

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Міністерство освіти і науки України

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Міністерство освіти і науки України

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ЛАГОДЗІНСЬКИЙ ІВАН МИКОЛАЙОВИЧ

УДК 621.791

ДИСЕРТАЦІЯ

АДИТИВНЕ ДУГОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ ПРИСАДНИМИ ДРОТАМИ ЗІ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ

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

І.М. Лагодзінський

Науковий керівник: Квасницький Віктор Вячеславович
доктор технічних наук, професор

Київ – 2024

АНОТАЦІЯ

Лагодзінський І.М. Адитивне дугове наплавлення просторових виробів присадними дротами зі сталей та сплавів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії в галузі знань 13 – Механічна інженерія за спеціальністю 131 – Прикладна механіка. – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ, 2024.

Дисертаційна робота присвячена дослідженню впливу способів, технологічних параметрів режимів, складу захисного газового середовища та умов ведення процесу адитивного пошарового наплавлення з використанням тепла електричної дуги на формування просторових виробів при використанні присадних матеріалів у вигляді дроту суцільного перетину зі сталей та сплавів. У роботі досліджений вплив способів та технологічних параметрів процесу пошарового дугового наплавлення на формоутворення шарів, особливості формування структури та механічні властивості пошарово наплавленого металу, характер напружено-деформованого стану готових виробів складної геометричної форми. В роботі проведені чисельні експериментальні та розрахункові дослідження щодо визначення впливу процесів дугового пошарового синтезу на розподіл температур формування напружень та деформацій при виготовленні просторових зразків зі сплавів на основі міді та нікелю. На базі аналізу отриманих результатів розширені уявлення про вплив імпульсної подачі зварювального струму, методу «холодного перенесення металу» при дуговому наплавленні (СМТ процес), плазмового нагріву у комбінації з широкою номенклатурою зварювальних матеріалів у вигляді дроту на нерівномірність та геометричні характеристики сформованих адитивним дуговим наплавленням поверхонь та схильність до виникнення критичних дефектів. Виконані металографічні та механічні дослідження металу наплавлених шарів, проведений порівняльний аналіз результатів. Із застосуванням методу скінченних елементів визначені компоненти напружено-деформованого стану (НДС) отриманих адитивно наплавлених зразків, встановлені причини утворення

критичних дефектів наплавленого металу, здійснена верифікація результатів розрахункових досліджень. Створені наукові та практичні засади застосування технологій адитивного синтезу для виготовлення та відновлення деталей зі сталей різних структурних класів, сплавів на основі міді, алюмінію та нікелю та обладнання для їх реалізації.

Дисертаційна робота складається з шести розділів, у яких викладені та обґрунтовані основні результати дисертаційної роботи.

У вступі обґрунтована актуальність теми дисертаційної роботи, наведені мета та задачі дослідження, методи та методики їх проведення, сформульовані наукова новизна та практична цінність результатів досліджень.

У першому розділі проведений літературний аналіз сучасного стану адитивних WAAM технологій виготовлення просторових виробів. Проаналізовані існуючі технології генеративного виготовлення деталей та конструкцій, наявні засоби впливу на геометричні характеристики адитивно наплавлених виробів. Встановлено, що наведені в літературі відомості щодо впливу складу захисного газового середовища при дуговому адитивному наплавленні методами GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW носять суперечливий характер, або недостатньо досліджені. Показано, що недостатньо досліджений напрям щодо особливостей застосування компактного матеріалу у вигляді дротів суцільного перетину або прутків для виготовлення та ремонту деталей із кремнієвих бронз та жароміцних нікелевих сплавів при застосуванні електричної дуги як джерела тепла. Розглянутий сучасний стан методів скінченно-елементного моделювання. Доведено, що застосування методів математичного моделювання із застосуванням сучасних програмних комплексів та комп'ютерного обладнання дозволяє здійснити прогнозування компонент напружено-деформованого стану адитивно наплавлених виробів складної просторової форми.

За результатами аналізу наявних літературних відомостей сформульовані мета і завдання досліджень.

У другому розділі наведені методики виконання експериментальних досліджень по визначенню геометричних характеристик адитивно наплавлених

шарів, структури та фізико-механічних властивостей наплавленого металу, хімічний склад та властивості матеріалів, що використані для проведення досліджень. Представлений опис та характеристики лабораторного обладнання для наплавлення, досліджень структури та механічних властивостей, визначення термічних циклів адитивного дугового наплавлення, методики скінченно-елементного аналізу формування компонент напружено-деформованого стану, верифікації отриманих розрахункових результатів.

Запропоновані технологічні рекомендації та обране обладнання для виготовлення прутків з малопластичних матеріалів.

У третьому розділі експериментально досліджений процес пошарового наплавлення низьковуглецевої сталі із застосуванням GMAW-CMT/Pulse методів у комбінації із захисними газовими сумішами на основі аргону з 2 та 18 % CO₂ у своєму складі та PAW-CW адитивного наплавлення в середовищі аргону. На основі проведеного аналізу отриманих експериментальних даних встановлені закономірності впливу зміни складу газового середовища та методу подачі зварювального струму на формування та геометричні характеристики стінок виробів.

Проведені експериментальні дослідження та встановлений вплив GMAW-CMT/Pulse методів наплавлення на геометричні характеристики виробів з алюмінієвих сплавів, аустенітних нержавіючих сталей та кремнієвих бронз. На основі аналізу та узагальнення експериментальних даних отримали подальший розвиток уявлення щодо впливу методів подачі зварювального струму на відхилення геометричної форми отриманих поверхонь стінок виробів у процесі адитивного синтезу.

На основі проведених експериментальних досліджень доведена можливість отримання просторових виробів плазмово-дуговим способом наплавлення зі застосуванням в якості присадного матеріалу прутків жароміцного нікелевого сплаву, які виготовлені за запропонованою автором методикою.

Четвертий розділ присвячений дослідженню впливу умов GMAW-CMT/Pulse методів наплавлення та зміни захисного газового середовища на

формування структури і механічні властивості металу отриманих зразків із низьковуглецевої сталі, а також методу подачі зварювального струму (GMAW-CMT/Pulse) при використанні кремнієвих бронз. Встановлені закономірності формування структури, виникнення дефектів, характеру розподілу мікротвердості в наплавленому металі за багаторазового нагріву при адитивному формуванні металу просторових виробів. Досліджений характер руйнування і показники фізико-механічних властивостей адитивно наплавлених зразків з низьковуглецевої сталі. Проведений порівняльний аналіз мікроструктур та даних механічних випробувань при наплавленні низьковуглецевих сталей та сплаву на основі нікелю.

У п'ятому розділі побудовані розрахункові скінченно-елементні моделі, здійснене комп'ютерне моделювання та проведений аналіз результатів скінченно-елементного моделювання компонент напружено-деформованого стану просторових виробів при адитивному дуговому наплавленні кремнієвої бронзи та жароміцного сплаву на основі нікелю у вигляді компактного присадного матеріалу.

Розроблена скінченно-елементна модель для розрахунків компонент напружено-деформованого стану адитивно наплавлених виробів складного геометричного перерізу. Встановлено, що причиною виникнення дефектів – тріщин при використанні кремнієвої бронзи та GMAW/GMAW-Pulse методів наплавлення є формування напружень розтягу, що перевищують границю міцності металу в області високих температур при багаторазових циклах нагріву та охолодження металу в процесі адитивного наплавлення.

Досліджені термодформаційні процеси при пошаровому плазмово-дуговому наплавленні жароміцного нікелевого припою SBM-4 у комбінації з двома варіантами основ для наплавлення.

З метою підтвердження адекватності результатів попередніх розрахунків та можливості її подальшого застосування здійснена верифікація розробленої скінченно-елементної моделі та результатів комп'ютерного моделювання шляхом порівняння їх збіжності з отриманими експериментальними даними.

У шостому розділі сформульовані технологічні рекомендації щодо процесу пошарового адитивного виготовлення просторових виробів з використанням тепла

електричної дуги як джерела нагріву та компактного (дроти та прутки суцільного перетину) присадного матеріалу. Запропонована методика визначення технологічних втрат металу в процесі фінішної механічної обробки виготовлених різними способами дугового адитивного наплавлення просторових виробів.

Спроектована та створена комп'ютеризована установка для адитивного дугового наплавлення виробів з числовим програмним керуванням на основі G-кодів.

Наведені приклади виготовлених за сформульованими автором технічними рекомендаціями адитивно наплавлених виробів складної просторової форми.

Ключові слова: адитивні технології, пошарове наплавлення, адитивний синтез, FDM технологія, 3D-друк, зварні з'єднання, зона термічного впливу, низьковуглецева сталь, алюмінієвий сплав, бронза, математичне моделювання, скінченно-елементне моделювання, напружено-деформований стан, металографічний аналіз, механічні характеристики, структури, розміри зерен

ABSTRACT

Lahodzinskyi I.N. Additive arc surfacing of spatial products with filler wires of steels and alloys.

Thesis for the scientific degree of the doctor of philosophy, the field of study 13 – Mechanical engineering, program subject area 131 – Applied Mechanics. – National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, 2024.

The thesis is devoted to the study of the influence of methods, technological parameters, composition of shielding gas and process conditions of additive layer-by-layer welding with electric arc heat on the formation of spatial products when using solid wire additives made of steels and alloys. The influence of methods and technological parameters of the layer-by-layer arc welding process on the formation of layers, characteristics of the structure formation and mechanical properties of the deposited metal, as well as that on the stress-strain state of complex geometric products is studied. Numerical experimental and computational studies have been conducted to determine the influence of arc layering processes on the distribution of temperature, stresses, and deformations during the fabrication of three-dimensional specimens of copper and nickel-based alloys. Based on the analysis of the obtained results, the knowledge on the influence of pulsed current welding, cold metal transfer arc welding, plasma heating in combination with a wide range of welding wire materials on the unevenness and geometric characteristics of formed surfaces and susceptibility to imperfections was expanded. Metallographic and mechanical studies of the deposited layers were conducted and a comparative analysis of the results was performed. Using the finite element method, the components of the stress-strain state of the obtained additive-deposited samples were determined, the causes of imperfections in the deposited metal were identified, and the results of computational studies were verified. Scientific and practical principles for the application of additive synthesis technologies for the production and restoration of parts from various structural classes of steels, copper-based alloys, aluminum and nickel, as well as equipment for their implementation were developed.

The thesis consists of six chapters in which the main results are presented and substantiated.

In the introduction, the relevance of topic is justified, the objectives and tasks of the research are outlined, the methods and methodologies of their implementation are provided, and the scientific novelty and practical significance of the research results are formulated.

Chapter One provides a literature review of the current state of the art in Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) technologies for the production of spatial products. Existing technologies for generative manufacturing of parts and structures are analyzed, as well as available means for influencing the geometric properties of additively manufactured products. It is found that the information provided in the literature regarding the influence of shielding gas composition in additive arc welding processes such as GMAW-CMT (Gas Metal Arc Welding - Cold Metal Transfer), GMAW-Pulse and PAW-CW (Plasma Arc Welding - Continuous Wave) is contradictory or insufficient.

Chapter two outlines the methods for conducting experimental research to determine the geometric characteristics of additively deposited layers, the structure and physico-mechanical properties of the deposited metal, the chemical composition, and the properties of the materials used for research. A description and characteristics of laboratory equipment for deposition, structure investigation, and mechanical property testing are presented, along with the determination of thermal cycles in WAAM. Methods of finite element analysis of stress-strain component formation and verification of obtained calculation results are provided.

Technological recommendations and selected equipment for the production of products from low plasticity materials are proposed.

In **Chapter Three**, the process of layer-by-layer deposition of low-carbon steels by GMAW-CMT/Pulse method in combination with argon-based shielding gas mixtures with 2% and 18% CO₂ content, as well as deposition of PAW-CW additives in argon, is experimentally investigated. Based on the analysis of the experimental data, regularities in the influence of changes in the composition of the shielding gas environment and the welding current mode on the formation and geometric characteristics of the product walls are established.

Experimental studies are conducted to determine the influence of GMAW-CMT/pulse deposition methods on the geometric characteristics of products made of aluminum alloys, austenitic stainless steels, and silicon bronzes. Further development of the understanding of the influence of welding current delivery methods on the deviations in the geometric shape of product walls during additive synthesis is obtained through the analysis and generalization of experimental data.

On the basis of the conducted experimental research, the possibility of obtaining spatial products by plasma arc deposition using rods of heat-resistant nickel alloy as filler material, manufactured according to the author's proposed methodology, is demonstrated.

The **Chapter Four** is devoted to the investigation of the influence of GMAW-CMT/Pulse deposition methods and changes in the shielding gas environment on the formation of structure and mechanical properties of specimens made of low-carbon steel, as well as the welding current mode (GMAW-CMT/Pulse) when using silicon bronzes. Regularities in the formation of structure, occurrence of imperfections and distribution of microhardness in the deposited metal under repeated heating during additive manufacturing of spatial products are established. The nature of failure and indicators of physico-mechanical properties of additively deposited samples of low-carbon steel are studied. A comparative analysis of microstructures and mechanical test data is performed for the deposition of low-carbon steels and nickel-based alloys.

In **Chapter Five**, finite element models are constructed, computer simulations are performed, and an analysis of the results of finite element modeling of stress-strain components in three-dimensional products during additive arc deposition of silicon bronze and heat-resistant nickel-based alloy as compact filler material is conducted.

A finite element model is developed to calculate stress-strain components in additively deposited products with complex geometric cross-sections. It is found that the cause of cracks in silicon bronze and GMAW pulsed deposition processes is the formation of tensile stresses exceeding the metal's strength limit in the high temperature range during multiple heating and cooling cycles in the additive deposition process.

The thermal deformation processes are investigated during the layer-by-layer plasma arc deposition of the heat-resistant nickel-based filler SBM-4 in combination with two variants of deposition base materials.

In order to confirm the adequacy of the results of previous calculations and the possibility of their further application, the verification of the developed finite element model and the results of computer simulation is carried out by comparing their convergence with experimental data.

In **Chapter Six**, technological recommendations are formulated for the layer-by-layer additive manufacturing process of spatial products using electric arc heat as a heat source and compact (solid cross-section wires and rods) filler material. A methodology is proposed for determining metal losses during finishing mechanical processing of products manufactured by various additive arc deposition methods.

A computerized setup for additive arc deposition of products with numerical program control based on G-codes is designed and constructed.

Examples of products manufactured according to the formulated technical recommendations for additive deposition of complex spatial shapes are given.

Keywords: additive technologies, layer-by-layer deposition, additive manufacturing, FDM technology, 3D printing, welded joints, heat affected zone, low-carbon steel, aluminum alloy, bronze, mathematical modeling, finite element modeling, stress-strain state, metallographic analysis, mechanical properties, structures, grain sizes.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у науково періодичних виданнях, що входять до наукометричної бази даних Scopus:

1. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Kvasnytskyi, V., Matviienko, M., Buturlia, Y., **Lahodzinskyi, I.**, (2023). Designing brazing filler metal for heat-resistant nickel alloys of new generation marine gas turbines. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies (EEJET)*, 12 (125), 32–46. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.288340> (Особистий внесок автора полягає у проведенні розрахункових та експериментальних досліджень фізичних властивостей та фізико-хімічної взаємодії основного матеріалу та припою).

Статті у наукових фахових виданнях України:

2. Квасницький, В.В., **Лагодзінський, І.М.** (2023). Вплив методів GMAW і PAW адитивного дугового наплавлення та складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь і структуру металу виробів. *Автоматичне зварювання*, №11, 23-31. <https://doi.org/10.37434/as2023.11.02> (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних досліджень, аналізі та узагальненні результатів).

3. Перепічай А.О., **Лагодзінський І.М.** (2024). Дослідження впливу СМТ та Pulse процесів адитивного наплавлення кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 на геометричні розміри, структуру та напружено-деформований стан отриманих заготовок. *Автоматичне зварювання*, 2, 3-11. <https://doi.org/10.37434/as2024.02.01> (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних та розрахункових досліджень, аналізі та узагальненні результатів, формулюванні висновків).

4. Прохоренко, О.В., & **Лагодзінський, І.М.** (2024). Числове моделювання напружено-деформованого стану при адитивному MIG наплавленні кремнієвою бронзою CuSi3Mn1. *Технічні науки та технології*, 1 (35), 32–47. [https://doi.org/10.25140/2411-5363-2024-1\(35\)-32-47](https://doi.org/10.25140/2411-5363-2024-1(35)-32-47) (Особистий внесок автора полягає у проведенні моделювання, верифікації розрахункової моделі, аналізі результатів розрахунків).

Матеріали, що засвідчують апробацію дисертації:

5. Creation of Volumetric Products Using Additive Arc Cladding with Compact and Powder Filler Materials / V. Kvasnytskyi, V. Korzhyk, **I. Lahodzinskyi**, Y. Illiashenko, S. Peleshenko and O. Voitenko // *Materials of 2020 IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, November 09-13, 2020, Sumy, Ukraine. <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696> (Автором проведено скінченно-елементне моделювання та аналіз напружено-деформованого стану адитивно наплавлених виробів).

6. Особливості використання СМТ- та PULSE-технологій при дуговому адитивному виготовленні просторових виробів / **Лагодзінський І.М.**, Квасницький В.В., Гринюк А.А // *Зварювання та споріднені технології: перспективи розвитку: тези доповідей V Міжнародної науково-технічної конференції*, 19–20 жовтня, Краматорськ, Україна, 2021, С. 50-53. (Особистий внесок автора полягає у обґрунтуванні механізму впливу методу подачі зварювального струму на тепловкладення при пошаровому наплавленні)

7. Адитивний синтез біметалевих систем CrNi-Cu із застосуванням СМТ та Pulse процесів / **Лагодзінський І.М.**, Квасницький В.В. // *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали п'ятнадцятої міжнародної міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників*, 27-29 Червня, 2022, Київ, Україна, С. 53-55. (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних досліджень, узагальненні результатів та підготовці презентаційних матеріалів)

8. 3-D printing of spatial products made of steel and non-ferrous alloys using electric arc heat / **Ivan Lahodzinskyi**, Volodymyr Korzhyk, Viktor Kvasnytskyi, Andriy Perepichay, Andriy Grynyuk, Yevhenii Illiashenko, Sviatoslav Peleshenko // *International Institute of Welding. The 75th IIW Annual Assembly and International Conference*, 17-18 July, 2022, Tokyo, Japan. (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних досліджень, аналізі їх результатів, підготовці презентаційних матеріалів).

9. Вплив способів дугового наплавлення на формування шарів та структуру наплавленого металу при адитивному синтезі виробів зі сталей та сплавів / В. Коржик, В. Квасницький, А. Гринюк, А. Перепічай, Є. Іляшенко, **І. Лагодзінський**, С. Пелешенко, В. Буріка // *Міцність і довговічність сучасних матеріалів та конструкцій. Праці Міжнародної науково-технічної конференції, ФОП Паляниця В. А., 10-11 Листопада, 2022, Тернопіль, Україна, С. 207-210. (Автором проведено аналіз впливу складу захисної газової суміші на зміну геометричних характеристик наплавлених валиків з низьковуглецевої сталі та сплавів).*

10. Адитивний синтез виробів з кремнієвої бронзи типу CuSi3 MIG-CMT та PULSE процесами дугового наплавлення / Квасницький В.В., Перепічай А.О., Прохоренко О.В., **Лагодзінський І.М.**, Буріка В.В. // *Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України: Тези допов. наук. конф. під ред. О.Т. Зельніченка. Міжнародна організація – Зварювання, 17 Листопада, 2022, Київ, Україна, С. 36-37. (Особистий внесок автора полягає у дослідженні напружено-деформованого стану адитивно наплавлених зразків з кремнієвої бронзи).*

11. Вплив методів GMAW і PAW адитивного дугового наплавлення та складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь і структуру металу виробів / Квасницький В.В., **Лагодзінський І.М.** // *Сучасні напрями розвитку адитивних технологій: Тези доповідей науково-технічної конференції під ред. О.Т. Зельніченка, Міжнародна Асоціація «Зварювання», 27 Листопада, 2023, Київ, Україна, с. 13. (Особистий внесок автора полягає у дослідженні впливу захисного газового середовища у комбінації з різними методами подачі зварювального струму на структуру та механічні властивості адитивно наплавлених виробів).*

12. Вплив складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь отриманих адитивним CMT та Pulse GMAW наплавленням виробів / **Лагодзінський І.М.**, Szymura Michał, Квасницький В.В. // *PolyWeld–2023: збірник матеріалів міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні», 23-24 Листопада, 2023, Київ, Україна, С. 68-71. (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних досліджень, аналізі результатів, підготовці презентаційних матеріалів).*

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ	18
ВСТУП.....	20
1 СУЧАСНИЙ СТАН РОЗВИТКУ ТЕХНОЛОГІЙ АДИТИВНОГО СИНТЕЗУ ТА ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ТЕПЛА ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДУГИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ ЗІ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ. 28	
1.1 Існуючі методи реалізації адитивних технологій.....	29
1.2 Електрична дуга як джерело тепла.....	33
1.3 Особливості реалізації та різновиди WAAM технологій	36
1.4 Особливості формоутворення виробів при використанні WAAM технологій	43
1.5 Аналіз впливу захисного газового середовища на формоутворення, структуру та механічні властивості низьковуглецевих сталей	45
1.6 Аналіз проблем застосування кремнієвих бронз типу CuSi3Mn1 для адитивного наплавлення.....	47
1.7 Аналіз можливості використання жароміцних нікелевих сплавів для адитивного наплавлення.....	50
1.8 Формування напружень та деформацій, доцільність застосування методів комп'ютерного моделювання для визначення компонент НДС при адитивному дуговому виготовленні просторових виробів	51
1.9 Висновки до розділу 1	54
2 ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	56
2.1 Загальна методика проведення досліджень адитивного виготовлення просторових виробів зі сталей та сплавів.....	56
2.2 Обладнання для виконання адитивного наплавлення дослідних зразків	57

2.3 Обладнання для виготовлення адитивно наплавлених зразків складної геометричної форми з кремнієвої бронзи типу CuSi3Mn1 GMAW способом. ...	62
2.4 Обладнання для адитивного наплавлення зразків типу стінка в контрольованому газовому середовищі PAW-CW способом	64
2.5 Матеріали, що використовувались у дослідженнях	65
2.6 Методика адитивного пошарового наплавлення зразків GMAW-CMT/Pulse методами	69
2.7 Методика пошарового наплавлення зразків з припою SBM-4 PAW-CW методом	69
2.8 Визначення геометричних характеристик наплавлених зразків	70
2.9 Визначення термічних циклів при адитивному GMAW наплавленні для верифікації скінченно-елементного моделювання по визначенню розподілу температур та компонент НДС	71
2.10 Дослідження структури і визначення фізико-механічних властивостей наплавленого металу	75
2.11 Висновки до розділу 2	79
3 ОСОБЛИВОСТІ ФОРМОУТВОРЕННЯ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ АДИТИВНИМ ДУГОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ	80
3.1 Параметри режимів пошарового наплавлення зразків при застосуванні GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методів	80
3.2 Формоутворення зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1 при GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW адитивному наплавленні	81
3.3 Формоутворення зразків з алюмінієвого сплаву AlMg5 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні	85
3.4 Формоутворення зразків з нержавіючої сталі Cr19Ni9 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні	86

3.5 Формоутворення зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні	87
3.6 Дослідження формоутворення просторового зразка при використанні припою SBM-4 та PAW-CW способу наплавлення в контрольованій атмосфері чистого аргону	89
3.7 Висновки до розділу 3	94
4 ВИВЧЕННЯ СТРУКТУРНОЇ БУДОВИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ ОДЕРЖАНИХ МОДЕЛЬНИХ ВИРОБІВ.....	97
4.1 Формування структури зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1 (09Г2С) при GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW адитивному наплавленні	97
4.2 Порівняльний аналіз структурних змін у наплавленому металі G3Si1 у залежності від методу GMAW та PAW-CW наплавлення.....	109
4.3 Механічні властивості наплавлених GMAW-CMT/Pulse способами зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1	115
4.4 Формування структури зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні	117
4.5 Порівняльний аналіз структурних змін у наплавленому металі CuSi3Mn1 у залежності від методу GMAW-CMT/Pulse наплавлення	123
4.6 Структура та фізико-механічні властивості наплавлень із сплаву SBM-4 ..	125
4.7 Висновки до розділу 4	129
5 ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМУВАННЯ КОМПОНЕНТ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ МЕТОДОМ СКІНЧЕННИХ ЕЛЕМЕНТІВ.....	131
5.1 Вибір моделі та визначення параметрів джерела тепла.....	131
5.2 Дослідження формування компонент напружено-деформованого стану виробу з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при конвенційному GMAW адитивному наплавленні	136

