhang Y. A review on wire arc additive manufacturing: Monitoring, control and a framework of automated

system. *Journal of Manufacturing Systems*. 2020. Вып. 57, № 1. С. 31–45.

79. Mattera G., Nele L., Paoletta D. Monitoring and control the Wire Arc Additive Manufacturing process using artificial intelligence techniques: a review. *Journal of Intelligent Manufacturing*. 2024. Вып. 35, № 2. С. 467–497.

80. Franke J., Heinrich F., Reisch R. T. Vision based process monitoring in wire arc additive manufacturing (WAAM). *Journal of Intelligent Manufacturing*. 2025. Вып. 36, № 3. С. 1711–1721.

81. Rahman M. A., Jamal S., Cruz M. V., Silwal B., Taheri H. In situ process monitoring of multi-layer deposition in wire arc additive manufacturing (WAAM) process with acoustic data analysis and machine learning. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2024. Вып. 132, № 9–10. С. 5087–5101.

82. Xia C., Pan Z., Zhang S., Polden J., Wang L., Li H., Xu Y., Chen S. Model predictive control of layer width in wire arc additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020. Вып. 58. С. 179–186.

83. Mu H., Polden J., Li Y., He F., Xia C., Pan Z. Layer-by-layer model-based adaptive control for wire arc additive manufacturing of thin-wall structures. *Journal of Intelligent Manufacturing*. 2022. Вып. 33, № 4. С. 1165–1180.

84. Hölscher L. V., Hassel T., Maier H. J. Development and evaluation of a closed-loop z-axis control strategy for wire-and-arc-additive manufacturing using the process signal. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023. Вып. 128, № 3–4. С. 1725–1739.

85. Morales-Cervantes A., Vergara-Hernández H. J., Guevara E., Téllez-Martínez J. S., Chávez-Campos G. M. Real-Time Detection and Monitoring of Oxide Layer Formation in 1045 Steel Using Infrared Thermography and Advanced Image Processing Algorithms. *Materials*. 2025. Вып. 18, № 5. С. 954.

86. Paloposki T., Liedquist L. Steel emissivity at high temperatures. 2005. 3–81 с. ISBN 951386717X 9789513867171 9513867188 9789513867188.

87. Fang H., Wong M. B., Bai Y. Heating rate effect on the thermophysical properties of steel in fire. *Journal of Constructional Steel Research*. 2017. Вып. 128. С. 611–617.

88. Molochkov D., Krasnoselsky K. Shielding gas oxidation effects on geometry and energetics in wire arc deposition of high-strength steel. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2026. № 2. С. 87–93.

89. Kulykovskiy R., Krasnoselsky K. Modeling of the influence of shielding gas composition on the geometry of the deposited layer in wire arc additive manufacturing (WAAM). *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2026. № 1. С. 68–78.

90. Krasnoselsky K., Molochkov D. Carbon dioxide effect on wire additive manufacturing macrogeometry and efficiency. *Technical sciences and technologies*. 2026. Вып. 2, № 2 (44). С. 178–188.

91. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM). *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. 2015. Вып. 31. С. 101–110.

92. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. A tool-path generation strategy for wire and arc additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2014. Вып. 73, № 1–4. С. 173–183.

93. Qvale P., Njaastad E. B. Automated toolpath planning with 3D implementation of a parabolic weld bead deposition model for wire arc additive manufacturing repair. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2024. Вып. 134, № 1–2. С. 297–308.