5.3 Дослідження формування компонент напружено-деформованого стану виробу з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при GMAW-Pulse адитивному наплавленні	146
5.4 Дослідження формування компонент напружено-деформованого стану виробу з припою на основі нікелю SBM-4 при PAW-CW адитивному наплавленні	149
5.5 Висновки до розділу 5	156
6 ТЕХНОЛОГІЧНІ РЕКОМЕНДАЦІЇ ПО ВИГОТОВЛЕННЮ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ АДИТИВНИМ ДУГОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ	158
6.1 Підготовка витратних матеріалів	158
6.2 Технологічний процес пошарового наплавлення	160
6.3 Визначення втрат на механічну обробку та приклади отриманих модельних зразків	164
6.4 Висновки до розділу 6	167
7. ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	168
8. СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	172
ДОДАТОК А.....	185

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

AB – адитивне виробництво
AM - additive manufacturing
CAD – ситема автоматичного проектування
CAM – Computer-aided manufacturing
CAE – Computer-aided engineering
FDM - fused deposition modeling
STL – STereoLithography
LOM - laminated object manufacturing
SLS - селективне лазерне спікання
ПК – персональний комп'ютер
CLAD - пряме лазерне адитивне вирощування
WAAM - wire-arc additive manufacturing
ЗТВ – зона термічного впливу
ЖНС – жароміцний нікелевий сплав
ГТД – газотурбінний двигун
Dз – розмір зерна, мкм
d_с – розмір субзерна, мкм
h_{пф} – ширина виділень полігонального фериту, мкм
HV – мікротвердість за Віккерсом
I_{зв} – зварювальний струм, А
U_д – напруга на дузі, В
V_{зв} – швидкість зварювання
V_{пд} – швидкість подачі присадного дроту
ККД – коефіцієнт корисної дії
 η_0 – коефіцієнт корисної дії джерела тепла
 δ – товщина металу, мм
q – погонна енергія зварювання, Дж/мм
 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – головні напруження, МПа

σ_B – границя міцності, МПа

σ_T – границя текучості, МПа

ε – відносне видовження, %

НДС – напружено-деформований стан

ВСТУП

Актуальність роботи. Синтез об'ємних просторових виробів з використанням WAAM технологій базується на принципі пошарового наплавлення валиків присадного матеріалу. При реалізації процесів пошарового наплавлення намагаються досягти максимальної геометричної точності сформованих виробів. Але процес пошарового наплавлення з використанням дугових джерел тепла супроводжується не задовільною рівномірністю формоутворення наплавлених шарів, що призводить до збільшення частки наплавленого металу, який йде у відходи при кінцевій механічній обробці заготовки виробу, схильністю наплавленого металу до утворення дефектів, зменшеними у порівнянні з компактними матеріалами фізико-механічними характеристиками металу адитивно наплавлених шарів. Одним з можливих варіантів керування точністю відтворення форми при пошаровому адитивному дуговому наплавленні є вибір відповідного захисного газового середовища (захисної газової суміші), використання регульованої імпульсної подачі зварювального струму (метод Pulse) або ведення процесу в режимі коротких замикань (метод CMT), застосування технології плазмового наплавлення компактного матеріалу. У окремих наявних наукових роботах вже було розглянуто застосування перспективної технології CMT у комбінації з різними газовими сумішами та їх вплив на геометричні характеристики адитивно наплавлених виробів при застосуванні в якості присадного матеріалу низьковуглецевих сталей. Однак, на сьогоднішній день залишаються недостатньо вивченими питання щодо впливу методу імпульсної подачі зварювального струму у поєднанні з різними за складом захисними газовими середовищами, технології плазмово-дугового адитивного наплавлення компактного присадного матеріалу на нерівномірність утворених поверхонь наплавлення, формування структури металу, напружень та деформацій, їх комплексний вплив на фізико-механічні властивості готових просторових виробів з низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С), аустенітної нержавіючої сталі типу Cr19Ni9, сплавів на основі алюмінію (AlMg5), міді (CuSi3Mn1) та нікелю (SBM-4), схильність наплавленого металу до утворення критичних дефектів.

Використання кремнієвих бронз для адитивного синтезу просторових виробів є проблематичним у зв'язку з особливостями перебігу процесу кристалізації при адитивному наплавленні внаслідок дії термоцикування при послідовному формуванні окремих шарів та набуттям анізотропії механічних властивостей при пошаровому наплавленні. Саме тому цей напрямок потребує проведення додаткових досліджень.

В той самий час експериментальне визначення компонент напружено-деформованого стану (НДС) адитивно наплавлених виробів є досить довготривалим та високовартісним процесом, експериментальний підхід не дозволяє отримати величини значень всіх компонент НДС, окремі експериментальні методи визначають параметри компонент напруженого стану лише у поверхневих шарах наплавленого металу та не дозволяють визначати розподіл напружень по товщині стінок виробів. Отримання навіть цієї обмеженої інформації вимагає застосування руйнівних методів досліджень.

Сучасний стан розвитку комп'ютерних технологій та методів числового аналізу забезпечує перспективність застосування нових методів комп'ютерного моделювання процесів формування компонент НДС в металі адитивно наплавлених виробів, зокрема і складної геометричної форми, що дозволяє суттєво скоротити час та матеріальні витрати на проведення досліджень. На основі розроблених та верифікованих моделей можна напрацьовувати технологічні рекомендації щодо вибору способів, умов та режимів адитивного дугового наплавлення для виробів складної геометричної форми.

Таким чином, проведення комплексних експериментальних та розрахункових досліджень по визначенню впливу методів, технологічних параметрів режимів та умов процесів дугового наплавлення, складу захисного газового середовища на геометричні характеристики, структуру, формування компонент напружено-деформованого стану та фізико-механічні характеристики металу адитивно наплавлених просторових виробів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю є актуальною задачею, що становить науковий та практичний інтерес.

Мета роботи – дослідження закономірностей впливу способів дугового наплавлення, складу захисного газового середовища та умов ведення процесу на формування та геометричні характеристики наплавлених шарів, структуру металу, утворення напружень та деформацій, фізико-механічні властивості просторових виробів з низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С), аустенітної нержавіючої сталі типу Cr19Ni9, сплавів на основі алюмінію (AlMg5), міді (CuSi3Mn1) та нікелю (SBM-4).

Для досягнення поставленої мети вирішувалися наступні **задачі**:

1. Провести літературний аналіз сучасного стану адитивного WAAM виробництва виробів з низьковуглецевих та аустенітних нержавіючих сталей, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю. Визначити мету та завдання досліджень.
2. Обрати методики проведення досліджень, визначити застосовувані матеріали, здійснити вибір необхідного обладнання.
3. Дослідити вплив способів та режимів GMAW-CMT/Pulse і PAW-CW дугового наплавлення, складу захисного газового середовища на геометричні характеристики наплавлених шарів з низьковуглецевої сталі типу G3Si1.
4. Дослідити вплив способів та режимів GMAW-CMT/Pulse дугового наплавлення на геометричні характеристики наплавлених шарів зі сплавів на основі алюмінію (AlMg5), міді (CuSi3Mn1) та сталі аустенітного класу (Cr19Ni9).
5. Дослідити можливість використання припою на основі нікелю (SBM-4) у якості присадного матеріалу для адитивного плазмово-дугового наплавлення «холодним дротом» (PAW-CW) просторових виробів.
6. Визначити вплив різних способів дугового наплавлення на формування структури наплавленого металу зразків і схильність до утворення дефектів в умовах багаторазового температурного впливу електричної дуги.
7. Методом скінченно-елементного комп'ютерного моделювання визначити вплив технологічних параметрів режимів та умов адитивного дугового наплавлення на компонент напружено-деформованого стану

просторових виробів. Здійснити верифікацію моделей та отриманих результатів розрахункових досліджень шляхом співставлення з експериментальними даними.

8. Визначити фізико-механічні властивості адитивно наплавленого металу модельних зразків з низьковуглецевої сталі та жароміцного сплаву на основі нікелю.

9. Створити технологічні рекомендації по виготовленню адитивним дуговим наплавленням із застосуванням компактних присадних матеріалів просторових виробів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю, а також по виготовленню прутків з малопластичних матеріалів.

Об'єкт дослідження – процес дугового адитивного пошарового наплавлення з використанням компактних присадних матеріалів.

Предмет дослідження – Предмет дослідження – формування структури, фазового складу, компонент напружено-деформованого стану та їх вплив на геометричні та фізико-механічні характеристики отриманих адитивним дуговим наплавленням просторових виробів.

Методи досліджень.

Для досягнення мети та вирішення поставлених завдань роботи проводили комплексні теоретичні (методами числового скінчено-елементного моделювання) і експериментальні (методами GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW адитивного дугового наплавлення) дослідження щодо особливостей формування просторових виробів зі сталей різних структурних класів, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю. Визначення структурної будови, складу адитивно наплавленого металу виконували металографічними методами із застосуванням оптичної (Neophot-21, Neophot-32) та аналітичної растрової електронної (PEMMA 102-02 та JSM-840 фірми PHILIPS, Голландія), мікродифракційної електронної просвічуючої (JEM -200 CX, фірми JEOL, Японія) мікроскопії, мікродюретричного аналізу (мікротвердоміри М-400 серії LECO та ПМТ-3).

Для проведення металографічного аналізу отриманих з'єднань вирізали поперечні темплети і виготовляли мікрошліфи. При цьому застосовували холодне хімічне, електролітичне та іонно-вакуумне травлення з метою виявлення

характерних структур. Механічні випробування на одновісний розтяг проводили на сервогідравлічному випробувальному комплексі MTS 318.25 за стандартними методиками.

Наукова новизна одержаних результатів

1. Вперше встановлений комплексний вплив GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW способів дугового наплавлення та складу захисного газового середовища на формоутворення стінок виробів з низьковуглецевої сталі G3Si1, структурну будову та фізико-механічні властивості адитивно сформованого металу.

2. На основі порівняльного аналізу експериментальних даних вперше встановлено, що GMAW-CMT адитивне дугове наплавлення компактного присадного матеріалу у вигляді дроту суцільного перерізу з низьковуглецевої сталі G3Si1 забезпечує формування стінок виробів найбільшої висоти та найменшої товщини у порівнянні з GMAW-Pulse та PAW-CW способами. Наплавлення в газовій суміші M21 призводить до збільшення ефективної ширини адитивно наплавлених стінок виробів у порівнянні з сумішю M11, яке складає ~ 4 мм та $\sim 3,6$ мм відповідно, зменшенню висоти наплавлених шарів на ~ 10 %. Заміна захисної газової суміші M21 на M11 супроводжується суттєвим збільшенням відхилення профілю у середньому на 45...47 %.

3. При GMAW-Pulse адитивному дуговому наплавленні дротом суцільного перерізу низьковуглецевої сталі G3Si1 висота стінок є мінімальною, а ефективна ширина досягає максимальних значень у порівнянні з GMAW-CMT та PAW-CW способами. Заміна газової суміші M11 на M21 призводить до зменшення ефективної ширини стінок з одночасним зменшенням відхилення профілю на ≈ 23 %. Відхилення профілю при PAW-CW способі адитивного дугового наплавлення є мінімальним у порівнянні з іншими розглянутими способами та складає близько 0,35 мм.

4. Вперше виконаний скінченно-елементний аналіз компонент напружено-деформованого стану при пошаровому GMAW та GMAW-Pulse наплавленні кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 на базі моделі об'ємного виробу складної

геометричної форми. Встановлено, що виникнення тріщин у наплавленому металі пов'язане з формуванням нормальних та еквівалентних напружень розтягу, що вищі за границю міцності матеріалу на $\approx 13 - 25\%$ в діапазоні температур $550...490\text{ }^{\circ}\text{C}$.

5. За результатами скінченно-елементного моделювання формування компонент напружено-деформованого стану при адитивному PAW-CW наплавленні прутків жароміцного нікелевого припою SBM-4 на нікелевий дисперсійнотвердіючий жароміцний сплав ЧС88УВІ вперше встановлено, що на ділянках різкої зміни траєкторії наплавлення ($r < 3 - 5\text{ мм}$) величина напружень розтягу в області сплавлення з основою досягає границі міцності матеріалу. Попередній нагрів основи до $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ дозволяє зменшити величину напружень розтягу та забезпечує уникнення дефектів типу тріщин та відшарувань.

Практична цінність одержаних результатів полягає у встановленні закономірностей впливу GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW способів дугового наплавлення, складу захисного газу на геометричні характеристики наплавлених шарів при виготовленні адитивним наплавленням просторових виробів з низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С), GMAW-CMT та GMAW-Pulse при виготовленні виробів зі сталі аустенітного класу типу Cr19Ni9, сплавів на основі алюмінію (AlMg5) та міді (CuSi3Mn1).

Встановлено, що плазмово-дугове наплавлення «холодним дротом» (PAW-CW спосіб) у середовищі аргону при застосуванні в якості присадного матеріалу прутків з припою на основі нікелю SBM-4 дозволяє отримати адитивним наплавленням вироби з міцністю на рівні $75-80\%$ від міцності вихідного матеріалу. Визначені рекомендовані режими наплавлення.

Із застосуванням зварювального джерела Fronius VarioSynergic 4700 з блоком подачі зварювального дроту Fronius VR 3300 створена комп'ютеризована установка для адитивного дугового наплавлення виробів з числовим програмним керуванням на основі G-кодів та модернізована установка ВВУ-КПІ для здійснення наплавлення виробів у контрольованій атмосфері.

Розроблені технологічні рекомендації та обране обладнання для виготовлення прутків з малопластичних матеріалів, отримані прутки припою SBM-4 з розмірами $250 \times 2 \times 2$ мм.

Розроблені технологічні рекомендації по виготовленню адитивним дуговим наплавленням із застосуванням компактних присадних матеріалів просторових виробів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю.

Результати проведених комплексних експериментальних та розрахункових досліджень впроваджені в навчальних процес при викладанні освітніх компонент першого та другого рівнів вищої освіти (бакалавр, магістр) в КПІ імені Ігоря Сікорського.

Особистий внесок здобувача. Робота виконана під науковим керівництвом доктора технічних наук, професора Квасницького В.В. Основні результати, що визначають суть дисертаційної роботи, автор отримав самостійно. Разом із науковим керівником здобувач визначив тему кваліфікаційної роботи, були сформульовані мета та поставлені завдання дисертаційного дослідження, розроблені та обрані методики вирішення поставлених завдань. У підготовлених у співавторстві публікаціях здобувачеві належать проведення експериментальних досліджень з пошарового наплавлення зразків зі встановленням особливостей формування структури, підготовка зразків для визначення фізико-механічних властивостей, розробка скінченно-елементних моделей для числового моделювання методом скінченних елементів компонент НДС, обробка, аналіз та узагальнення отриманих результатів щодо визначення структури та компонент напружено-деформованого стану, створення технологічних рекомендацій по адитивному дуговому наплавленню виробів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію та міді з газовим захистом ділянки нагріву, жароміцного нікелевого сплаву (припою) SBM-4 у контрольованому середовищі.

Автором спроектована та створена комп'ютеризована установка для адитивного дугового наплавлення виробів з числовим програмним керуванням на

основі G-кодів та модернізована установка ВВУ-КПІ для здійснення наплавлення виробів у контрольованій атмосфері.

Апробація результатів дисертації. Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідались та обговорювались на міжнародних та вітчизняних науково-технічних конференціях та симпозіумах: 2020 IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP) (Sumy, Ukraine, 2020); Міжнародна науково-технічна конференція «Зварювання та споріднені технології: Перспективи розвитку» (м. Краматорськ, Україна, 2021); International Institute of Welding. The 75th IIW Annual Assembly and International Conference (Tokyo, Japan, 2022); «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України» (м. Київ, Україна, 2022 р.); Міжнародна науково-технічна конференція «Міцність і довговічність сучасних матеріалів та конструкцій» (м. Краматорськ, Україна, 2022); Міжнародна конференція «Сучасні напрями розвитку адитивних технологій» (м. Київ, Україна, 2023); IV міжнародна конференція «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні і споріднених процесах PolyWeld 2023» (м. Київ, Україна, 2023).

Публікації. Основний зміст дисертації опублікований у 4 наукових працях, з них 1 стаття у науково періодичних виданнях, що входять до наукометричної бази Scopus першого – третього квартилів (Q1-Q3) відповідно до класифікації SCImago Journal, 3 статті опубліковані у фахових виданнях України, 8 публікацій у збірниках наукових праць і матеріалах конференцій.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота викладена на 188 сторінках і складається із вступу, 6 розділів, загальних висновків, списку використаної літератури та 1 додатка. Обсяг основного тексту складає 151 сторінка, містить 117 рисунків, 17 таблиць, список літератури із 109 найменувань на 13 сторінках, одного додатку на 4 сторінках.

1 СУЧАСНИЙ СТАН РОЗВИТКУ ТЕХНОЛОГІЙ АДИТИВНОГО СИНТЕЗУ ТА ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ТЕПЛА ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДУГИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ ЗІ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ

За стандартом ASTM F2792.1549323-1[1] адитивні технології визначені як «process of join-ing materials to make objects from 3D model data, usually layer upon layer, as opposed to subtractive manufacturing technologies» (процес об'єднання матеріалу з метою створення об'єкта із даних 3D-моделі, як правило, шар за шаром, на відміну від «субтрактивних» виробничих технологій). За основу був прийнятий термін Additive Manufacturing (AM) – Адитивні технології, або «технології адитивного синтезу» [1].

Технології адитивного синтезу на зорі свого розвитку розглядались у промисловості як методи, що дозволяли суттєво скоротити технологічний ланцюг від спроектованої моделі до готового робочого прототипу. Такий підхід дозволив розвинути основи та принципи швидкого прототипування (Rapid prototyping). Основна суть полягає у поєднанні комплексу типових процесів виготовлення у єдиний технологічний процес, що дозволяє у відносно короткий термін виготовляти зразки (прототипи) виробів або інструментів з будь-якого рівня складності та точності без додаткових витрат на попередню підготовку та додаткове оснащення. Однак, стрімкий розвиток промисловості вимагав оптимізації існуючих технологічних процесів виготовлення не тільки одиничних виробів (прототипів або моделей), але й серійної продукції. Цей факт сприяв підвищеному інтересу до технологій адитивного синтезу, адже виріб формується безпосередньо на основі комп'ютерної моделі, що отримана за допомогою САПР проектування. Геометрія спроектованого виробу при цьому визначає увесь процес виготовлення, що виключає наявність «людського фактору». Разом із тим, геометрична складність синтезованих виробів обмежується тільки технологією адитивного синтезу.

У загальному вигляді процес виготовлення одиниці виробу зводиться до трьох етапів. Початком технологічного ланцюга можна вважати створення 3D-

моделі конкретного спроектованого виробу. Цей процес виконується у CAD/CAM/CAE середовищі із застосуванням відповідного програмного забезпечення для моделювання (Pro/ENGINEER, SolidWorks, AutoCAD, T-FLEX CAD, тощо) [2–3]. Після отримання на виході тривимірної моделі відповідного формату її необхідно конвертувати у зрозумілий для машини код. Враховуючи, що практично всі методи адитивного виробництва засновані на пошаровому генеруванні, готова модель підлягає розбивці на шари за допомогою «слайсерів» (Sliser Software), що виступають у ролі перехідного ланцюга між 3D-моделлю та машиною. Вихідним продуктом роботи «слайсера» є файл STL-формату (STereoLithography - назва першого комерційно вдалого методу адитивного виготовлення) [2]. У ньому оброблена модель записана у вигляді зрозумілого для машини G – коду, який є загальноприйнятим та використовується у промисловості.

1.1 Існуючі методи реалізації адитивних технологій

Технології адитивного синтезу з використанням металевих матеріалів підлягають загальній класифікації за типом використаного матеріалу (метало-порошкові матеріали або матеріали суцільного перерізу), типом джерела тепла та способом генерування нового шару. Основна класифікація поділяє спосіб отримання генерованих шарів за двома методами: Bad Deposition та Direct Deposition.

Метод Bed Deposition. Загальна схема процесу зображена на рисунку 1.1. При використанні даної технології спочатку формується шар дисперсного матеріалу. Це може відбуватись у вигляді насипання на підложку необхідної порції порошкового матеріалу та розрівнювання його за допомогою ролика або «ножа», внаслідок чого формується шар сталої товщини. Далі порошковий матеріал вибірково (селективно) обробляється сконцентрованим джерелом тепла (лазерний промінь, електронний промінь) з утворенням сформованої структури із скріплених часток порошкового матеріалу (методом розплавлення або спікання) [1].

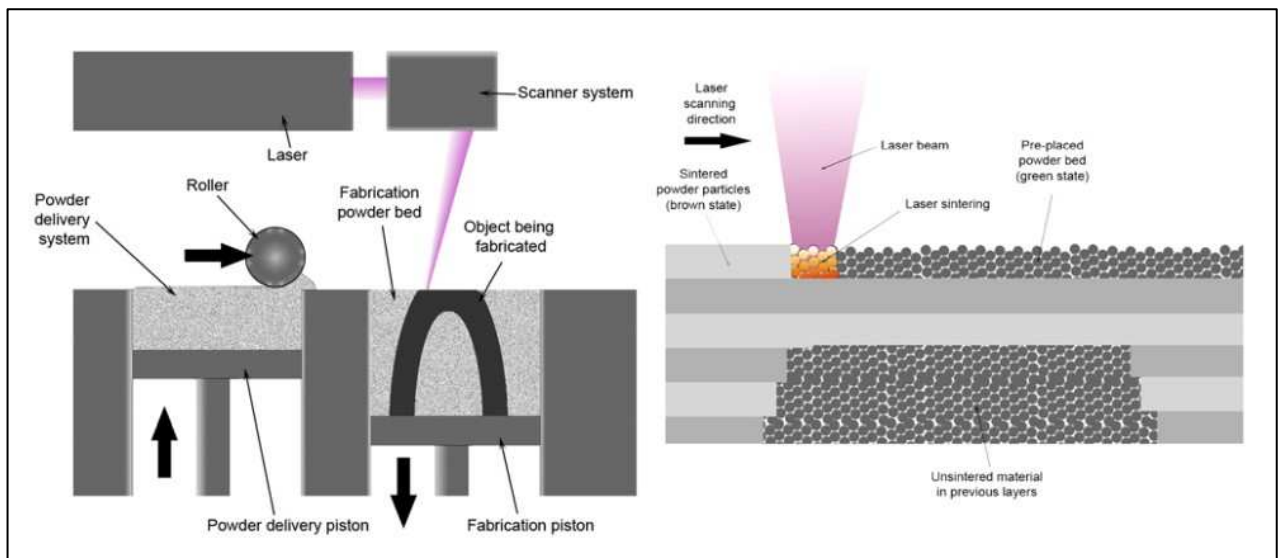


Рисунок 1.1 - Принцип методу Bed Deposition [1]

Практично усі різновиди заснованих на методі Bad Deposition технологій побудовані на використанні потужних, концентрованих джерел нагрівання. Це пов'язано з особливостями кінематики спікання (сплавлення) порошкоподібних металічних порошків. Основні різновиди даної технології:

SLM – Selective Laser Melting (Вибіркове лазерне плавлення). Технологія заснована на розплавленні часток металевого порошку та сплавленні їх між собою. Процес вимагає захисту у вигляді герметичної камери з контрольованим середовищем інертних газів (Аргон, Азот). Металічні присадні матеріали – порошки з корозійностійкої та інструментальної сталей, сплаву хрому та кобальту, титану, алюмінію [4].

DMLS – Direct Metal Laser Sintering (Пряме лазерне спікання металів). Технологія схожа з технологією SLS, окрім використання концентрованого джерела тепла у вигляді оптоволоконного лазера. Практично східний з технологією SLM набір використовуваних металевих матеріалів.

EBM – Electron Beam Melting (Електронно-променеве плавлення). Технологія заснована на використанні електронної гармати у якості концентрованого джерела тепла. Застосовуються чисті металеві порошки у суміші з наповнювачами та зв'язуючим матеріалом. Технологія використовується для адитивного виготовлення виробів із специфічними властивостями. Через

використання електронної гармати необхідне використання герметичної камери та вакуумування.

Особливими перевагами технологій синтезу в об'ємі дисперсного матеріалу є досить широка варіативність хімічного складу порошкових матеріалів для отримання бажаних геометричних та фізико-механічних характеристик на виході в готовому виробі. Однак, через технологічні особливості процесів габаритні розміри виробів, що можуть бути виготовлені даним методом, суттєво обмежені. Обмеження габаритів виготовляємих виробів викликані вимогами до захисту під час процесу сплавлення порошкоподібних матеріалів та запобігання окисненню розплаву матеріалів у процесі виготовлення.

Метод Direct Deposition. Даний метод заснований на безпосередньому осадженні дисперсного (порошкоподібного) або компактного матеріалу із застосуванням безпосереднього впливу джерела тепла для розплавлення та закріплення присадних матеріалів. Схема процесу показана на рисунку 1.2.

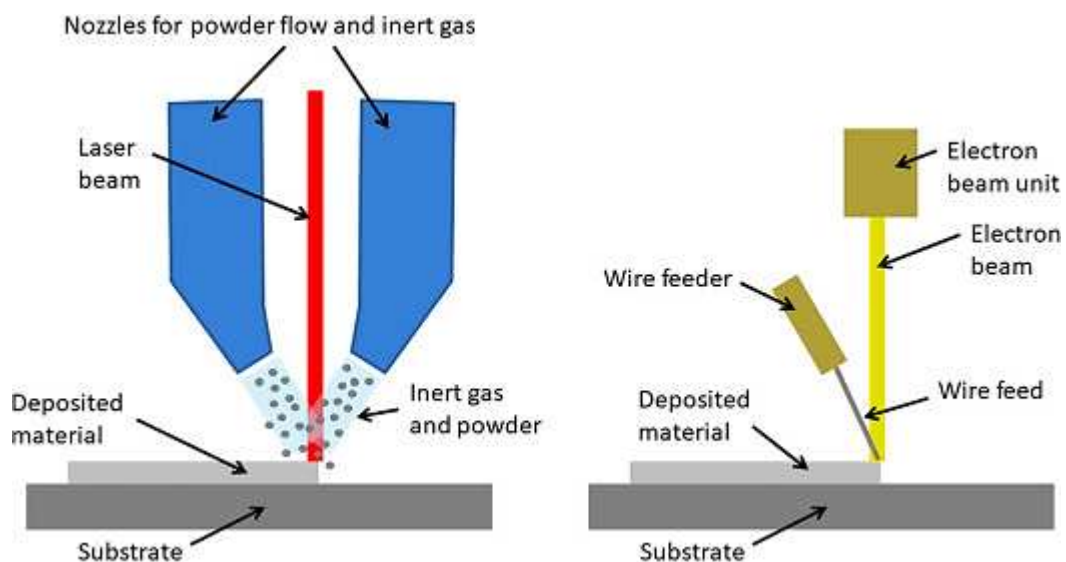


Рисунок 1.2 - Принцип методу Direct Deposition [1]

Метод Direct Deposition знімає основне обмеження, що характерне для методу Bed Deposition, а саме обмеження робочої площі та габаритів для адитивного генерування просторових конструкцій та виробів. Такий підхід до

способу пошарового нанесення матеріалу у поєднанні з комплексами по фінішній механічній обробці дозволяє виготовляти вироби підвищеної складності та конфігурації. На методі безпосереднього осадження засновані наступні технології металевого адитивного синтезу:

– **DMD – Direct Metal Deposition** (Пряме нанесення металу), розроблена POM (США). Технологія заснована на подачі порошкового матеріалу через сопло, під кутом, у зону дії концентрованого джерела тепла (лазерного променю). Потрапляючи у зону лазерного променю порошок оплавляється і «наплавляється» на основу або попередній шар. Технологія DMD дозволяє використовувати досить різноманітну гамму матеріалів: сталі, алюмінієві сплави, кольорові метали [5].

– **LENS – Laser Engineered Net Shape** (Процес лазерного формування), розроблена Optomec (США). Принцип схожий з технологією DMD. Лазерний промінь, проходячи через фокусуючі лінзи, нагріває та утворює зону розплаву металу на основі або попередньому шарі паралельно розплавляючи порошок, що співвісно подається у зону нагрівання, та формуючи цільний валик необхідних геометричних розмірів [6].

Існує ще декілька різновидів технологій на основі DMD процесу (**3D Laser Welding**, Southern Methodist University (USA, 1999); **3D Laser Cladding**, Liverpool University, (UK, 1994); **3D Laser generating**, Fraunhofer-Institute of Production Technology (IPT) (Germany, 1994)), однак основні відмінності полягають у різній конструкції сопел для подачі присадного матеріалу та внутрішній будові цих сопел [7].

Загалом, технології адитивного синтезу з використанням саме концентрованих джерел тепла з використанням дисперсних присадних матеріалів набули досить широкого застосування через його здатність виготовляти деталі з високою геометричною точністю. Типова товщина шару при використанні технологій SLM, DMLS, EBM становить 20-100 мкм, а при виготовленні виробів досягається точність у $\pm 0,05$ мм і шорсткість поверхні у межах 9-16 мкм [8–10]. Також свою роль зіграла можливість використовувати досить широку гамму матеріалів для адитивного виготовлення. Однак при підвищені інтересу до

адитивних технологій, а особливо можливості їх використання для серійного або великогабаритного виробництва, постало питання продуктивності існуючих адитивних технологій і відношення вартості обладнання та загальної вартості самого адитивного процесу до кінцевої вартості готового виробу.

1.2 Електрична дуга як джерело тепла

Більшість різновидів адитивних технологій побудована на використанні концентрованих джерел тепла таких, як лазерний промінь та енергія електронно-променевої гармати. Здебільшого це пов'язано з кінематикою плавлення та генерування нового шару з дисперсних присадних матеріалів (металеві порошки та їх композиції). Однак, при використанні концентрованих джерел тепла існують суттєві обмеження, що викликані необхідністю використання спеціальних умов для захисту зони розплавлення або незадовільними техніко-економічними характеристиками. Так, при використанні електронно-променевої гармати (технологія EBM) необхідне вакуумування робочої камери для вільного проходження електронів від катода та захисту самого катода і зони розплавлення присадного матеріалу [11]. При застосуванні лазерних джерел тепла (DMLS, DMD, LENS) аналогічно необхідне створення захисної атмосфери інертних газів.

Вважається, що витоками технології адитивного виготовлення з використанням компактних присадних матеріалів є зареєстрований у 1925 р. Р. Бейкером для компанії "Westinghouse Electric & Manufacturing Company" винахід (патент). Даний винахід призначався для виготовлення тривимірних металевих виробів (рисунок 1.3), шляхом послідовного пошарового наплавлення валиків і отримання кінцевої форми виробу з використанням технології ручного електродугового зварювання покритими електродами (РДЗ) [12].

Подальшого розвитку спосіб набув у 1990 роки у дослідженнях вчених із Ноттінгемського університету. У роботі [13] була зроблена спроба дослідження потенціалу технології 3D електродугового роботизованого зварювання для створення придатних до промислового використання тривимірних металевих виробів.

April 14, 1925.

R. BAKER

1,533,300

METHOD OF MAKING DECORATIVE ARTICLES
Filed Nov. 12, 1920

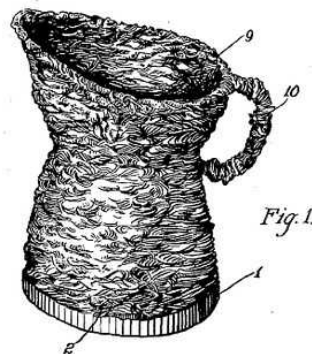


Рисунок 1.3 - Зовнішній вигляд створеного за технологією Р. Бейкера 1925 року з використанням технології РДЗ виробу[12]

Під час роботи з використанням роботизованої системи були виготовлені три види виробів із низьковуглецевої сталі типу 09Г2С: вертикальна квадратна стінка, похила стінка у вигляді усіченої піраміди і корпус термостата автомобіля (рисунок 1.4). Проведені дослідження механічних властивостей і структури металу виготовленого цим способом виробу вказали на вищі механічні характеристики у порівнянні з листовим прокатом та утворення подібної до литого металу структури [13].

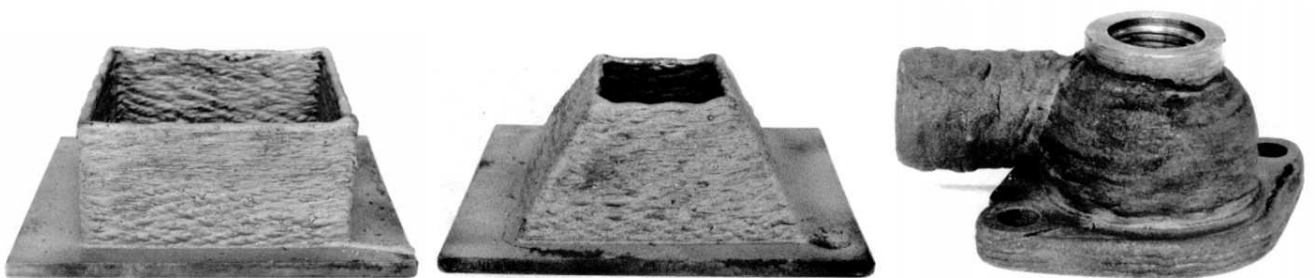


Рисунок 1.4 - Зовнішній вигляд виготовлених пошаровим GMAW наплавленням перших просторових виробів [13]

Джерело тепла у вигляді зварювальної дуги стало розглядатись як гарна альтернатива концентрованим джерелам тепла. У першу чергу технології, що використовують компактні присадні матеріали (зварювальний дріт) та дугові

джерела тепла, суттєво перевершують за швидкістю генерування популярні адитивні технології, що реалізовані у 3D-принтерах з використанням порошкових матеріалів. Технології WAAM/3DMP мають середню продуктивність до 4,5...10 кг/год у залежності від використовуваного матеріалу. Плазмодугова технологія RPD (Norsk Titanium) може досягати продуктивності у 5...10 кг/год [14]. Технологія EBAM має типову продуктивність 3...9 кг/год (потенційно до 11,34 кг/год) [15]. Використання комбінованих (гібридних) джерел тепла (плазмотрон + лазерний промінь) дозволяє підняти продуктивність до 15 кг/год. З іншого боку, геометрична точність і повторюваність виробів, як правило, нижчі, ніж у технологій з використанням порошкових матеріалів (DED/LBM) [2].

Однак, більшість виробів проектується як заготовки для подальшої механічної обробки, тому характеристики точності відходять на задній план. Особливо, коли обробці піддаються, як правило, функціональні поверхні виробу. Також, враховуючи відносно низьку вартість компактних матеріалів, таких як зварювальний дріт, технології з використанням таких типів присадних матеріалів набувають все ширшого розповсюдження [16] серед інших технологій адитивного виробництва. На відміну від порошкових матеріалів, де головну роль грає специфіка нагріву концентрованим джерелом тепла та сплавлення дрібнодисперсних гранул між собою, використання компактних матеріалів для процесу генерування (пошарового наплавлення) потребує джерел зі значно більшою прямою нагріву. Така вимога пов'язана з процесом розплавлення присадного матеріалу та нанесення його у вигляді нового шару з найменшим розплавленням попереднього шару чи основи [17].

Окремим питанням є можливість використання дугових технологій для адитивного виготовлення із застосуванням кольорових металів та сплавів на їх основі. Основною проблемою постала наявність значної зони термічного впливу (ЗТВ) та нестабільне перенесення матеріалу, що наплавляється у стовпі зварювальної дуги. Однак, з появою нових технологій контролю рівня тепловкладення та методів подачі зварювального струму значно розширилась номенклатура матеріалів для адитивного створення просторових виробів. На даний

час застосовуються: конструкційні сталі, титанові сплави [18], алюмінієві та нікелеві сплави [19]. Також отримані позитивні результати у створенні виробів пошаровим дуговим наплавленням біметалевих сплавів [20]. Можливість генерувати заготовки із титанових та алюмінієвих сплавів викликала суттєвий інтерес до використання дугових адитивних технологій у аерокосмічній галузі [21]. Використання WAAM технологій для виготовлення несучих елементів літаків, у окремих випадках, дозволяє значно знизити коефіцієнт співвідношення маси вихідного матеріалу (заготовки) до кінцевої деталі (те, що отримано після обробки) [22, 23], а економія застосованого матеріалу може складати від 7 до 69% [24].

1.3 Особливості реалізації та різновиди WAAM технологій

Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) – різновид технологій адитивного виробництва, що заснований на використанні дугового джерела тепла та компактного присадного матеріалу [25]. WAAM технології відносяться до методу прямого осадження (Direct Deposition) [26] та класифікуються за категоріями прямого введення енергії згідно з ASTM F2792-12a [1].

WAAM технології базуються на трьох основних способах дугових процесів зварювання: дугове зварювання суцільним дротом у захисних газах (GMAW-Gas metal arc welding), дугове плазмове зварювання (PAW – Plasma Arc Welding) та дугове зварювання неплавким електродом в інертних газах (GTAW – Gas Tungsten Arc Welding) [25]. Існує багато комбінованих/модифікованих варіантів адитивного дугового синтезу, що засновані на основних способах дугового зварювання (рисунок 1.5) [27]. В основному їх появлення та розвиток викликані різним підходом до адитивного виготовлення та технологічними вимогами до застосування конкретного присадного матеріалу (чорні, кольорові метали, сплави).

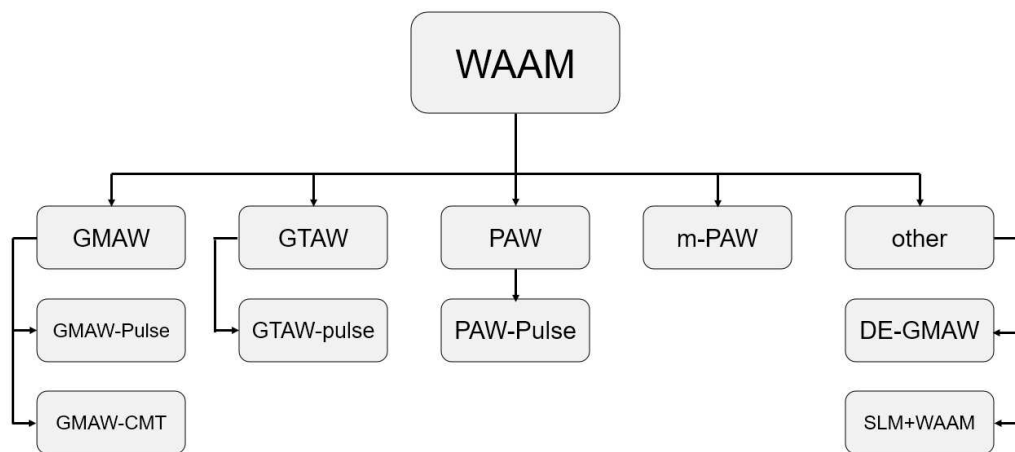


Рисунок 1.5 - Різновиди WAAM технологій [27]

Однак, враховуючи різноманіття методів та способів WAAM технології, загальна схема процесу практично не змінюється (рисунок 1.6).

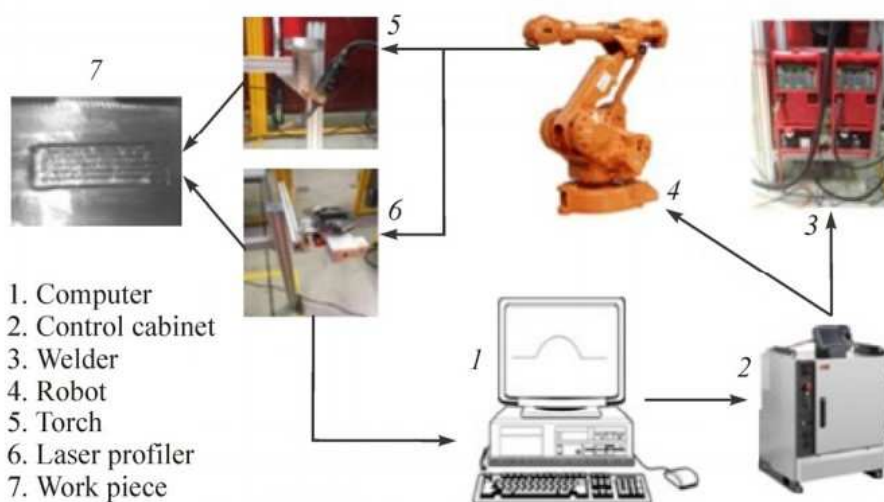


Рисунок 1.6 - Схематичне зображення типової WAAM системи [27]

Gas Metal Arc Welding (GMAW) - це зварювання плавким електродом у середовищі захисних газів. Існує два різновиди даного способу, зварювання в інертному газі – Metal Inert Gas (MIG) і в активному газі – Metal Active Gas (MAG).

Цей тип зварювання передбачає безперервну подачу та плавлення суцільного дроту в атмосфері захисного газу. Таким чином, наплавлення здійснюється за допомогою нагрівання дугою та безперервного плавлення зварювального дроту, що наплавляється на поверхню основи (рисунок 1.7). Зварювальна ванна та дуга

існують в атмосфері активних (CO_2) чи інертних (аргон - Ar, гелій - He) захисних газів. Даний процес може застосовуватися для пошарового наплавлення із використанням досить широкої номенклатури зварювальних матеріалів.

При використанні даного типу зварювання, перенос розплавленого металу здійснюється одним з чотирьох основних способів: крупнокрапельний перенос із замиканням дугового проміжку, крупнокрапельний без коротких замикань, перенесення краплями середнього розміру без коротких замикань та струменеве (дрібно крапельне) перенесення. Кожен із цих різновидів має свої особливості [28].

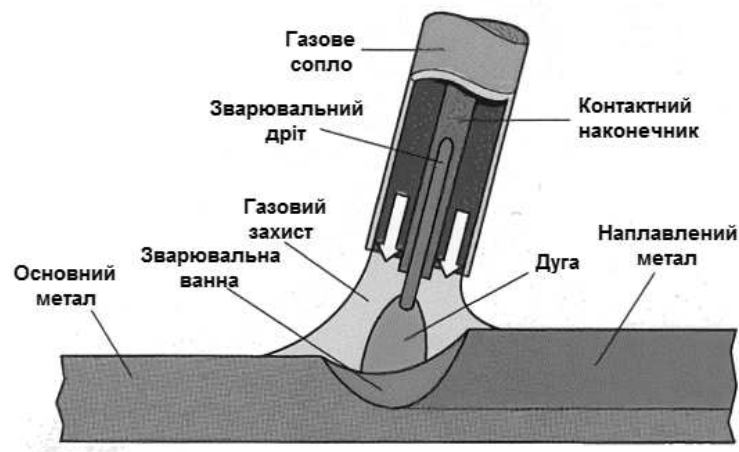


Рисунок 1.7 - Схема GMAW-способу наплавлення [28]

Переваги використання процесу GMAW при адитивному виробництві: достатньо висока точність наплавлення валика через співвісну подачу електродного дроту; мала кількість контрольованих параметрів режиму сприяють простоті керування процесу та його автоматизації; простота, доступність та відносно низька вартість обладнання; використання струму зворотної полярності породжує ефект катодного очищення зони наплавлення [29], що дозволяє використовувати для наплавлення сплави на основі алюмінію.

Однак дані процеси мають ряд недоліків: відносно велике тепловкладення (у порівнянні з іншими дуговими процесами); наявність значного відсотку розбризкування у процесі наплавлення [29]. При використанні активного захисного

газу (CO_2) необхідно використовувати присадні матеріали з розкиснювачами. У результаті дії розкиснювачів на поверхні наплавленого металу утворюється шлак, який необхідно видаляти перед нанесенням наступного шару. Навпаки, використання інертних газів без розкислювачів призводить до утворення таких дефектів, як пори та наявності неметалевих включень у наплавленому металі з конструкційних (вуглецевих) сталей. Однак, проведені дослідження [30] вказують на задовільні результати використання суміші M21 ($\text{Ar} + \text{CO}_2$) в якості захисного газу. Застосування імпульсного режиму при наплавленні сприяє зниженню розбризкування та покращує керування тепловкладенням [31], що здатно нівелювати деякі мінуси GMAW способу наплавлення.

Cold Metal Transfer (CMT) – це модифікований варіант процесу GMAW наплавлення, що ґрунтується на механізмі керованого тепловкладення та переносу електродного металу за допомогою коротких замикань електродного дроту з розплавом зварювальної ванни [32]. Процес CMT керує тепловкладенням за допомогою імпульсної подачі струму для розплавлення електродного матеріалу наступними керованими паузами та примусовою подачею зварювального дроту у зварювальну ванну (рисунок 1.8) [33]. Такий метод керування тепловкладенням досить ефективно стабілізує поведінку процесу наплавлення, значно знижує тепловкладення та практично виключає розбризкування присадного металу [32, 34].

Недоліками процесу CMT є висока залишкова пористість наплавленого металу і низька швидкість наплавлення (0,5-0,6 м/хв) у випадку використання алюмінієвих сплавів [35]. Також відмічається збільшення кількості різнорідних включень [36]. Також, як недолік слід зазначити, що реалізація CMT процесу вимагає використання спеціального обладнання фірми ©Fronius [32-36].

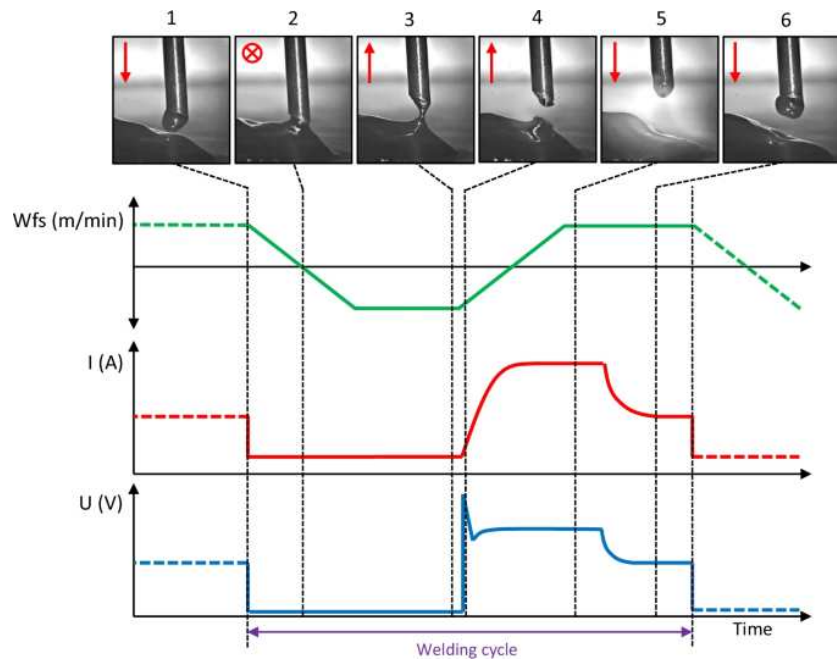


Рисунок 1.8 - Схема СМТ процесу: 1 – подача дроту у зварювальну ванну; 2 – коротке замикання з перенесенням електродного металу; 3 – реверс електродного дроту; 4 – розрив дугового проміжку; 5 – запалювання дуги з розплавленням дроту; 6 – повторна подача дроту з краплею розплавленого металу у зварювальну ванну [33]

Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) – дугове зварювання неплавким електродом в середовищі захисних газів. В якості захисного газу використовують інертні гази, такі як аргон чи гелій [25, 26]. Присадковий матеріал у вигляді суцільного дроту подається у зону горіння дуги зі сторони автоматично (рисунок 1.9).

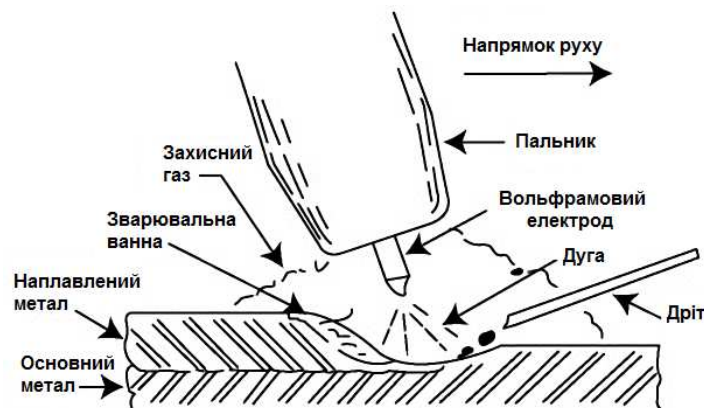


Рисунок 1.9 - Схема GTAW-процесу наплавлення [25]

Переваги використання методу GTAW наплавлення: повна відсутність розбризкування; використання інертних захисних газів (Ar, He), можливість використання подачі двох дротів одночасно (комбінація різних сплавів), у тому числі різнорідних; простота процесу, доступність і відносно низька вартість обладнання [37].

Використання імпульсного режиму дуги сприяє підвищенню гнучкості контролю процесу наплавлення та зниження тепловкладення. Застосування змінного струму або знакозмінного імпульсного режиму дозволяє наплавляти алюмінієві сплави за рахунок ефекту катодного очищення робочої поверхні [38], але при цьому знижується ресурс неплавкого електрода і підвищується ризик виникнення вольфрамових включень в уже наплавленому металі валика [38]. Використання зварювання дугою малого струму (micro-TIG) дозволяє генерувати малорозмірні вироби за рахунок дозованого розплавлення присадного матеріалу [39].

Однак застосування TIG наплавлення характеризується низкою недоліків: низька продуктивність процесу наплавлення; ризик руйнування неплавкого електрода внаслідок перегріву, неякісного захисного газу і, як наслідок, можливе виникнення вольфрамових включень у наплавленому металі; використання високочастотного розряду (необхідність екранування обладнання) для підпалу дуги – осцилятора; залежність процесу наплавлення від налаштування подачі дроту [25].

Присадний дріт необхідно подавати у зварювальну ванну під певними кутами щодо стовпа дуги та поверхні, що наплавляється. В іншому випадку знижується точність наплавлення валиків [40].

Існує комбінований спосіб пошарового наплавлення, а саме GMAW+GTAW (DE-GMAW). Комбінування двох способів дозволяє керувати тепловкладенням у виріб та геометрією наплавленого валика за рахунок зміни величини струму дуги між плавким та неплавким електродами. Недоліками даного способу є не співвісна подача плавкого електрода (присадного дроту) і підвищена складність налаштування обладнання [25, 41].

Plasma Arc Welding (PAW) – плазмове зварювання, електродугове зварювання, під час якого стовп дуги або його частина стискується потоком газу або магнітним полем, у результаті чого газовий потік дуги нагрівається до високих температур, іонізується і набуває властивостей плазми (рисунок 1.10) [25]. Плазмове зварювання (ПЗ) є результатом удосконалення та розвитку електродугового зварювання неплавким вольфрамовим електродом. У плазмотронах використовують дуговий розряд значної довжини, який горить у порівняно вузькому водоохолоджуваному каналі [25, 42].

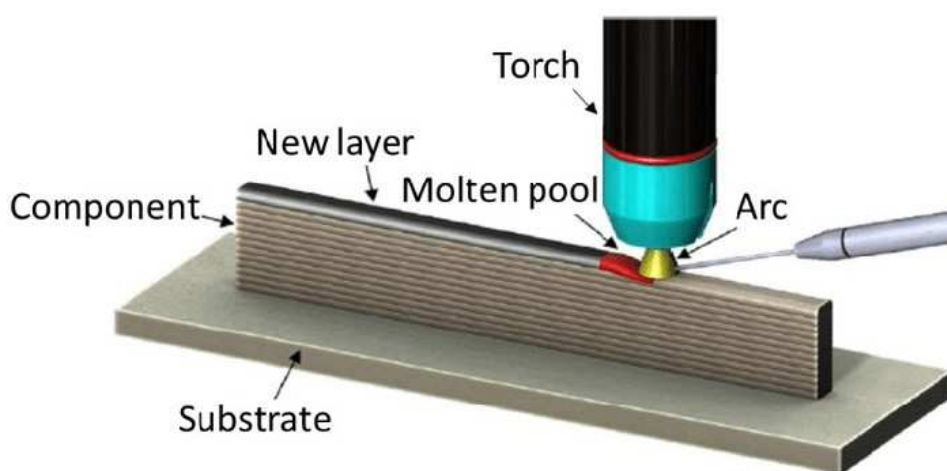


Рисунок 1.10 - Схема адитивного PAW процесу [1]

Плазма – це високоіонізований газ. Вона являє собою четвертий стан речовини поряд з твердим, рідким та газоподібним. Плазма, яка використовується в технологічних процесах обробки матеріалів, належить до низькотемпературної (з температурою менше 100000 °C) [42]. Для отримання плазмового струменя застосовують спеціальні пристрої, які називаються плазмовими пальниками або плазмотронами. Якщо при аргонодуговому зварюванні дуга розширюється у вигляді конуса від електрода до виробу, що розсіює енергію і зменшує глибину проплавлення металу, то стиснута дуга являє собою циліндричний стовп у вигляді «голки» та характеризується значно більш високою концентрацією енергії [42].

Метод плазмового наплавлення має суттєві переваги у вигляді відносно високої швидкості наплавлення присадного матеріалу і відсутності утворення

шлаків, аерозолів та інших забруднень у процесі наплавлення [25]. Також основною особливістю даної технології є відсутність розбризкування в процесі наплавлення.

До недоліків PAW способу наплавлення відносяться: велика кількість взаємозалежних параметрів процесу, динамічний вплив стовпа дуги на ванну рідкого металу, а також значний тепловий вплив [43-44].

Плазмове наплавлення характеризується високим тепловкладенням при пошаровому генеруванні виробу. Проблему значного тепловкладення частково вирішує застосування способу мікроплазмового наплавлення (MPAW). Використання малих струмів при напавленні дозволяє отримувати величину тепловкладення та геометричні характеристики напавлених валиків близькими до способів EBM та LENS [45–46].

Ще одним досить перспективним способом адитивного виготовлення з використанням PAW є гібридне плазмове наплавлення плавким електродом – Plasma-MIG. Цей метод поєднує у собі два дугових процеси: наплавлення плавким електродом та плазмове наплавлення. Особливістю способу є одночасне горіння плазмової дуги та дуги плавкого електроду. При цьому кожна зварювальна дуга живиться від власного зварювального джерела. Існує дві реалізації цієї технології: з неплавким вольфрамовим електродом та з кільцевим анодом [47–48]. Основними перевагами гібридного методу є гнучкість керування процесом наплавлення, зменшене тепловкладення та висока продуктивність [48]. Недоліки використання Plasma-MIG полягають у складності виготовлення спеціальних плазмотронів, необхідності відносно складної системи керування через покроковий запуск плазмотрона в роботу [47].

1.4 Особливості формоутворення виробів при використанні WAAM технологій

Процес адитивного дугового виробництва з використанням електричної дуги (WAAM) заснований на принципі пошарового наплавлення валиків. На відміну від процесу зварювання, де головну роль відіграє глибина проплавлення та заповнення

шву присадним металом, при адитивних процесах навпаки намагаються отримати найменше проплавлення основи та переплавлення металу наступного шару з попереднім і найбільш можливу висоту побудови кожного окремого валика. Саме процес пошарового вирощування нового валика на попередньо наплавленому викликає основні проблеми на шляху досягнення необхідної геометричної точності та рівномірності поверхні генерованого виробу [49]. На геометричну точність та рівномірність поверхні кожного наплавленого шару впливає багато взаємозв'язаних параметрів, як режим наплавлення (зварювальний струм, напруга дуги, швидкість подачі дроту та переміщення пальника), так і напрямок траєкторії руху пальника при генеруванні наступного шару [49, 50].

Основний вклад у стабільність формоутворення вносить величина тепловкладення при генеруванні першого шару (валик-основа) та кожного наступного на попередньому генерованому шарі [51]. Проблема полягає у складності керування тепловкладенням при генеруванні нового шару. Збереження стабільних геометричних характеристик кожного наплавленого шару можливе при досягненні стаціонарного теплового режиму [52]. Однак, через різну тепловіддачу першого та наступних шарів при побудові та нерівномірне накопичення тепла у попередніх шарах змінюється час кристалізації ванни розплаву рідкого металу та поведінка зварювальної ванни, і, як наслідок, на виході отримуємо нестабільні геометричні характеристики кожного окремого шару [49]. Багато наукових праць присвячені дослідженням впливу енергетичних характеристик дуги та питанням контролю формоутворення наплавлених шарів відповідно до заданих геометричних розмірів і якості [49-53].

На основі попередніх досліджень можна зробити висновок, що для таких процесів, як GMAW наплавлення, режими стабільного процесу наплавлення залежать від діаметру зварювального дроту. Однак, на відміну від процесу зварювання при адитивному наплавленні необхідно досягати найменшої глибини проплавлення і навпаки прагнути отримати валик максимально можливої висоти. Ці вимоги значно скорочують доступні методи регулювання параметрів режиму наплавлення, адже необхідно зменшити величину тепловкладення в попередній

шар, натомість забезпечити максимальне розплавлення присадного матеріалу з його наступним переносом для утворення нового шару.

1.5 Аналіз впливу захисного газового середовища на формоутворення, структуру та механічні властивості низьковуглецевих сталей

Відомо, що для GMAW процесів характерна досить значна нерівномірність поверхні, яка отримана пошаровим формуванням [54]. На геометричну точність і нерівномірність поверхні наплавлених шарів суттєвий вплив мають режими наплавлення, зокрема величина струму, напруга дуги, швидкість подачі присадного дроту та переміщення пальника [49, 50]. Також необхідно враховувати напрямок траєкторії наплавлення при генеруванні наступних шарів [55]. Окремим важливим параметром впливу є склад захисної газової суміші, оскільки відомо, що наявність кисню (O_2) змінює значення поверхневого натягу розплаву металу зварювальної ванни.

Основна роль газових сумішей при GMAW процесах полягає у захисті розплаву металу зварювальної ванни від взаємодії з газами навколишнього середовища. Також склад захисного газу суттєво впливає на ступінь іонізації дугового проміжку, і, як наслідок, на стабільність горіння дуги. Дослідження в цьому напрямку [56] підтверджують вплив складу захисного газу на процес перенесення металу через зварювальну дугу та на геометричну форму наплавлених шарів. Питання впливу компонентів захисних газових сумішей на формоутворення та нерівномірність поверхні при адитивному вирощуванні виробів були розглянуті в [57] для виробів з низьковуглецевої сталі типу 09Г2С. Автори [57] зазначають, що суттєвий вплив на нерівномірність поверхні має також теплопровідність кожного конкретного газу в суміші. Так, гази з нижчим значенням величини теплопровідності, зокрема Ar, сприяють меншому тепловкладенню та, як наслідок, розтіканню металу зварювальної ванни (рисунок 1.11).

При застосуванні СМТ процесу досягається зменшення відхилення від прямолінійності при утворенні шарів у вертикальному напрямку та зменшуються втрати присадного матеріалу на розбризкування, що підвищує коефіцієнт

використання матеріалу. Автори [58] також підтвердили, що гази, які мають більшу теплопровідність, зокрема гелій (He), при додаванні до газових сумішей складу Ar- CO_2 хоч і призводять до зменшення діаметру дугової плями, що сприяє формуванню вузьких валиків, також викликають збільшення глибини проплавлення попередньо сформованих шарів. Ці фактори призводять до значних відхилень геометричної форми сформованих стінок виробів при послідовному наплавленні наступних шарів. З точки зору ефективного використання матеріалу цей вплив має негативний характер, оскільки при фінішній механічній обробці збільшується кількість зняття металу з поверхні заготовки для досягнення запланованих геометричних розмірів деталі. Іншими словами, це призводить до збільшення коефіцієнту втрат металу при обробці.

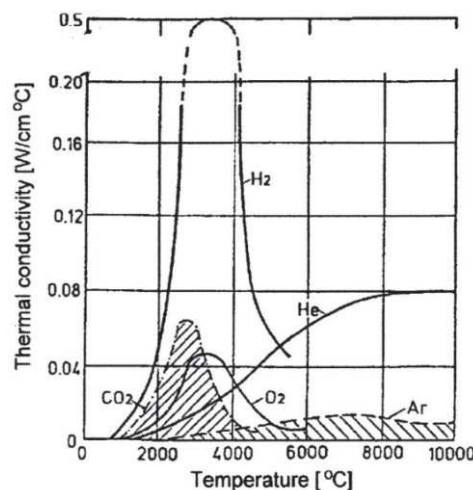


Рисунок 1.11 - Залежність теплопровідності газів від їх температури [58]

Окрім впливу на геометричну форму валиків різні газові суміші суттєво впливають на формування структури наплавленого металу. Так, у [30] автори розглянули вплив вмісту вуглекислого газу у суміші з аргоном на формування структури наплавленого металу для високоміцних сталей (міцністю до 950 МПа). Визначене співвідношення вмісту голчастого та відманштеттового фериту і встановлено, що зі збільшенням концентрації CO_2 у складі захисного газу збільшується кількість відманштеттового фериту. В інших дослідженнях [59–61] також підтверджується вплив складу газових сумішей на зміни у формуванні

структури наплавленого металу та наведене порівняння геометричних характеристик і кількості окремих структурних складових у наплавленому металі.

Проте, при дослідженнях впливу складу газових сумішей на геометричні характеристики наплавлених шарів при адитивному наплавленні, як правило, розглядають лише GMAW наплавлення або його різновид СМТ процес. У літературі наявні обмежені відомості щодо впливу складу газового середовища при використанні методу імпульсної подачі зварювального струму (GMAW-Pulse процес) [62].

1.6 Аналіз проблем застосування кремнієвих бронз типу CuSi3Mn1 для адитивного наплавлення

Кремнієві бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) широко застосовують у хімічній, нафтопереробній та гірничодобувній промисловості завдяки високій стійкості до агресивних середовищ, пружності та антифрикційним властивостям. Виготовлення одиничних ремонтних деталей (втулок, шестерень) або відновлення вже пошкоджених відкриває широкі можливості для застосування адитивних технологій (АМ) виготовлення заготовок під чистову обробку замість традиційних операцій механічної обробки. Адже досить висока вартість кольорових металів, і особливо мідних сплавів, диктує необхідність зменшення відходів механічної обробки в процесі отримання готової деталі чи виробу.

Адитивний синтез з використанням кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 вже був розглянутий у сфері використання концентрованих джерел тепла типу Non-Vacuum Electron Beam (NV-EBM) [63]. Однак, через високий коефіцієнт поверхневого відбивання міді та її сплавів використання лазерного чи електронного променя є проблематичним [64]. Тому використання технологій WAAM є виправданим з точки зору економічних показників: відносно низької вартості обладнання та практичної відсутності обмежень на габарити та форму синтезованих виробів. Адитивне пошарове наплавлення CuSi3Mn1 можливо виконувати базовою технологією GMAW зварювання. Завдяки наявності у своєму складі активних розкислювальних елементів (кремній, марганець), кремнієва бронза CuSi3Mn1

добре піддається зварюванню та наплавленню, хоча і з деякими обмеженнями по товщині нанесеного шару матеріалу. У зв'язку з високою теплопровідністю міді та сплавів на її основі виникає потреба у використанні потужних концентрованих джерел нагріву. Водночас висока текучість розплаву металу та досить значний коефіцієнт теплового розширення (18×10^{-6}) у поєднанні зі значною [65] усадкою металу при кристалізації з рідкого стану створюють передумови накопичення значних залишкових напружень при багат шаровому наплавленні. У свою чергу це може призвести до виникнення критичних дефектів у вигляді тріщин. Також надмірне тепловкладення призводить до структурного росту стовпчастих зерен з орієнтацією у напрямку відводу тепла, що веде до отримання анізотропних механічних властивостей [66]. Для регулювання тепловкладення та уникнення надлишкового перегріву при наплавленні CuSi3Mn1 і отримання рівновісної зеренної структури використовують різновиди GMAW способу: процес зварювання з короткими замиканнями Cold Metal Transfer (CMT) та регулювання тепловкладення імпульсною подачею струму (Pulse процес).

Значна кількість досліджень присвячена використанню GMAW-CMT методу наплавлення з використанням кремнієвої бронзи (CuSi3Mn1) як додаткового компоненту у тандемі з алюмінієвим сплавом AK5 (AlSi5-ER4043) для зниження вірогідності утворення інтерметалідних фаз та підвищення механічних властивостей готових виробів [67–69]. Однак, у праці [67] явно прослідковується проблема у вигляді надлишкового рівня залишкової усадки наплавлених шарів сформованого зразка, що призводить до відриву наплавленої стінки від основи з міді (рисунок 1.12).

У праці [70] автори розглянули вплив параметрів режиму наплавлення (рівня тепловкладення) на формоутворення та зміни структури пошарового наплавлення CuSi3Mn1. Авторами [70] також встановлений факт збільшення твердості поверхні отриманих зразків при зростанні сили струму.



Рисунок 1.12 - Деформація зразка від усадження наплавлених шарів [67]

Така поведінка, зокрема збільшення твердості кремнієвих бронз, кардинально відрізняється від низьколегованих сталей [71]. Разом з цим, нерівномірність поверхні зменшується зі збільшенням струму від 70 до 110 А, що є логічним, оскільки збільшується час існування рідкої зварювальної ванни та сприяє кращому розтіканню металу зі збільшенням ширини окремого шару [70].

В [66] досліджений вплив методу наплавлення з короткими замиканнями (GMAW-CMT) та імпульсний режим (GMAW-Pulse) наплавлення на структуру зразків з використанням суцільного дроту CuSi3Mn1 . Авторами [66] досить широко розкрита тема впливу механізму перенесення крапель електродного металу (GMAW-CMT процес) та безконтактного скидання крапель у момент імпульсної подачі струму (GMAW-Pulse процес) на структурні зміни під час кристалізації зварювальної ванни. Ними встановлено, що імпульсна подача струму призводить до локального перегріву рідкої зварювальної ванни зі значним градієнтом температур від поверхні розплаву до дна зварювальної ванни. Це спричиняє ріст довгих зерен стовпчастого типу при кристалізації металу, що викликає погіршення механічних характеристик вже наплавлених шарів. Використання GMAW-CMT наплавлення з короткими замиканнями, навпроти сприяє утворенню рівновісних зерен та їх подрібненню, що має позитивний вплив на механічні характеристики сформованих шарів [66].

Однак, у роботах [70] та [66] дослідження адитивного процесу проводились на деформованих режимах наплавлення (до 100...110 А) та досить малою кількістю

наплавлених шарів (до 5), що не дозволяє в повній мірі оцінити характеристики формоутворення поверхні і вплив на напружено-деформований стан готового виробу. Також, у якості основи автори [70, 66] використали мідь, що за рахунок високої пластичності та відносно низької жорсткості здатна компенсувати частину напружень, що виникають у наплавлених шарах з CuSi3Mn1. Інші наукові праці розглядають застосування присадних матеріалів з CuSiMn1 лише у якості проміжного матеріалу для зварювання-паяння біметалевих композицій титанових сплавів і аустенітних нержавіючих сталей [72] та інших поєднань [73–74], що не стосуються теми адитивного виготовлення.

Враховуючи малу кількість робіт з висвітленням повноцінного адитивного синтезу із застосуванням суто кремнієвих бронз CuSi3Mn1 методами GMAW-SMT/Pulse наплавлення, а також виявлені проблеми, які зумовлені термодформаційними процесами і особливостями впливу структури на механічні властивості наплавлених шарів з CuSi3Mn1, дослідження структури та аналіз параметрів НДС у процесі наплавлення є актуальною задачею.

1.7 Аналіз можливості використання жароміцних нікелевих сплавів для адитивного наплавлення

Серед технологій, які інтенсивно розвиваються в теперішній час, необхідно відзначити технологію електродугового паяння. Вона дозволяє отримувати якісні з'єднання без розплавлення основного матеріалу із застосуванням більш легкоплавкого, ніж основний метал, присадкового матеріалу. Це є досить актуальним напрямом, особливо при використанні чутливих до появи гарячих тріщин чи з обмеженою здатністю до зварювання/наплавлення матеріалів.

Відомо, що жароміцні нікелеві сплави (ЖНС) мають незадовільну технологічну здатність до зварювання плавленням, а при застосуванні технологій паяння або дифузійного зварювання можливо отримати високоякісні з'єднання [75]. Зменшення величини тепловкладення сприяє зменшенню кількості дефектів при ремонтному GTAW наплавленні виробів з ЖНС. Цей спосіб широко

застосовується для ремонту деталей складної геометричної форми, зокрема і лопаток газотурбінних двигунів (ГТД).

При виготовленні дослідних зразків жароміцних сплавів та припоїв різного хімічного складу широко використовується електродуговий метод виплавки. Сам процес виплавлення здійснюється в контрольованому середовищі аргону (Ar) на водоохолоджуваному тиглі з безкисневої міді. Якість отриманих зливків стабільно висока і дозволяє визначати структурно-фазовий склад та властивості отриманого матеріалу, дефекти типу тріщин та пор, як правило, відсутні [76-78].

Відповідно, для отримання мінімального переплавлення з підкладкою (основою) та максимально можливої висоти шарів при пошаровому наплавленні необхідно забезпечити процес паяння-наплавлення. Температура у точці нагріву має бути достатньою для формування валика та утворення з'єднання з поверхнею основи (підкладки), водночас намагатись уникати надлишкового проплавлення основи.

Тому для подальших досліджень є перспективним реалізувати процес плазово-дугового наплавлення компактного матеріалу з припою SBM-4 на основі ЖНС типу ЧС88У-ВІ у контрольованому інертному газовому середовищі.

1.8 Формування напружень та деформацій, доцільність застосування методів комп'ютерного моделювання для визначення компонент НДС при адитивному дуговому виготовленні просторових виробів

Проблеми утворення залишкових напружень та деформацій при пошаровому наплавленні за дослідженнями [79, 80] є основними через надлишкове тепловкладення, що є особливістю WAAM процесу. Запропоновані [81, 82] практичні підходи для вирішення пов'язаних з утворенням залишкових напружень проблем обмежені, в основному, розробкою стратегій щодо вибору траєкторії наплавлення для зменшення концентрації напружень і вирішують проблему локально. Ситуація погіршується при збільшенні кількості наплавлених шарів, оскільки розсіювання тепла після наплавлення останнього шару зменшується внаслідок локального підігріву від раніше наплавлених шарів. Надлишкове тепло

накопичується у попередніх шарах, що призводить до нерівномірної зміни структур під час повторного нагріву.

Застосування експериментальних методів визначення НДС виготовлених за допомогою WAAM технологій виробів досить ускладнене, а іноді і неможливе, у зв'язку зі складною геометрією об'ємних виробів чи необхідністю руйнування (вирізання) частини готового виробу, що може бути неприйнятним. Для обчислення або дослідження НДС у адитивно згенерованих виробах, для планування стратегії пошарового наплавлення з метою вирішення пов'язаних з утворенням залишкових напружень і деформацій проблем використовують розрахунок методом скінченних елементів (МСЕ). МСЕ дозволяє розв'язати задачу термопружнопластичності з урахуванням характерних для модельованого процесу наплавлення/зварювання граничних умов, зміни теплофізичних і механічних властивостей досліджуваних матеріалів у широкому діапазоні температур. Попередні дослідження [83–84] підтверджують доцільність використання МСЕ у спеціалізованих програмних комплексах типу Simufact Welding, ANSYS, WeldPrediction, Sysweld та інших.

Дослідження напружено-деформованого стану (НДС) під час використання WAAM технологій, в основному, присвячені матеріалам, які широко застосовуються у промисловості [85] та представлені в більшій кількості низьковуглецевими [86–87] і нержавіючими сталями [88–89], ніж кольоровими металами і сплавами на основі міді та нікелю.

На основі проведеного аналізу наявних в літературі відомостей сформульовані мета і завдання досліджень.

Мета роботи – дослідження закономірностей впливу способів дугового наплавлення, складу захисного газового середовища та умов ведення процесу на формування та геометричні характеристики наплавлених шарів, структуру металу, утворення напружень та деформацій, фізико-механічні властивості просторових виробів з низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С), аустенітної нержавіючої сталі типу Cr19Ni9, сплавів на основі алюмінію (AlMg5), міді (CuSi3Mn1) та нікелю (SBM-4).

Для досягнення поставленої мети мають бути вирішені наступні завдання:

1. Провести літературний аналіз сучасного стану адитивного WAAM виробництва виробів з низьковуглецевих та аустенітних нержавіючих сталей, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю. Визначити мету та завдання досліджень.
2. Обрати методики проведення досліджень, визначити застосовувані матеріали, здійснити вибір необхідного обладнання.
3. Дослідити вплив способів та режимів GMAW-CMT/Pulse і PAW-CW дугового наплавлення, складу захисного газового середовища на геометричні характеристики наплавлених шарів з низьковуглецевої сталі типу G3Si1.
4. Дослідити вплив способів та режимів GMAW-CMT/Pulse дугового наплавлення на геометричні характеристики наплавлених шарів зі сплавів на основі алюмінію (AlMg5), міді (CuSi3Mn1) та сталі аустенітного класу (Cr19Ni9).
5. Дослідити можливість використання припою на основі нікелю (SBM-4) у якості присадного матеріалу для адитивного плазово-дугового наплавлення «холодним дротом» (PAW-CW) просторових виробів.
6. Визначити вплив різних способів дугового наплавлення на формування структури наплавленого металу зразків і схильність до утворення дефектів в умовах багаторазового температурного впливу електричної дуги.
7. Методом скінченно-елементного комп'ютерного моделювання визначити вплив технологічних параметрів режимів та умов адитивного дугового наплавлення на формування компонент напружено-деформованого стану просторових виробів. Здійснити верифікацію моделей та отриманих результатів розрахункових досліджень шляхом співставлення з експериментальними даними.
8. Визначити фізико-механічні властивості адитивно наплавленого металу модельних зразків з низьковуглецевої сталі та жароміцного сплаву на основі нікелю.
9. Створити технологічні рекомендації по виготовленню адитивним дуговим наплавленням із застосуванням компактних присадних матеріалів просторових

виробів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю, а також по виготовленню прутків з малопластичних матеріалів.

1.9 Висновки до розділу 1

1. Аналіз сучасного стану розвитку технологій адитивного синтезу свідчить про можливість та доцільність застосування тепла електричної дуги для виготовлення просторових виробів зі сталей та сплавів.

2. Серед Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) технологій отримання виробів з низьковуглецевих та аустенітних нержавіючих сталей, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю доцільно застосовувати GMAW-CMT, GMAW- Pulse та PAW-CW способи дугового наплавлення.

3. Основними проблемами, що виникають при пошаровому формуванні просторових виробів з низьковуглецевих та аустенітних нержавіючих сталей, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю GMAW-CMT, GMAW- Pulse та PAW-CW способами дугового наплавлення є не рівномірність формоутворення наплавлених шарів, утворення дефектів типу тріщин, підрізів, пор та несучільностей наплавленого металу, наявність неметалевих включень, фізичної та хімічної неоднорідностей, формування значних напружень та деформацій.

4. Застосування GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW способів адитивного дугового наплавлення дозволяє отримати просторові вироби з фізико-механічними характеристиками наплавленого металу на рівні близько 80-90% від їх міцності в вихідному стані.

5. Для отримання способами GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW адитивного дугового наплавлення просторових виробів з низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С), аустенітної нержавіючої сталі типу Cr19Ni9, сплавів на основі алюмінію (AlMg5), міді (CuSi3Mn1) та нікелю (SBM-4) необхідно провести комплексні експериментальні та розрахункові дослідження щодо визначення впливу способів та захисних газів на формування та геометричні характеристики наплавлених шарів, структуру металу, утворення напружень та деформацій, фізико-механічні властивості просторових виробів.

6. Для реалізації розглянутих способів отримання просторових виробів із застосуванням компактного присадного матеріалу необхідно створити та модернізувати наявне обладнання, сформулювати технологічні рекомендації по виготовленню адитивним дуговим наплавленням виробів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю, а також по виготовленню прутків з малопластичних матеріалів.

2 ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Загальна методика проведення досліджень адитивного виготовлення просторових виробів зі сталей та сплавів

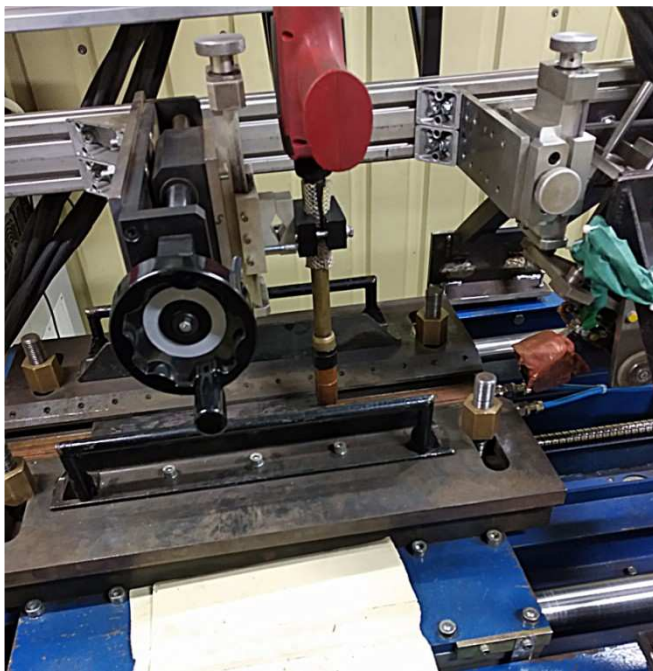
Для вирішення поставлених завдань та досягнення поставленої мети розроблена наступна загальна методика реалізації досліджень:

- підготовка пластин-основ для адитивного наплавлення компактного матеріалу з низьковуглецевих та аустенітних нержавіючих сталей, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю;
- вибір, підготовка та виготовлення необхідних зварювальних матеріалів;
- експериментально-розрахунковий вибір режимів пошарового наплавлення для кожного типу застосованого матеріалу за критеріями формоутворення та глибини проплавлення, встановлення сталих параметрів режиму та загальної кількості наплавлених шарів з метою подальшого порівняння отриманих результатів;
- виготовлення дослідних зразків типу «стінка» GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методами наплавлення для обраних дослідних матеріалів;
- дослідження впливу способу/методу наплавлення, складу захисного газового середовища на геометричні характеристики, нерівномірність поверхні і наявність неприпустимих дефектів металу отриманих зразків;
- проведення металографічних досліджень наплавленого металу отриманих зразків з низьковуглецевої сталі та кремнієвої бронзи, визначення структури, хімічного складу, мікротвердості;
- проведення механічних випробувань наплавлених зразків з низьковуглецевої сталі;
- створення скінченно-елементної моделі для аналізу термодеоформаційних процесів та її верифікація шляхом аналізу збіжності розрахункових та експериментальних даних по визначенню розподілу температур;

— проведення скінченно-елементного моделювання термодеоформаційних процесів при адитивному наплавленні кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) та нікелевого сплаву SBM-4.

2.2 Обладнання для виконання адитивного наплавлення дослідних зразків

Дослідження з адитивного наплавлення зразків з низьковуглецевої сталі типу G3Si1, аустенітної нержавіючої сталі типу Cr19Ni9 та кремнієвої бронзи типу CuSi3Mn1 GMAW-CMT/Pulse і PAW-CW способами наплавлення виконані на експериментальному стенді для зварювання прямолінійних швів (вісь X) з консоллю для двокоординатного (по осі Y, Z) позиціювання зварювального оснащення (рисунок 2.1).



а)



б)

Рисунок 2.1 - Зовнішній вигляд стенду з пальником для GMAW-CMT/Pulse методів наплавлення (а) та плазмового PAW-CW наплавлення (б)

Також для виготовлення адитивно наплавлених просторових зразків складної геометричної форми, був застосований роботизований стенд (рисунок 2.2). Стенд

складається з роботизованої руки-маніпулятора з шістьма рухомими осями Peitian AIR10, що працює у парі з контролером Anhui A&E ARCCD10.

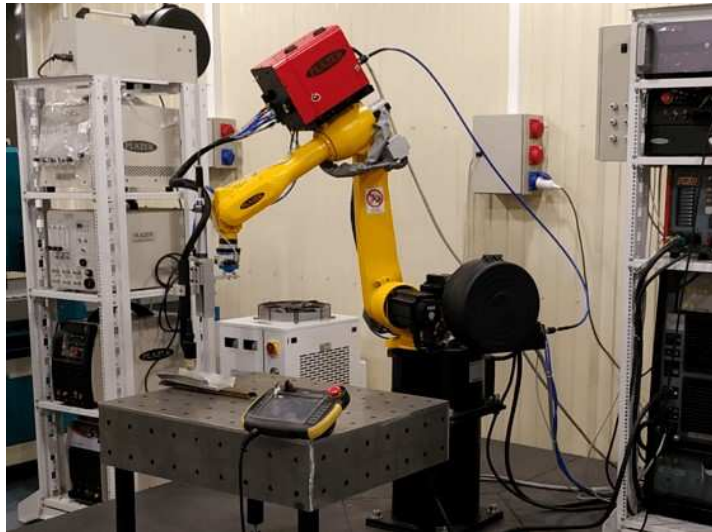


Рисунок 2.2 - Роботизований стенд [54]

Для наплавлення дослідних зразків у поєднанні з рухомим стендом було використане наступне обладнання:

1. Зварювальне джерело Fronius TransPulse Synergic 2700 (рисунок 2.3) для дугового зварювання/наплавлення плавким електродом у захисних газах. Основні технічні характеристики зварювального джерела живлення для GMAW-CMT/Pulse методів зварювання/наплавлення наведені в таблиці 2.1.



Рисунок 2.3 - Зварювальне джерело живлення Fronius TransPulse Synergic 2700 для дугового зварювання/наплавлення плавким електродом у захисних газах

Таблиця 2.1 - Технічні характеристики джерела живлення для дугового зварювання/наплавлення плавким електродом Fronius TransPulse Synergic 2700

Найменування параметра	Значення
Напруга мережі живлення, В	3 фази, 50Гц 400 (±15%)
Потужність, що споживається з мережі, кВА, не більше	4,2-8,7
Сила струму, що споживається з мережі, А, не більше	6,6
Діапазони регулювання зварювального струму, А	10-270
Номінальна сила струму при ПВ 40%, А	170
Номінальна сила струму при ПВ 100%, А	270
Напруга холостого ходу, В	50
Робоча напруга джерела живлення, В	14,2-27,5
Швидкість подачі дроту, м/хв	0,5-22
Діаметр присадного дроту, мм	0,8-1,6
Масимальний тиск захисного газу, атм	7

Особливістю даного джерела живлення електричним струмом є можливість використання технології CMT (Cold Metal Transfer) та імпульсного режиму подачі зварювального струму.

2. Зварювальний пальник PullMig CMT W/F/JM 400i (рисунок 2.4), що застосовується спільно з джерелом Fronius TransPulse Synergic 2700 за схемою подачі дроту «тягни-штовхай» для забезпечення безперебійного проходження зварювального дроту вздовж шланг-пакету під час наплавлення в режимі CMT.



Рисунок 2.4 - Зварювальний пальник Fronius PullMig CMT W/F/JM 400i

Наявність вбудованого двигуна з парою протягуючих роликів безпосередньо у самому пальнику зумовлена процесом СМТ з короткими замиканнями, адже зварювальний дріт рухається не з постійною швидкістю подачі, а зворотно-поступово. Ролики подавання дроту пальника працюють швидше, ніж ролики механізму подавання дроту, які вбудовані безпосередньо у зварювальне джерело живлення. Таким чином забезпечується постійний натяг дроту в каналі подавання та виключається його заклинювання.

3. Джерело живлення Tetrix 421 AC/DC (рисунок 2.5) забезпечує можливість GTAW зварювання неплавким вольфрамовим електродом на постійному струмі прямої та оберненої полярності та зварювання з використанням тепла плазмової дуги (PAW-CW спосіб). Основні технічні характеристики зварювального джерела наведені в таблиці 2.2.



Рисунок 2.5 - Зварювальне джерело живлення Tetrix 421 AC/DC для аргонодугового зварювання/наплавлення, що було модифіковане для використання в процесі плазмового наплавлення

Таблиця 2.2 - Основні технічні характеристики джерела живлення для аргонодугового зварювання/наплавлення неплавким електродом.

Найменування параметра	Значення
Напруга мережі живлення, В	3 фази, 50Гц 400 (±15%)
Потужність, що споживається з мережі, кВА, не більше	24
Сила струму, що споживається з мережі, А, не більше	35
Діапазони регулювання зварювального струму, А	5-400
Номінальна сила струму при ПВ 60%, А	400
Номінальна сила струму при ПВ 100%, А	360
Напруга холостого ходу, В	70
Робоча напруга джерела живлення, В	0-53
Час наростання струму від початкового до робочого значення, с	0-7
Час спадання струму від робочого до струму заварювання кратера, с	0-7
Час дії струми заварювання кратера, с	0-8
Діапазони регулювання початкового струму, % від робочого струму	0-100
Діапазони регулювання струма заварювання кратера, % від робочого струму	0-100
Час продування газом перед зварюванням, с	0-3
Час продування газом після зварюванням, с	0-99
Діапазон регулювання частоти модульованого струму, Гц	0,25-2000
Частота різнополярного струму, Гц	40-250
Тривалість горіння дуги при прямій полярності, %	15-85

4. Для підпалу чергової дуги використаний плазмовий модуль Fronius Plasma Module (рисунок 2.6). Він забезпечує підпал чергової дуги постійного струму на прямій полярності з величиною струму $I = 20$ А, витрати плазмоутворюючого газу підтримується на рівні 0,6 л/хв. Основні характеристики плазмового модуля FPM наведені в таблиці 2.3.



Рисунок 2.6 - Плазмовий модуль Fronius Plasma Module (FPM)

Таблиця 2.3 - Основні технічні характеристики плазмового модуля.

Назва параметру	Значення
Напруга живлення, В	230 1 фаза
Потужність, що споживається з мережі, кВа	2,0
Сила струму, що споживається з мережі, А	16
Діапазон регулювання струму чергової дуги, А	5 – 50
Діапазон регулювання витрат плазмоутворюючого газу, л/хв	0,1 – 10,0
Клас захисту	IP23
Маса, кг	21,0
Габаритні розміри, мм	345x450x375

5. Для наплавлення PAW-CW способом використаний механізм подавання «холодного» (не струмоведучого) присадного дроту WPC-600 (рисунок 2.7).



Рисунок 2.7 - Механізм подавання зварювального/наплавлювального дроту для адитивного PAW-CW наплавлення

2.3 Обладнання для виготовлення адитивно наплавлених зразків складної геометричної форми з кремнієвої бронзи типу CuSi3Mn1 GMAW способом.

Дослідний зразок виготовляли методом GMAW наплавлення з використанням трикоординатного CNC-стенду (рисунок 2.8), який був спроектований та побудований за участі автора на кафедрі зварювального виробництва Навчально-наукового інституту матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона КПІ імені Ігоря Сікорського.



Рисунок 2.8 - Загальний вигляд дослідного комплексу для адитивного дугового наплавлення просторових виробів складної геометричної форми

Сумісно зі CNC стандом, який забезпечує програмне переміщення пальника за заданою траєкторією, для пошарового наплавлення застосовували зварювальне джерело Fronius VarioSynergic 4700 з блоком подачі зварювального дроту Fronius VR 3300, що працюють у парі (рисунок 2.9). Характеристики зварювального джерела живлення електричним струмом наведені в таблиці 2.3.



Рисунок 2.9 - Зварювальне джерело Fronius VarioSynergic 4700 з блоком подачі дроту Fronius VR 3300

Таблиця 2.3 - Характеристики зварювального джерела живлення електричним струмом Fronius VarioSynergic 4700

Найменування параметра	Значення
Напруга мережі живлення, В	3 фази, 50Гц 400 ($\pm 15\%$)
Потужність, що споживається з мережі, кВА, не більше	7,6
Сила струму, що споживається з мережі, А, не більше	35
Діапазони регулювання зварювального струму, А	30-400
Номінальна сила струму при ПВ 40%, А	400
Номінальна сила струму при ПВ 100%, А	280
Напруга холостого ходу, В	51
Робоча напруга джерела живлення, В	15,5-34
Швидкість подачі дроту, м/хв	0,1-18
Діаметр присадного дроту, мм	0,8-1,6
Масимальний тиск захисного газу, атм	7

2.4 Обладнання для адитивного наплавлення зразків типу стінка в контрольованому газовому середовищі PAW-CW способом

Враховуючи особливості наплавлення сплавів на основі нікелю [77], для досліджень з експериментального адитивного наплавлення зразків припоєм SBM-4 у вигляді прутків була застосована установка ВВУ-КПІ (рисунок 2.10) у камері якої розміщувалося обладнання для пошарового наплавлення.



Рисунок 2.10 - Вакуумна камера установки «ВВУ-КПІ»

У середині вакуумної камери був змонтований трикоординатний CNC-стенд (рисунок 2.7) для забезпечення переміщення робочого органу – плазмового пальника.

В якості зварювального джерела електричного струму використане джерело живлення Tetrix 421 AC/DC (рисунок 2.5). В якості джерела нагріву застосовували плазмотрон прямої дії оригінальної конструкції, який розроблений ТОВ НВЦ «ПЛАЗЕР» (рисунок 2.11).

Для подавання присадного прутка у зону наплавлення використовувався модернізований механізм подачі компактного дроту 5KGSSJ-C потужністю 30 Вт. Модернізація полягала у виготовленні роликів з насічками та встановленні спеціального спрямовуючого каналу для надійного подавання присадного прутка квадратного перетину до зони дії джерела тепла при наплавленні.



Рисунок 2.11 - Плазмотрон прямої дії, виробник ТОВ НВЦ «ПЛАЗЕР»

2.5 Матеріали, що використовувались у дослідженнях

Дослідження з адитивного наплавлення компактного присадного матеріалу методами GMAW-CMT/Pulse проводили на пластинах зі сталі E235-C (Ст3сп) товщиною $\delta = 10$ мм. Пошарове наплавлення виконували електродним дротом суцільного перерізу марки G3Si1 (Св-09Г2С). Для визначення впливу складу газового захисного середовища на геометричні характеристики наплавлених шарів та формування структури наплавленого металу при адитивному наплавленні

низьковуглецевих сталей застосовані газові суміші M21 та M11 як найбільш розповсюджені та рекомендовані для зварювання такого матеріалу (таблиця 2.5).

Також були виготовлені зразки плазмово-дуговим наплавленням дроту суцільного перерізу. Застосовували метод PAW-CW (Cold Wire), наплавлення для виготовлення зразків з низьковуглецевої сталі. Зразки наплавляли на підкладки у вигляді пластин зі сталі E 235-C (Ст3сп) товщиною $\delta = 10$ мм. У якості присадного матеріалу використовували дріт типу G3Si1 (Св-09Г2С).

Враховуючи особливості плазмового пальника, а саме можливість окремого подавання плазмоутворюючого та захисного газів, при дослідженнях в якості плазмоутворюючого газу застосовували аргон (Ar 100%), а в якості захисного газу – суміш M11.

Дослідження з наплавлення сталей аустенітного класу, сплавів на основі алюмінію та міді виконували з виготовленням двох зразків типу «стінка» для кожної марки сплаву GMAW-CMT/Pulse процесами.

При наплавленні алюмінієвого сплаву використаний присадний дріт ER 5356 (AlMg5), у якості основи брали пластини зі сплаву ER 1560 товщиною $\delta = 10$ мм. Захисний газ – чистий аргон (Ar 100%).

Для формування зразків з нержавіючої аустенітної сталі застосовували присадний дріт марки E308L (Cr19Ni9), наплавлення відбувалось на пластину марки E304 (08X18H10) товщиною $\delta = 6$ мм. Захисний газ суміш M11.

При наплавленні сплавів на основі міді застосовували присадний дріт марки ER CuSi-A (CuSi3Mn1), наплавлення відбувалось на пластини з нержавіючої сталі E304 товщиною $\delta = 6$ мм. У якості захисного газу застосовували чистий аргон (Ar 100%). Хімічний склад використаних зварювальних матеріалів наведений в таблиці 2.4.

Для захисту зони наплавлення в усіх дослідах з PAW-CW та GMAW-CMT/Pulse способами наплавлення, використовували захисні газові суміші M21, M11 та чистий аргон (Ar 100%) за ISO 14175-2014. Хімічний склад захисних газових сумішей наведений у таблиці 2.5.

Таблиця 2.4 - Хімічний склад присадних компактних матеріалів для наплавлення

Матеріал	Хімічний склад, частка %											
	C	Si	N	S	P	Cr	Ni	Cu	Mn	Fe	Ti	
ER70S-6 (G3Si1)	0.85	0.95	0.01	0.025	0.03	0.2	0.25	-	-	решта	-	
E308L (Cr19Ni9)	0.08	0.8	-	0.02	0.035	18.5	9.0	0.3	2.0	решта	0.5	
Матеріал	Хімічний склад, частка %											
	C	Si	S	P	Ni	Zn	Cu	Al	Mn	Mg	Fe	Ti
ER 5356 (AlMg5)	-	0.5	-	-	-	-	0.1	92	0.8	5.0	0.5	0.1
ER CuSi-A (CuSi3Mn1)	-	3.0	-	-	0.2	0.5	96.3	-	1.5	-	0.3	-

Таблиця 2.5 - Хімічний склад захисних зварювальних газів та сумішей за ДСТУ EN ISO 14175:2014 [90]

Група газової суміші	Номінальні значення долі хімічного складу, %		Чистота газу (сорт)
	Аргон (Ar)	Вуглекислий газ (CO ₂)	
M11	98	2	99,9%
M21	82	18	99,9%
I1	100	—	Вищий сорт (99,993%)

Матеріали для наплавлення сплавів на основі нікелю та технологічні рекомендації по виготовленню прутнів з малопластичних металів та сплавів.

В якості присадного матеріалу обраний сучасний припій, що створений на основі перспективного сплаву CM93-BI призначеного для виробництва складнопрофільних деталей гарячого тракту судових газових турбін нового покоління, а саме SBM-4 [77]. Даний сплав характеризується високою жаростійкістю. Хімічний склад сплаву SBM-4 наведений у таблиці 2.6.

Дослідження з можливості пошарового плазмового наплавлення жароміцного нікелевого сплаву SBM-4 виконувались на пластині з жароміцного сплаву ЧС88УВІ, розмірами 150x50x10 мм.

Таблиця 2.6 - Хімічний склад жароміцного нікелевого сплаву SBM-4 [77]

Матеріал	Хімічний склад, частка %													
	C	Co	Al	Ta	Re	Cr	W	Mo	Ti	Hf	Zr	Nb	Ni	B
SBM-4	0,10	7,5	5,0	6,0	4,5	14,5	3,0	2,0	6,2	0,3	0,7	0,5	решта	1,2

Через технологічні обмеження при виготовленні відливків зі сплаву SBM-4, а саме його не задовільну пластичність та необхідність застосування інертної атмосфери для запобігання насичення рідкого розплаву киснем та азотом, на даний час неможливо виготовити компактний присадний дріт суцільного перетину з необхідним діаметром достатньої довжини [77]. Тому було прийняте рішення про виготовлення штучних прутків з SBM-4 фіксованої довжини квадратного профілю на потужностях ДП «Науково-виробничий комплекс газотурбобудування «Зоря»-«Машпроект».

Виплавка заготовки з SBM-4 проводилась у високовакуумному комплексі ВВУ-1Д із застосуванням індукційного модуля VIM-125 та вакуумної печі «Schmett» для подальшої термообробки (аустенізації). З виплавленої заготовки припою діаметром $\varnothing = 100$ мм та довжиною 250 мм, використовуючи електроерозійну машину (технологія Wire EDM) CHMER CM434C, були виготовлені полоси-заготовки товщиною $\delta = 2$ мм. Потім на машині для гідроабразивного різання MAXIEM 1530, заготовки були нарізані на прутки квадратного перетину розмірами $2 \times 2 \times 250$ мм (рисунок 2.12)



Рисунок 2.12 - Присадні прутки з припоєм SBM-4

2.6 Методика адитивного пошарового наплавлення зразків GMAW-CMT/Pulse методами

Усі зразки (GMAW, PAW способи наплавлення) виготовляли довжиною 110 мм, кількість наплавлених шарів на зразок дорівнювала $n = 50$. Для адекватного зіставлення фактичних результатів та визначення основних залежностей геометричних форм зразків, процес наплавлення кожного зразка відбувався при фіксованих параметрах швидкості наплавлення кожного шару $V_{зв} = 600$ мм/хв та швидкості подачі електродного дроту $V_{пд} = 3.5$ м/хв. Витрата захисного газу в обох випадках 15 л/хв. Виліт електродного дроту для GMAW-CMT/Pulse способів виставлений на рівні 12 мм. Режими пошарового наплавлення підбирались з урахуванням незмінних (сталіх) параметрів режиму та досягнення максимальної висоти окремих валиків з мінімальним проплавленням попереднього шару. Методика усереднення значень параметрів режиму для GMAW-CMT/Pulse методів та визначення ККД описані в літературі [91-92].

Враховуючи поступове зниження тепловідводу в основу та акумуляцію тепла у попередніх шарах при почерговому нарощуванні шарів, обрана стратегія охолодження до 120° С після кожного шару [93]. Це дозволяє виключити вплив надлишкового тепла на процес кристалізації та формоутворення кожного наступного шару, убезпечити вже наплавлені шари металу від надлишкового перегріву, що підтверджується результатами попередніх робіт [71, 93].

2.7 Методика пошарового наплавлення зразків з припою SBM-4 PAW-CW методом

Наплавлення здійснювали на пластини з жароміцних сплавів ЧС88УВІ, СМ93-ВІ розмірами 150x50x10 мм.

Перед наплавленням проводили промивку вакуумної камери аргоном зі створенням проміжного вакууму форвакуумним насосом з метою видалення адсорбованих газів та вологи з поверхонь стінок вакуумної камери та конструктивних елементів обладнання. Наплавлення здійснювали при

підвищеному до $1,1...1,2 \times 10^5$ Па тиску інертної атмосфери (Ar 100%) у робочій камері задля унеможливлення натікання інших газів з навколишнього середовища.

В якості присадного матеріалу застосовували прутки припою SBM-4 квадратного перетину розмірами $2,0 \times 2,0 \times 250$ мм. Пруток подавався модернізованим механізмом подачі присадного дроту з можливістю регулювання швидкості.

При дослідженнях кут нахилу прутка відносно площини наплавлення складав $\alpha = 75^\circ$. Торцева частина прутка знаходилась в контакті з підложкою або попередньо наплавленим шаром виробу. Відстань від зрізу спрямовуючого мундштука механізму подавання до торця електроду-прутка змінювали від 25 до 50 мм. Присадний пруток не був включений до електричного ланцюга живлення плазмотрону.

Геометрично пруток розташовували таким чином, щоб він подавався до лобової частини ванни наплавлення, його торцева частина знаходилась у контакті з підложкою або ділянкою попередньо наплавленого шару, на якій діє активна пляма плазмової дуги. Це дозволяє зменшити тепловий вплив плазмової дуги на основний або попередньо наплавлений метал та інтенсифікувати плавлення саме присадного прутка. Такий режим наплавлення робить процес дещо схожим на процес електродугового паяння.

2.8 Визначення геометричних характеристик наплавлених зразків

Аналіз зміни геометричних характеристик наплавлених зразків залежно від застосованого методу наплавлення (GMAW-CMT або GMAW-Pulse) з іншими групами матеріалів та у поєднанні з різними захисними середовищами дозволяє оцінити рівномірність формування поверхні. Ці дані є досить важливими, адже вони пов'язані з кількістю матеріалу, який витрачається при чистовій обробці згенерованої заготовки виробу, оскільки при адитивному виготовленні створюється форма практично готової деталі чи виробу з припуском на чистову обробку. За методику оцінювання геометричних характеристик обраний запропонований у дослідженні [57] підхід з використанням параметрів ефективної висоти та

ефективної ширини наплавленого шару (рисунок 2.13). Для оцінки якості утвореної поверхні застосовували запропонований показник нерівномірності поверхні стінки з обох боків від центральної осі. Чим менший показник x нерівномірності, тим вища ефективність використання матеріалу. Адже при чистовій обробці у відході йде припуск на обробку та матеріал, що являє собою лускату поверхню наплавленого виробу.

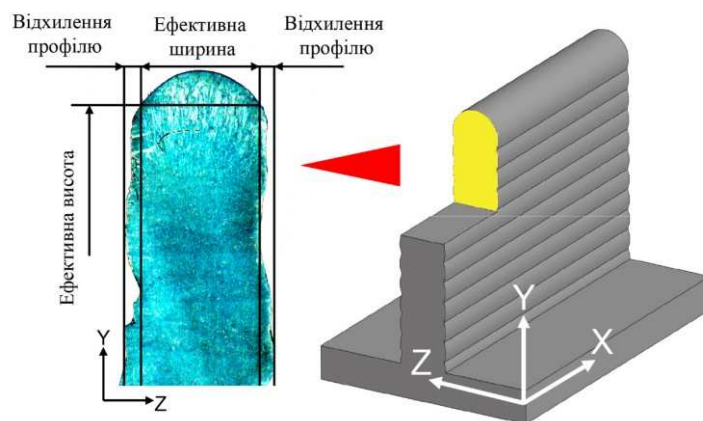


Рисунок 2.13 - Визначення параметрів ефективної висоти, ефективної товщини та максимального відхилення профілю

Геометричні розміри наплавлених шарів визначаються інструментальним методом як середнє арифметичне з 10 вимірювань при довжині бази в 50 мм. Порівнювали геометричні розміри наплавлених шарів (висота та ширина окремих валиків) та загальну висоту наплавленої стінки. Аналізуючи бокову поверхню наплавлених зразків, також визначали відхилення ширини окремих наплавлених валиків від середньої товщини стінки сформованого виробу.

2.9 Визначення термічних циклів при адитивному GMAW наплавленні для верифікації скінченно-елементного моделювання по визначенню розподілу температур та компонент НДС

Дослідження та визначення термічних циклів при пошаровому наплавленні проводилось шляхом фіксації та запису температур впродовж усього часу виготовлення дослідного зразка відповідно до схеми на рисунку 2.14.

Для фіксації температур використані 3 термопари К-типу з діапазоном вимірювання 0...1000 °С, діаметр точки спаю $d = 1,2$ мм. Показання різниці потенціалів хромель-алюмелевого спаю поступають на цифровий підсилювач MAX6675, звідки у цифровому виді дані передаються на мікро-контроллер Arduino UNO R3. За допомогою спеціалізованого програмного забезпечення цифрові показання конвертуються у показання температури в градусах Цельсія «°С» та виводяться з мікро-контроллера на екран персонального комп'ютера, де зберігаються у базі даних. Крок температурного розширення цифрового підсилювача – 0,25 °С. Частота виводу значень температур з 3-х термопар складала 5 Гц.

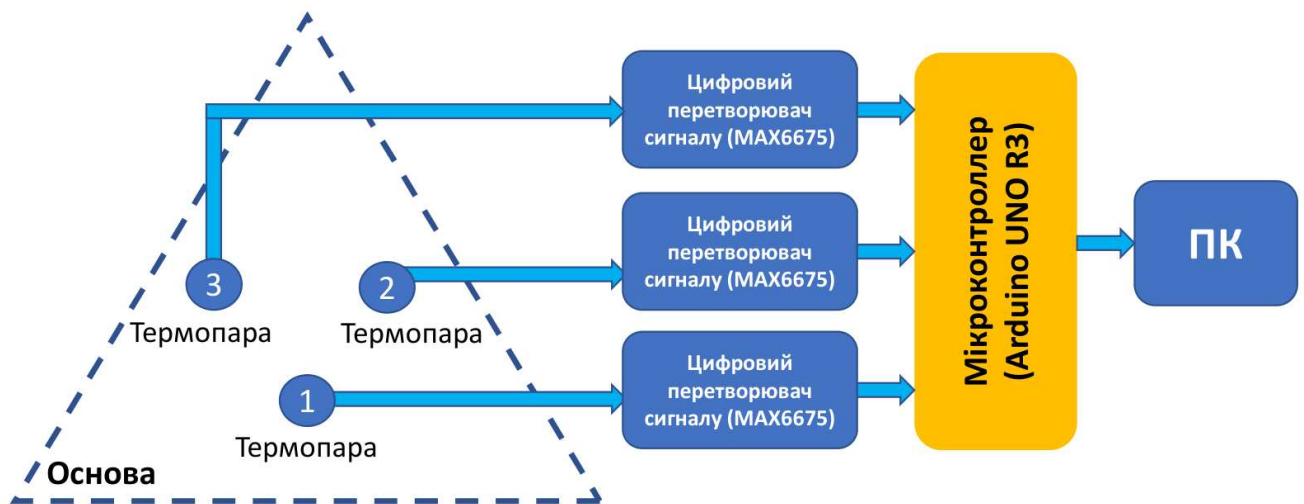


Рисунок 2.14. - Принципова схема зняття показань температури в процесі наплавлення

Плати мікро-контроллера та цифрових перетворювачів на час дослідів були екрановані металевим контейнером для уникнення впливу електромагнітних перешкод від зварювальної дуги та ліній керування кроковими двигунами CNC станку (рисунок 2.16).

Враховуючи, що зняття показань температури зі сторони наплавлення шарів ускладнене через небезпеку пробією зварювальної дуги на вивід термопари поблизу траєкторії наплавлення, обриву чи коротке замикання виводів внаслідок потрапляння бризок, було прийняте рішення розміщення точок зняття температурних показань зі зворотного боку основи. Точки зняття температурних

показань розташовані по траєкторії руху зварювального пальника у трьох місцях. Схеми розміщення термопар наведені на рисунку 2.15.

Дослідний зразок виготовляли методом GMAW наплавлення. Для наплавлення на основу – пластину завтовшки $\delta = 6$ мм у вигляді рівнобічного трикутника з довжиною кожного боку 110 мм з аустенітної нержавіючої сталі E304, використаний дріт CuSi3Mn1 діаметром $d_e = 1,2$ мм.

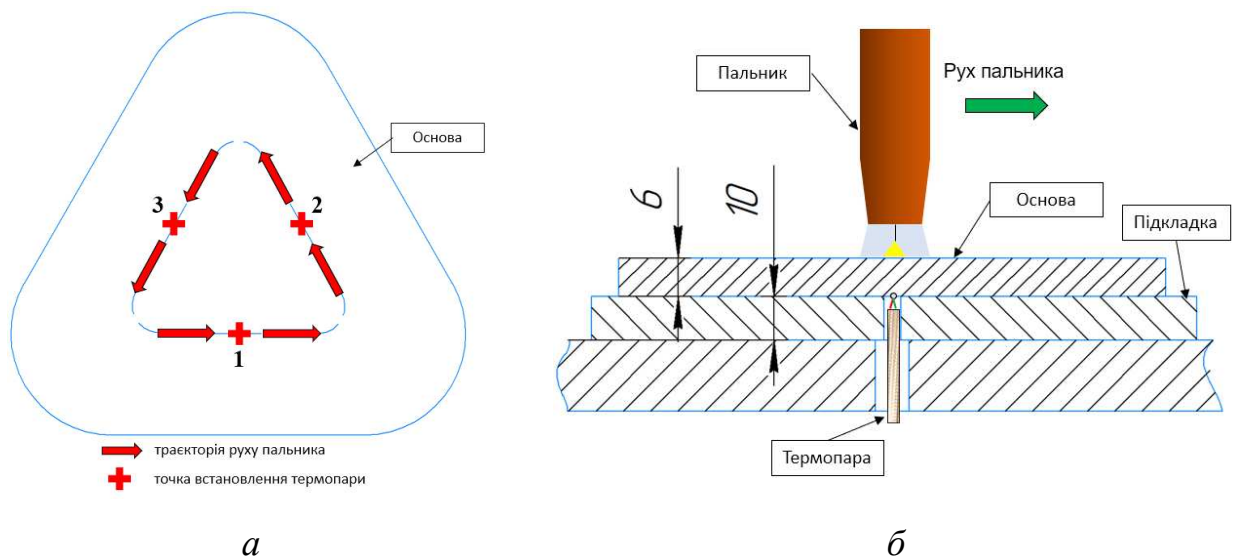


Рисунок 2.15 - Схема наплавлення: *а* – розташування термопар і траєкторії руху пальника; *б* – поперечний переріз місця встановлення термопари

Основа жорстко закріплена короткими швами завдовжки 20 мм на прямокутній підкладці розмірами $114 \times 114 \times 10$ мм, яка виготовлена з низьковуглецевої сталі марки Ст3сп. Загальний вигляд зібраного зразка наведений на рисунку 2.16. Загальне фото стенду для експериментального наплавлення наведене на рис. 2.17.



Рисунок 2.16 - Фото зібраного зразка перед експериментом зі зняття термічного циклу пошарового адитивного наплавлення

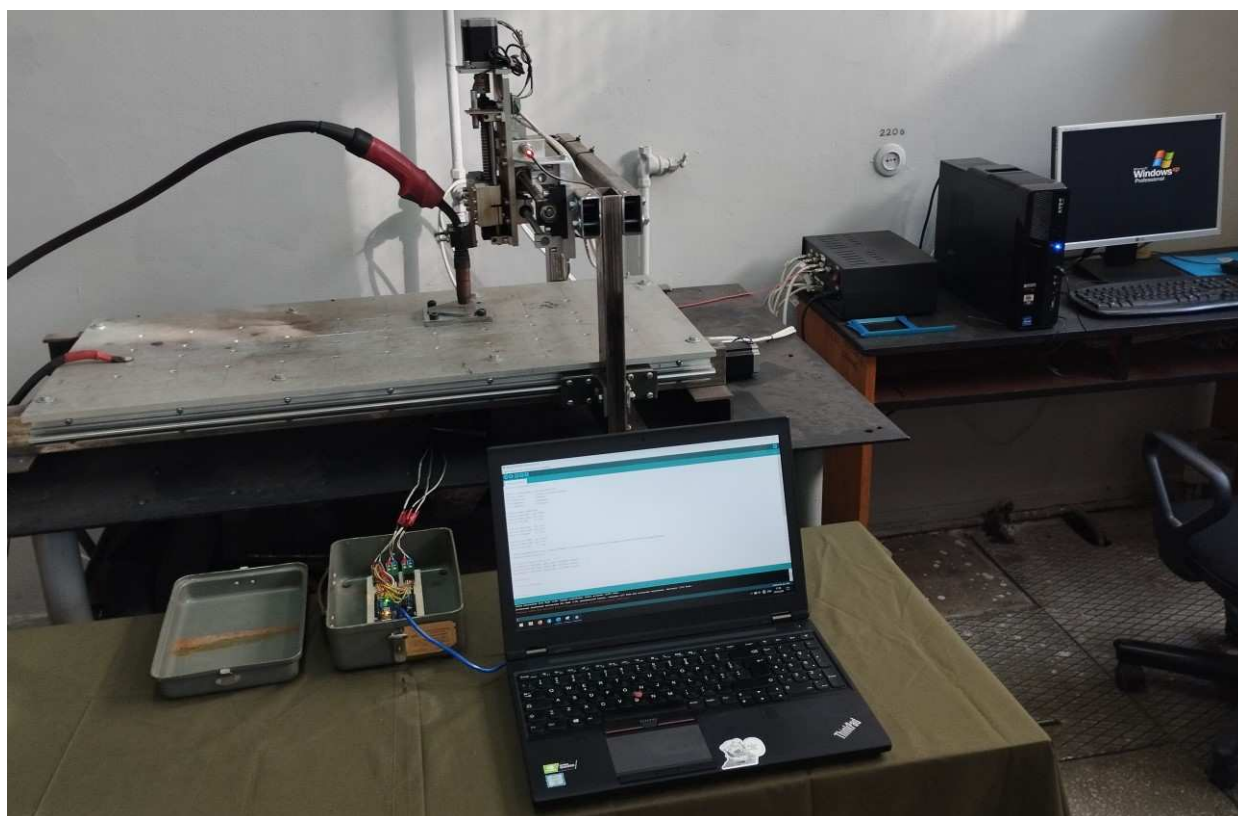


Рисунок 2.17 - Загальний вигляд лабораторного стану

Верифікація скінченно-елементної моделі виконана шляхом порівняння термічних циклів, що були отримані за результатами експериментальних та розрахункових досліджень. Збіжність отриманих даних складала від 10 до 15 %.

2.10 Дослідження структури і визначення фізико-механічних властивостей наплавленого металу

Після наплавлення зі сформованих стінок механічним шляхом, на стрічковій пилці із застосуванням змащувально-охолоджуючої рідини для уникнення перегріву та спотворення структури металу, вирізали зразки для досліджень мікро- та макроструктури.

Зразки для досліджень були підготовані на високошвидкісних полірувальних кругах з використанням алмазних паст різної дисперсності. Полірування зразків проводили до 14 класу чистоти поверхні по ДСТУ EN ISO 1302:2018 [94].

Виявлення структури металу зразків з низьковуглецевої сталі (G3Si1) проводилось шляхом хімічного травлення в 4% спиртовому розчині азотної кислоти (HNO_3).

Для виявлення структури металу зразків з кремнієвої бронзи (CuSi3Mn1) виконувалось хімічне травлення в гарячому розчині азотної (HNO_3 –10%), ортофосфорної (H_3PO_4 –30%) та оцтової ($\text{C}_2\text{H}_4\text{O}_2$ –60%) кислот.

Дослідження структури наплавлених зразків виконувалось методом світлової мікроскопії на металографічному мікроскопі «Neophot-21» та «Neophot-32» (рисунок 2.18, а) з різним збільшенням. Металографічні дослідження та аналіз неметалевих включень в металі здійснюються за стандартизованими методиками з використанням порівняльних шкал згідно ДСТУ ISO 4967:2017 (Металографічні методи визначення неметалевих включень) [95]. Визначення розмірів зерен (D_z) проводиться шляхом порівняння зі шкалами відповідно до вимог ДСТУ 8972:2019 (Метод виявлення і визначення величини зерна) [96].

Твердість фазових складових вимірюються методом Віккерса (HV) за допомогою твердоміру М-400 «LECO» (рисунок 2.18, б), при навантаженні 1Н (100 г), час прикладення навантаження 10 с та ПМТ-3.



а)



б)

Рисунок 2.18 - Оптичний мікроскоп Neophot-32 (а) і мікротвердомір М-400 «LECO» (б)

Цифрові зображення структур зварних з'єднань одержані за допомогою фотокамери «Olympus C-500». Фактична температура у процесі досліджень визначалась за допомогою пірометра Benetech GM550 та хромель-алюмелевих термопар типу К (0...1000 °С).

З метою визначення хімічного складу наплавленого металу зразків з низьковуглецевих сталей та кремнієвої бронзи використаний стаціонарний прецизійний експрес-аналізатор ІНАМ – "EXPERT 3L" (рисунок 2.19) та растровий електронний мікроскоп-мікроаналізатор РЕММА 102-02.

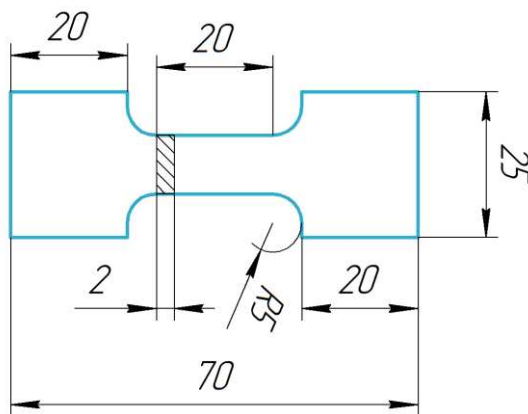
Для мікродифракційної електронної просвічуючої мікроскопії наплавленого металу з нікелового сплаву (припою) SBM-4 застосовували прилад JEM-200 CX, фірми JEOL, Японія. Зразки для досліджень виготовляли іонним травленням на обладнанні ІЕЗ імені Є.О. Патона НАН України.

Для виявлення критичних поверхневих дефектів у наплавленому металі зразків використана капілярна дефектоскопія відповідно до ДСТУ EN ISO 3452-1:2014 [97].

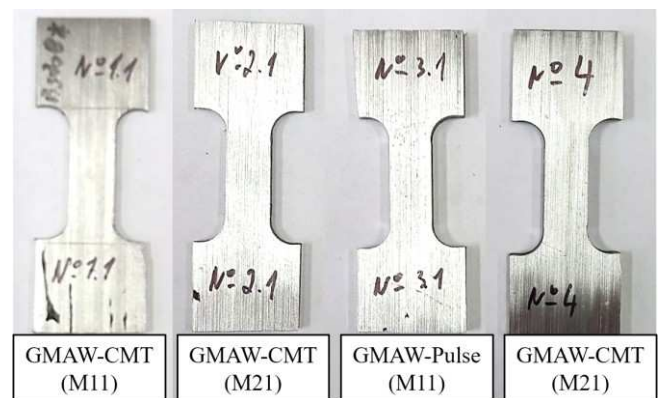


Рисунок 2.19 - Експрес-аналізатор EXPERT 3L

З отриманих наплавлених зразків із низьковуглецевої сталі G3Si1 згідно вимог стандарту ДСТУ ISO 6892-1:2019 [98] за допомогою фрезерного верстата були виготовлені плоскі зразки для випробувань на одновісний розтяг. Необхідна чистота поверхні робочої зони була досягнута пласким шліфуванням з додаванням змащувально-охолоджуючої рідин. Шорсткість поверхні після обробки відповідала стандарту [94] та дорівнювала $Ra=1,25$ мкм. Робочий ескіз дослідного зразка показаний на рисунку 2.20, а. Підготовлені до випробувань зразки наведені на рисунку 2.20, б.



а)



б)

Рисунок 2.20 - Ескіз зразка (а) та виготовлені зразки для випробувань на розтяг (б)

Механічні випробування на одновісний розтяг проводили на сервогідравлічному випробувальному комплексі MTS 318.25 з максимальним

зусиллям 250 кН (рис. 2.21). Дана випробувальна машина проводить випробування з жорстким навантаженням зразка. Контроль вихідних параметрів випробувань та запис експериментальних даних при розтягу здійснювався за допомогою стандартного програмного забезпечення TestWorks 4 системи MTS 318.25.



Рисунок 2.21 - Універсальний сервогидравлічний випробувальний комплекс MTS 318.25

Випробування на розтяг проводили у «жорсткому» режимі з постійною швидкістю навантаження. Швидкість навантаження встановлювалась відповідно стандарту [98] та складала 5 мм/хв. Контроль швидкості навантаження проводився за ступенем переміщення активного захвату випробувальної машини. Температура навколишнього середовища при випробуваннях складала 20 °С.

За отриманими даними часу t та сили навантаження P і відомою площею поперечного перерізу робочої частини S підготовлених зразків були розраховані відповідні напруження та деформація з побудовою діаграм деформування зразків. Згідно рекомендацій стандарту [98] були визначені межі текучості σ_T та границі міцності σ_B за усередненими значеннями.

2.11 Висновки до розділу 2

1. Для дослідження процесу адитивного дугового наплавлення просторових виробів з використанням сталей різних структурних класів та сплавів розроблена загальна методика досліджень, що включає у себе методики виконання практичних експериментів з наплавлення та вивчення їх результатів.

2. Для реалізації обраних методик досліджень були обрані та виготовлені необхідні зварювальні матеріали, підібране, модернізоване та створене необхідне обладнання, визначені необхідні параметри режимів пошарового наплавлення дослідних зразків.

3. Запропоновані методики визначення відхилення геометричної форми адитивно сформованих дуговим наплавленням шарів металу та отримання термічних циклів при пошаровому наплавленні для подальшої верифікації результатів скінченно-елементного моделювання розподілу температур та компонент напружено-деформованого стану.

3 ОСОБЛИВОСТІ ФОРМОУТВОРЕННЯ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ АДИТИВНИМ ДУГОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

3.1 Параметри режимів пошарового наплавлення зразків при застосуванні GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методів

Режими пошарового наплавлення зразків наведені в таблиці 3.1. Погонна енергія та параметри режиму (струм, напруга) взяті за середнім арифметичним значенням внаслідок складності відслідковування параметрів струму в момент імпульсної подачі (GMAW-Pulse метод) та особливостей GMAW-CMT процесу з короткими замиканнями. Методика усереднення параметрів режимів наведена в [91].

Таблиця 3.1 - Параметри режимів пошарового наплавлення

Спосіб	Матеріал	Захисний газ	Тепловкладення q , Дж/мм*	Струм $I_{зв}$, А	Напруга U_d , В	Діаметр сопла мм	Швидкість подачі дроту	Швидкість зварювання	Витрати захисного газу	Витрати плазموутв. газу
GMAW CMT	G3Si1	M21	125,7	131	12	16	3.5	600	15	-
	G3Si1	M11	117	133	11					
	Cr19Ni9	M11	92,1	96	12					
	AlMg5	Ar 100%	77,5	57	17					
	CuSi3	Ar 100%	57,6	72	10					
GMAW Pulse	G3Si1	M21	192	120	20					
	G3Si1	M11	209	131	20					
	Cr19Ni9	M11	151	105	18					
	AlMg5	Ar 100%	58,2	56	13					
	CuSi3	Ar 100%	153	101	19					
PAW	G3Si1	M21	318	201	23	4	3.5	600	15	0.6

* – ККД для PAW-CW процесу обраний як $\eta_0 = 0,69$, GMAW – $\eta_0 = 0,8$ [92]

3.2 Формоутворення зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1 при GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW адитивному наплавленні

Результати аналізу зміни геометричних характеристик наплавлених зразків у залежності від параметрів режимів наплавлення, застосованого методу GMAW наплавлення (CMT/Pulse або PAW-CW) у поєднанні з різними захисними середовищами наведені на рисунках 3.1–3.4.

Особливістю перебігу GMAW-CMT процесу (металоперенос з короткими замиканнями) є фактично повне виключення явища розбризкування металу в процесі наплавлення. Однак, зі зміною складу газової суміші змінюється теплопровідність газового середовища та, як наслідок, рівень тепловкладення у зварювальну ванну. Заміна захисного газу з суміші M21, де 18 % CO₂ (рисунок 3.1, а) на M11 з 2 % CO₂ (рисунок 3.1, б) сприяє зменшенню ефективної ширини кожного окремого наплавленого валика з 3,92 мм (для M21) до 3,68 мм (для M11). Одночасно збільшується ефективна висота стінки з 68,1 мм при суміші M21 до 75,2 мм при застосуванні суміші M11 (рисунок 3.1). З точки зору якості утвореної поверхні (рисунок 3.1, а, б), зміна газової суміші M21 на M11 призводить до суттєвого збільшення показників відхилення профілю стінки (рисунок 3.4).

Через низьку теплопровідність аргону, при зменшенні його частки в суміші з вуглекислим газом, який має більшу теплопровідність, у комбінації зі зменшеним тепловкладенням при застосуванні GMAW-CMT процесу, час існування зварювальної ванни зменшується. Це призводить до зменшення обсягу переплавленого металу попередніх шарів та нерівномірного розтікання металу зварювальної ванни з наступною кристалізацією. Такий механізм впливу теплопровідності газового середовища пояснює взаємозв'язок між ефективною висотою, ефективною шириною та відхиленням профілю стінок, що частково підтверджується результатами інших досліджень [57].

Процес пошарового формування виробів з використанням газової суміші M21 при застосуванні GMAW-Pulse процесу (рисунок 3.1, в) супроводжується активним розбризкуванням металу. Інтенсивне розбризкування пояснюється наявністю значної кількості (18%) вуглекислого газу та імпульсною подачею

електричного струму [99]. Заміна захисного газового середовища на суміш M11 (рисунок 3.1, г) суттєво зменшує розбризкування в процесі наплавлення.

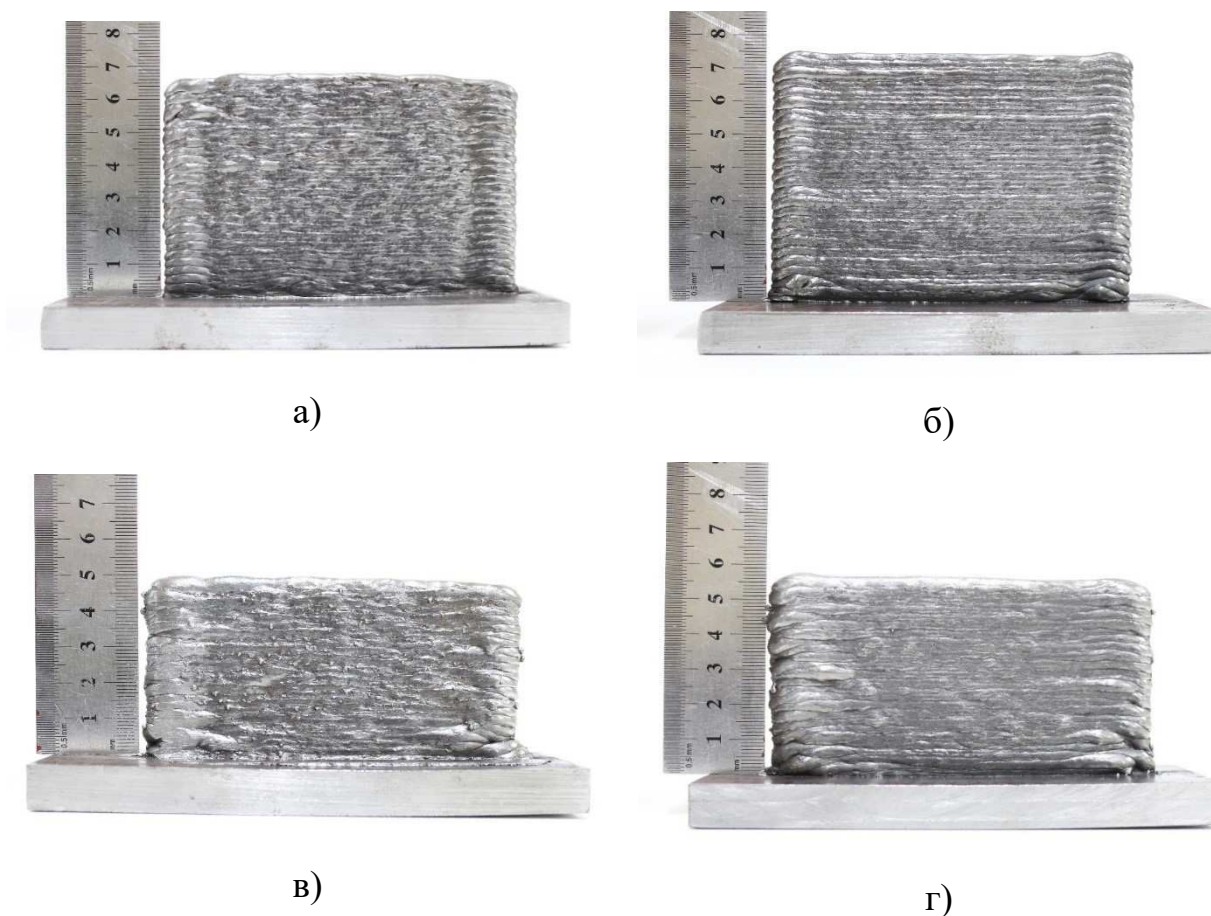


Рисунок 3.1 - Виготовлені різними методами наплавлення зразки з низьковуглецевої сталі 09Г2С при застосуванні газових сумішей M21 та M11: а) – GMAW-CMT, газ M21; б) – GMAW-CMT, газ M11; в) – GMAW-CMT, газ M21; г) – GMAW-Pulse, газ M21

Як наслідок, на графіку (рисунок 3.4) можна спостерігати чітку залежність ефективної висоти стінки від складу застосованої газової суміші. Ця залежність схожа з отриманими при GMAW-CMT процесі наплавлення результатами.

Цікавою є залежність зміни ефективної товщини стінки від складу газового середовища. Так, на відміну від GMAW-CMT процесу (рисунок 3.2, а, б), в імпульсному режимі застосування суміші M11 призводить до збільшення ефективної товщини виготовленої стінки на 10...11 %. Значення ефективної ширини сягає 5,1 мм (рисунок 3.2, г) при застосуванні суміші M11 і зменшується у

порівнянні з отриманими із застосуванням суміші M21 – 4,8 мм зразками (рисунок 3.2, в). Як і у випадку з ефективною висотою, це пов'язано зі значним зменшенням втрат металу на розбризкування при зменшенні вмісту вуглекислого газу у складі газової суміші.

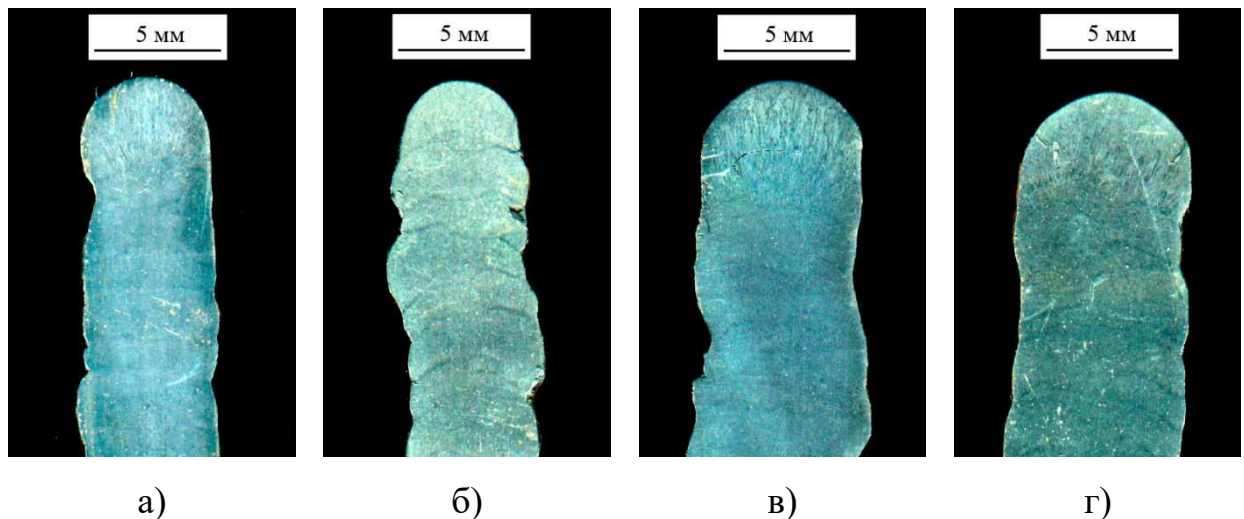


Рисунок 3.2 - Макроструктура виготовлених різними методами наплавлення зразків з низьковуглецевої сталі 09Г2С при застосуванні газових сумішей M21 та M11: а) – GMAW-CMT, газ M21; б) – GMAW-CMT, газ M11; в) – GMAW-CMT, газ M21; г) – GMAW-Pulse, газ M21

Для порівняння з GMAW-Pulse/CMT процесами виготовлена стінка PAW-CW способом наплавленням при незмінних параметрах швидкості зварювання ($V_{зв} = 600$ см/хв) та швидкості подачі дроту ($V_{п.д.} = 3,5$ м/хв) (рисунок 3.3).

Зміна вмісту вуглекислого газу в суміші суттєво вплинула на значення відхилення профілю бокової поверхні стінки. Для суміші M11 та M21 відхилення профілю стінки складають 0,68...0,78 мм та 0,57...0,62 мм відповідно (рисунок 3.4). Загалом, найменший показник нерівномірності профілю наплавленої стінки притаманний саме PAW-CW способу наплавлення. Це пояснюється іншим принципом металопереносу до зварювальної ванни. Присадний дріт не електропровідний та плавиться стороннім джерелом нагрівання з практично безперервним перенесенням електродного металу до зварювальної ванни на відміну від GMAW способів.

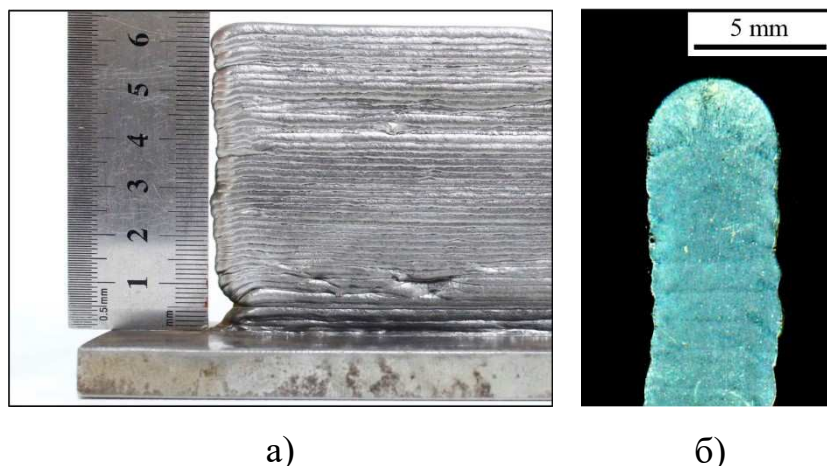
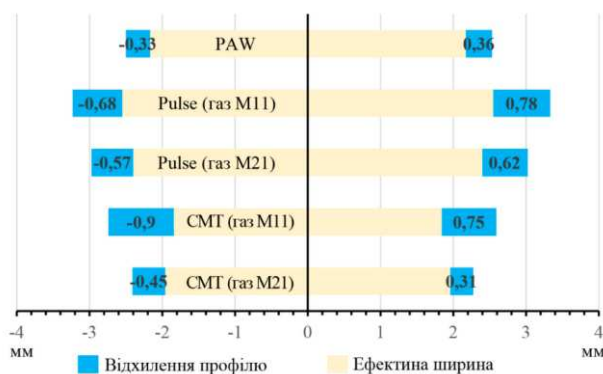


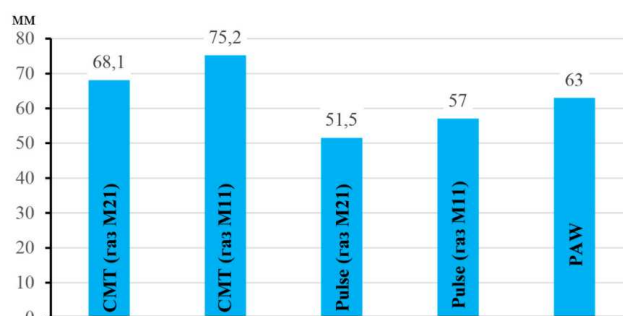
Рисунок 3.3 - Наплавлений PAW-CW способом зразок зі сталі 09Г2С (G3Si1):

а) – загальний вигляд бокової поверхні; б) – поперечний макрошліф

На рисунку 3.4 представлені результати досліджень щодо визначення залежності ефективної товщини стінок (а) та ефективної висоти стінок (б) зразків. Аналіз отриманих результатів свідчить, що у порівнянні з GMAW процесами виготовлена PAW-CW наплавленням стінка має найменший показник відхилення профілю бокової поверхні.



а)



б)

Рисунок 3.4 - Залежність ефективної товщини стінок (а) та їх ефективної висоти (б) при адитивному напавленні сталі 09Г2С (G3Si1) GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методами в захисних газових сумішах M21 та M11

3.3 Формоутворення зразків з алюмінієвого сплаву AlMg5 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні

При наплавленні зразків з алюмінієвого сплаву AlMg5 (рисунок 3.5) у середовищі чистого аргону спостерігається аналогічна до низьковуглецевих сталей кореляція висоти і товщини валика від впливу конкретного GMAW- CMT/Pulse процесу. Сумарна висота наплавлення 50 шарів GMAW-CMT процесом складає 94 мм, а при GMAW-Pulse - 67 мм.

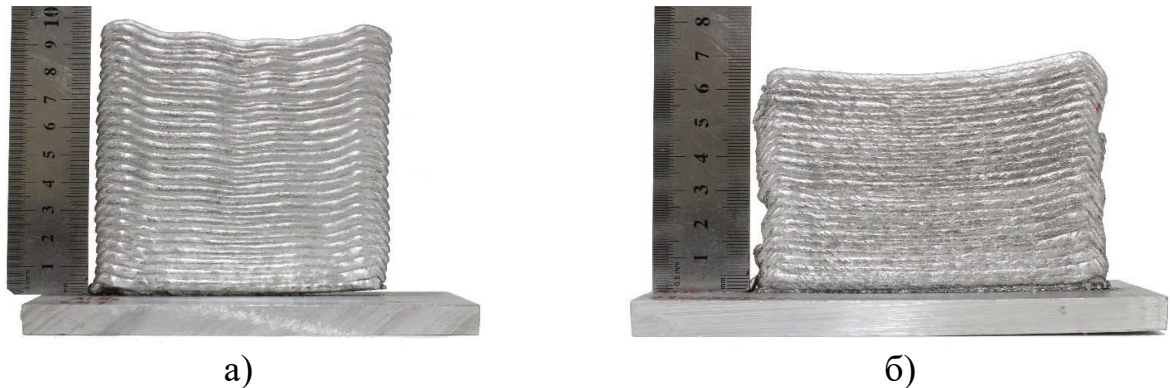


Рисунок 3.5 - Загальний вигляд наплавлених стінок з AlMg5: а) – спосіб GMAW-CMT; б) – спосіб GMAW-Pulse

При цьому, ефективна висота 50 шарів GMAW-CMT процесом складає 92 мм, а при лише GMAW-Pulse - 65 мм. При зміні Pulse процесу на CMT ширина шарів збільшується на 17% (з 4,9 до 5,9 мм відповідно). Також спостерігається значна нерівномірність поверхні наплавлених стінок (рисунок 3.6) та деформація перших шарів (рисунок 3.5).

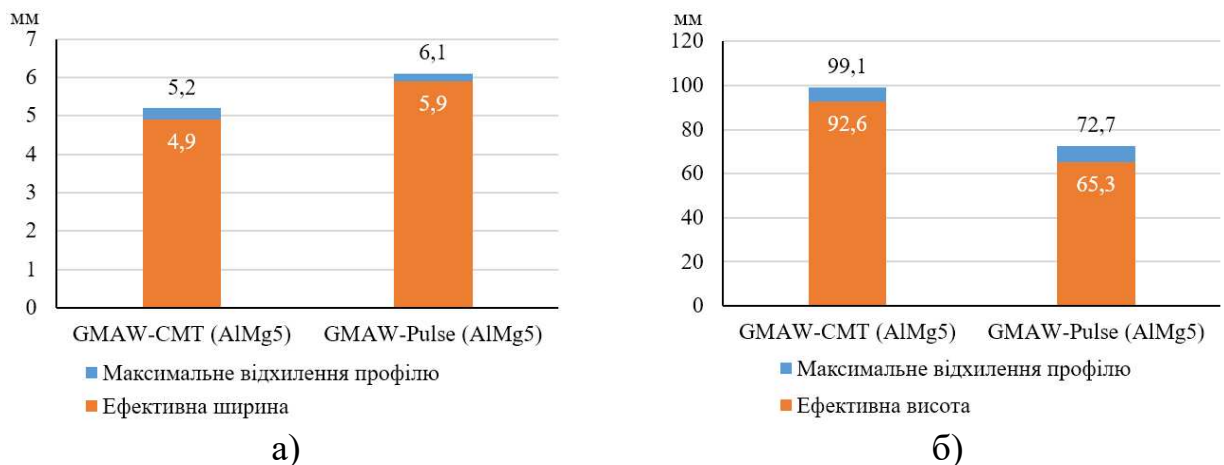


Рисунок 3.6 - Залежність ефективної ширини стінок (а) та їх ефективної висоти (б) при адитивному наплавленні сплаву AlMg5 GMAW-CMT/Pulse методами

3.4 Формоутворення зразків з нержавіючої сталі Cr19Ni9 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні

Аналогічні результати по зміні геометричних характеристик можна спостерігати також при застосуванні аустенітних нержавіючих сталей (Cr19Ni9). Однак, як і у випадку з алюмінієвим сплавом, більш виражена відмінність товщини кожного валика в залежності від використаного (GMAW-CMT/Pulse) процесу.

Наплавлення аустенітних нержавіючих сталей з використанням GMAW-CMT процесу замість імпульсного призводить до збільшення ефективної висоти 50 наплавлених шарів на 45% (з 64 мм до 72 мм відповідно). При цьому ефективна ширина валика зменшується з 5,9 до 4.2 мм. (рисунок 3.7).



Рисунок 3.7 - Загальний вигляд наплавлених стінок з Cr19Ni9: а) спосіб GMAW-CMT; б) спосіб GMAW-Pulse

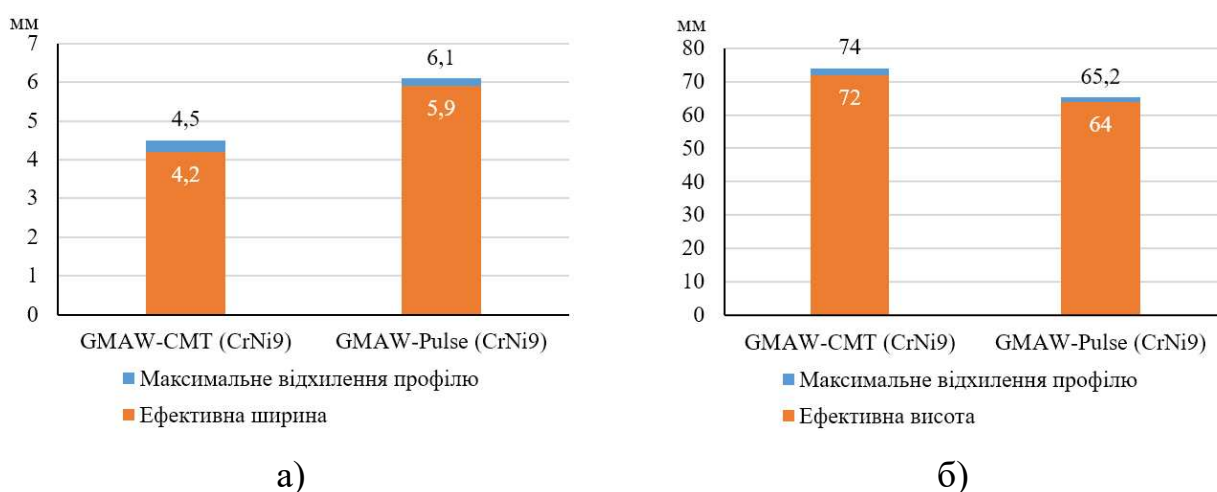


Рисунок 3.8 - Залежність ефективної товщини стінок (а) та їх ефективної висоти (б) при адитивному наплавленні нержавіючої сталі Cr19Ni9 (E308L) GMAW-CMT/Pulse методами

3.5 Формоутворення зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні

На рисунках 3.9 та 3.10 представлені результати аналізу залежності змін геометричних характеристик отриманих зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) від застосованого методу GMAW-CMT/Pulse наплавлення.

Висота 50-ти наплавлених шарів кремнієвої бронзи (CuSi3Mn1) отриманих GMAW-CMT процесом зразків (рисунок 3.9, а) на 18,2 % більша (44,9 та 54,9 мм відповідно), при зменшенні ефективної товщини шарів з 8,36 до 5,9 мм у порівнянні з GMAW-Pulse процесом (рисунок 3.9, б).

При GMAW-CMT методі наплавлення поверхні стінок мають чітко виражені напливи закристалізованого металу окремих шарів (рисунок 3.9, в), що призводить до збільшення показника відхилення профілю бокових поверхонь від 0,5 до 1,13 мм. Для GMAW-Pulse методу показник нерівномірності менший та лежить у межах 0,72...0,82 мм (рисунок 3.10, а).

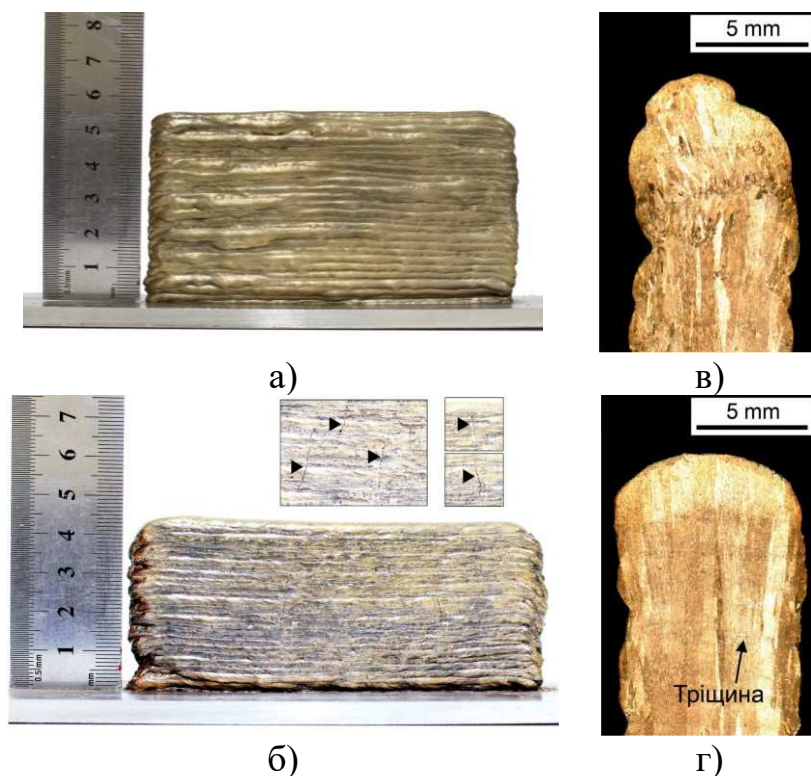


Рисунок 3.9 - Виготовлені різними методами наплавлення зразки кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1): а) – GMAW-CMT; б) – GMAW-Pulse з виявленими тріщинами; в) – GMAW-CMT, макроструктура; г) – GMAW-Pulse, макроструктура з наявними тріщинами у поперечному перерізі шліфа

Загалом, показники залежності нерівномірності (рис. 3.10), ефективних ширини і висоти можна віднести до наслідків зміни рівня тепловкладення відповідно до застосованого GMAW процесу. Ступінь перегріву та час перебування зварювальної ванни у рідкому стані впливають на швидкість кристалізації зі зміною характеру розтікання металу зварювальної ванни.

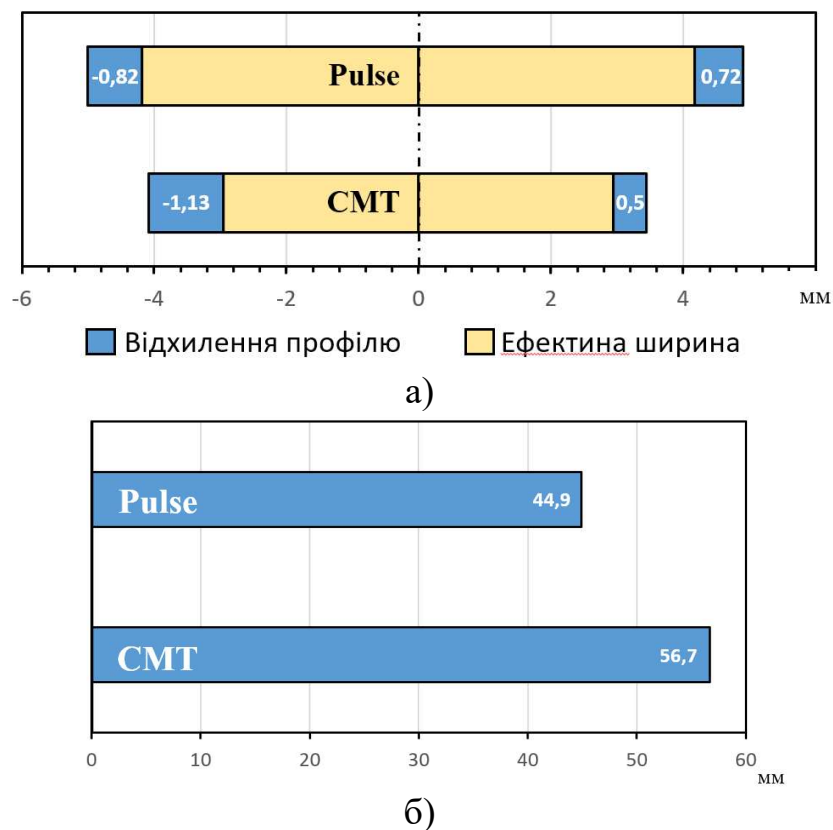


Рисунок 3.10 - Параметри залежності ефективної товщини стінок (а) та ефективної висоти (б) у залежності від методу адитивного GMAW-CMT/Pulse наплавлення

У зразках, що виготовлені GMAW-CMT процесом, візуальним оглядом поверхневі дефекти не виявлені. Однак, при GMAW-Pulse методі наплавлення встановлене виникнення критичних дефектів. У процесі наплавлення після досягнення 14-15 шарів спостерігається виникнення тріщин, що розташовані перпендикулярно напрямку наплавлення (рисунок 3.11). Подальше наплавлення нових шарів викликає появу тріщин як у них самих, так і у попередньо наплавлених

шарах. Це може бути пов'язано зі значно більшим тепловкладенням при імпульсній подачі струму, ніж при GMAW-CMT процесі.



Рисунок 3.11 - Тріщиноутворення у наплавленому GMAW-Pulse способом зразку з кремнієвої бронзи, капілярна дефектоскопія

3.6 Дослідження формоутворення просторового зразка при використанні припою SBM-4 та PAW-CW способу наплавлення в контрольованій атмосфері чистого аргону

Для визначення технологічних властивостей припою SBM-4 проведені попередні дослідження його взаємодії з поверхнею жароміцного сплаву, зокрема характеристики розтікання і змочування [77]. Згаданий сплав характеризується високою жаростійкістю. За основу сплаву SBM-4 прийнятий жароміцний дисперсійнотвердіючий сплав CM93-BI, що має нижчі температури ліквідус, солідус і початку кристалізації у порівнянні з іншим сучасним сплавом цієї серії CM96-BI.

В якості елементу-депресанту припою застосований бор, враховуючи його успішне використання в припої SBM-3 [78]. Термограми припою SBM-4 та дисперсійнотвердіючого жароміцного сплаву CM93-BI наведені на рисунку 3.12.

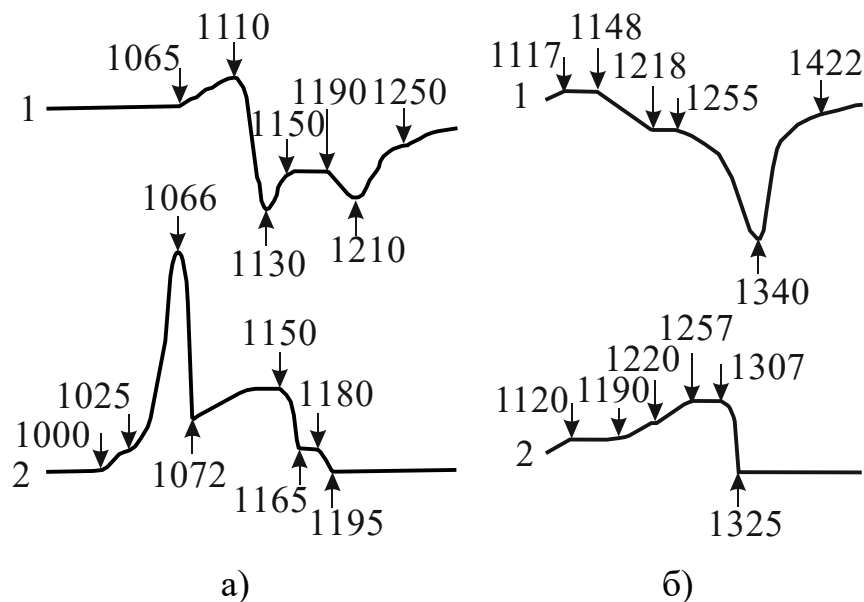


Рисунок 3.12 - Термограми сплавів SBM-4 (а) та SM93-BI (б): 1 – криві нагрівання; 2 – криві охолодження [77]

На попередньому етапі досліджень визначені характеристики змочування та розтікання припою SBM-4 по поверхні сплавів ЧС88-BI, SM93-BI та SM96-BI. Дослідження проводили у вакуумі $3...6 \times 10^{-3}$ Па при натіканні не більше 3×10^{-5} Па·м³·с⁻¹ із застосуванням загального нагрівання зразків.

На другому етапі взаємодію розплаву припою з матеріалом підкладки вивчали у контрольованому газовому середовищі на основі аргону при локальному нагріванні плазмовою дугою прямої полярності. Локальне нагрівання здійснювали з боку, на якому розташований присадний пруток. Присадні прутки з припоєм SBM-4 виготовлені за запропонованою автором в розділі 2 технологією.

Температуру нагріву підложки при локальному нагріванні контролювали за допомогою двох вольфрам-ренієвих термопар, що були зачеканені на глибині 2 мм від верхньої поверхні зразка безпосередньо під ділянкою наплавлення

З рисунку 3.13 видно, що з підвищенням температури зростає глибина розчинення припоєм основного металу. При температурах до 1220 °С включно максимальна глибина розчинення не перевищує 0,1 мм, а при температурах 1230–1235° С вона дорівнює 0,244 мм [77]. Глибина розчинення зростає до центру краплі,

де товщина розплаву більша. При розчиненні сплавів відсутні будь-які прошарки на границі припою і основного металу.

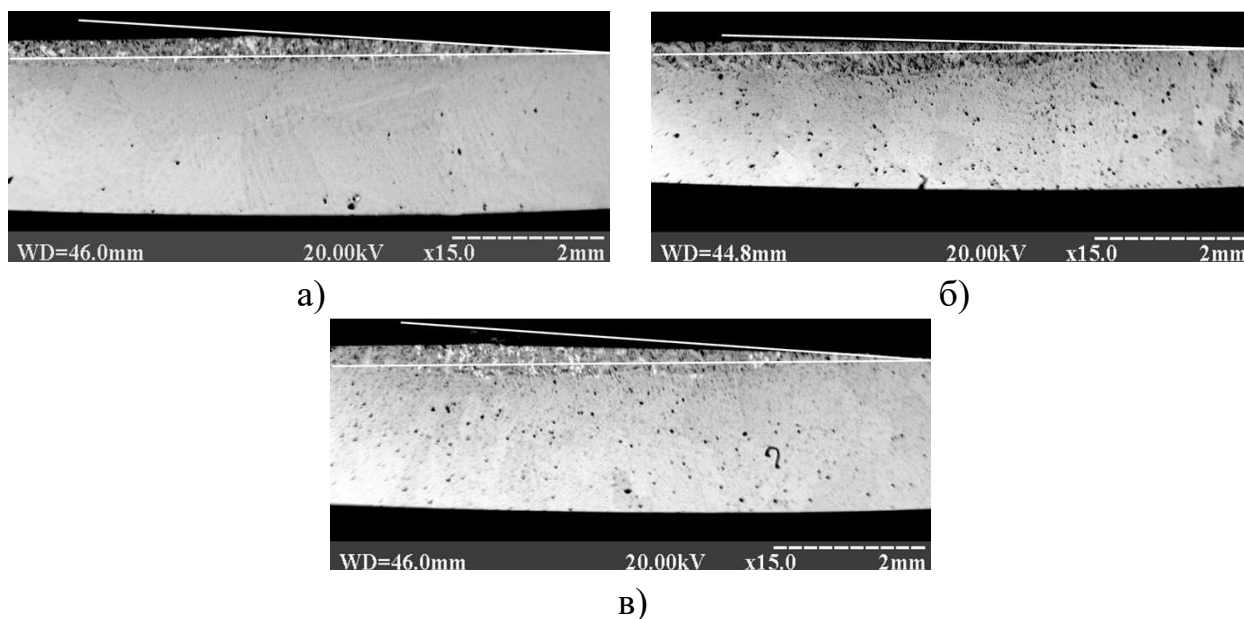


Рисунок 3.13 - Крайові кути змочування та глибина розчинення жароміцного нікелевого сплаву (припою) SBM-4 на основі з CM96–BI: а) при температурі 1215° С; б) при температурі 1225° С; в) при температурі 1235° С [77]

Параметри режимів для плазмового наплавлення присадного прутка з припою SBM-4 підбирались таким чином, щоб досягти найменшого проплавлення (h_n) основи з ЧС88УВІ та найбільш можливої висоти ($h_{ш}$) валика. Для визначення оптимального режиму були виконані пробні наплавлення валиків при незмінних швидкості наплавлення та подачі присадного прутка.

У таблиці 3.2 наведені експериментальні параметри режимів, геометричні розміри отриманих валиків вказані у таблиці 3.3. Поперечні перерізи валиків зображені на рисунку 3.14.

Таблиця 3.2 - Режими наплавлення валиків з SBM-4

№ режиму	Присадний матеріал	Захисне середовище	Погонна енергія, Дж/мм*	Струм, А	Напруга, В	Діаметр сопла, мм	Швидкість подачі присадки $V_{п.л.}$, мм/сек	Швидкість наплавлення $V_{за}$, мм/сек	Витрати плазموутворюючого газу, л/хв
1	Пруток SBM-4	Атмосфера – 100% Ar	228	150	22,1	3	75	10	0,64
2			215	142	22				
3			203	135	21,9				
4			172	115	21,8				

* – ККД плазмового процесу обраний як $\eta = 0,69$ з [21]

Таблиця 3.3 - Геометричні характеристики отриманих валиків з SBM-4

№ режиму	Висота валика $h_{ш}$, мм	Ширина валика e , мм	Глибина проплавлення $h_{п}$, мм
1	$\approx 0,7$	$\approx 7,1$	$\approx 0,65$
2	$\approx 1,05$	$\approx 5,2$	$\approx 0,21$
3	$\approx 1,32$	$\approx 4,16$	$\approx 0,15$
4	$\approx 1,88$	$\approx 3,9$	$< 0,05$

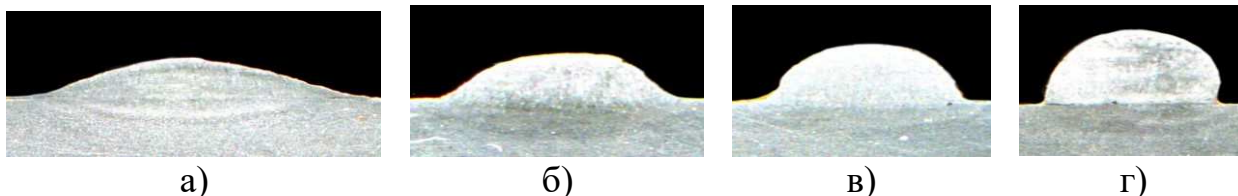


Рисунок 3.14 - Поперечні перерізи наплавлених сплавом SBM-4 валиків:

а) режим 1; б) режим 2; в) режим 3; г) режим 4

Експеримент з пошарового плазмового наплавлення відбувався згідно описаної методики експерименту у розділі 2 та обраного в якості оптимального режиму наплавлення №3. Режим №4 був відкинутий через наявність підрізів та відсутність галтелей межі сплавлення валик-основа, що може свідчити про незадовільну адгезію до поверхні основи.

Враховуючи зниження кількості відведеного тепла від кожного нового шару у попередньо наплавлені шари та основу в процесі формування стінки виробу,

відбується надлишкове акумулювання тепла у попередніх шарах. Тому перші 5 шарів були наплавлені з послідовним зниженням рівня тепловведення за рахунок зниження робочого струму ($I_{зв}$) для запобігання надлишкового перегріву та надмірного розтікання рідкого металу при наплавленні кожного нового шару до досягнення стаціонарного режиму [84]. Зафіксовані режими наплавлення наведені в таблиці 3.4.

Загальна кількість наплавлених шарів $n = 14$, висота одного шару $h_{ш} \approx 1,32$ мм, загальна висота наплавленого зразка $h \approx 22,2$ мм, довжина наплавленого шару 90 мм. Середня ширина наплавленого валика $e \approx 4,2$ мм. Виготовлений зразок типу «стінка» зображений на рисунку 3.15.

Таблиця 3.4 - Пошарові режими наплавлення зразка типу «стінка»

№ проходу	Присадний матеріал	Захисне середовище	Погонна енергія, Дж/мм*	Струм, А	Напруга, В	Діаметр сопла, мм	Швидкість подачі присадки $V_{пл}$, мм/сек	Швидкість наплавлення $V_{за}$, мм/сек	Витрати плазموутворюючого газу, л/хв
1	Пруток SBM-4	Атмосфера – 100% Ar	203	135	21,9	3	75	10	0,64
2			202	134	21,9				
3			197	131	21,8				
4			195	130	21,8				
5			190	127	21,7				
6			188	125	21,8				
7			187	125	21,7				
8			188	126	21,7				
9			187	125	21,7				
10			187	125	21,7				
11			187	125	21,7				
12			188	125	21,8				
13			189	126	21,8				
14			187	125	21,7				

* – ККД плазмового процесу обраний як $\eta = 0,69$ з [21]

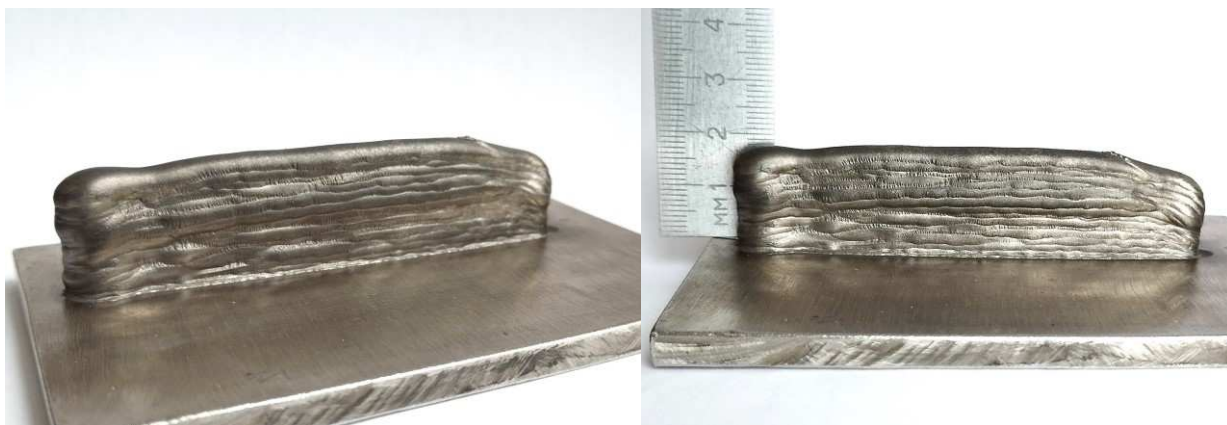


Рисунок 3.15 - Загальний вигляд наплавленого зразка з SBM-4

Несплавлень з основою, поверхневих тріщин або розшарувань між наплавленими шарами не виявлено.

3.7 Висновки до розділу 3

1. Встановлений вплив CMT та Puls методів GMAW способу наплавлення на геометричні характеристики наплавлених шарів зі сталі G3Si1 (09Г2С). Найбільшу висоту наплавлених зразків (~ 75 мм) при послідовному наплавленні 50-ти шарів та мінімальну товщину стінок до 4,6 мм забезпечує GMAW-CMT наплавлення. Заміна захисної газової суміші M11 на M21 призводить до зменшення висоті стінок до 68 мм. Ефективна ширина стінок наплавленого в суміші M21 металу складає ~ 4 мм, а в суміші M11 $\sim 3,6$ мм. Заміна суміші M21 на M11 супроводжується суттєвим збільшенням відхилення профілю у середньому на 45...47 %. Формування шарів з максимальною висотою пов'язане з меншим у порівнянні з іншими дослідженими методами тепловкладенням, що призводить до зменшення глибини проплавлення металу попередньо наплавленого шару та мінімальним розбризкуванням металу, особливо в суміші M11 з мінімальним вмістом CO_2 .

2. При GMAW-Pulse наплавленні сталі G3Si1 (09Г2С) висота стінок є мінімальною, а ефективна ширина досягає максимальних значень. Заміна газової суміші з M11 на M21 призводить до зменшення ефективної ширини стінок з одночасним зменшенням відхилення профілю на ≈ 23 %. Максимальні значення відхилення профілю характерні для GMAW наплавлення при застосуванні суміші

М11. Плазмове наплавлення з холодним дротом (PAW-CW) забезпечує проміжні значення висоти стінок до 63 мм та ефективну ширину $\sim 4,4$ мм. Відхилення профілю при PAW-CW способі наплавлення є мінімальним з розглянутих варіантів і складає у середньому 0,35 мм.

3. При адитивному наплавленні зразків з алюмінієвого сплаву AlMg5 у середовищі чистого аргону із застосуванням GMAW-CMT та Pulse методів найбільша висота шарів може бути сформована саме GMAW-CMT. Загальна висота наплавлення 50 шарів GMAW-CMT процесом складає 94 мм, а при GMAW-Pulse - 67 мм за досліджених режимів наплавлення. При зміні Pulse процесу на CMT ширина шарів збільшується на 17%, з 4,9 до 5,9 мм відповідно.

4. При адитивному наплавленні нержавіючої сталі аустенітного класу Cr19Ni9 (E308L) з використанням GMAW-CMT методу висота 50 наплавлених шарів більша ніж при застосуванні GMAW-Pulse наплавлення і складає з 72 мм та 64 мм відповідно. При цьому ефективна ширина валика зменшується з 5,9 до 4.2 мм.

5. Встановлені закономірності впливу GMAW-CMT/Pulse методів наплавлення на зміну геометричних характеристик, та вірогідність виникнення дефектів при адитивному наплавленні кремнієвої бронзи CuSi3Mn1. Висота 50-ти наплавлених шарів кремнієвої бронзи, отриманих GMAW-CMT процесом зразків, на 18,2 % більша у порівнянні з GMAW-Pulse процесом і становить 44,9 та 54,9 мм відповідно, а ефективна товщина стінки зменшується з 8,36 до 5,9 мм відповідно.

6. При GMAW-CMT методі наплавлення поверхні стінок формуються напливи закристалізованого металу окремих шарів, а показник відхилення профілю бокових поверхонь зростає від 0,5 до 1,13 мм. Для GMAW-Pulse методу показник відхилення профілю визначений у межах 0,72...0,82 мм. Критичних дефектів у вигляді тріщин чи несплавлень не виявлено.

7. При пошаровому адитивному наплавленні PAW-CW способом прутків жароміцного сплаву SBM-4 на підложку з дисперсійотвердіючого жароміцного сплаву ЧС88УВІ тріщин, відшарувань металу між шарами та інших дефектів не виявлено. За критеріями максимальної висоти шарів і відсутності дефектів визначені рекомендовані режими адитивного наплавлення.

8. Оцінка фізико-хімічної взаємодії припою SBM-4 з поверхнею жароміцних сплавів за різних складів захисних газових середовищ та умов нагріву свідчить, що у вакуумі $3 \dots 6 \times 10^{-3}$ Па при натіканні не більше 3×10^{-5} Па·м³·с⁻¹ з підвищенням температури зростає глибина розчинення припоєм основного металу та покращується розтікання припою, зокрема при температурі 1220 °С глибина розчинення металу підложки не перевищує 0,1 мм, а при температурах 1230–1235° С вона дорівнює 0,244 мм, крайові кути змочування складають декілька градусів, зі зростанням температури збільшується питома площа розтікання.

9. При нагріванні прутків припою плазмово-дуговим джерелом тепла із застосування PAW-CW способу в умовах контрольованого газового середовища на основі аргону при тисках близьких до атмосферного, крайові кути змочування розплавом припою металу підкладки значно збільшуються і можуть досягати до 90°, можливе утворення дефектів типу тріщин та несплавлень.

4 ВИВЧЕННЯ СТРУКТУРНОЇ БУДОВИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ ОДЕРЖАНИХ МОДЕЛЬНИХ ВИРОБІВ

4.1 Формування структури зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1 (09Г2С) при GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW адитивному наплавленні

На полірованій поверхні всіх досліджених зразків виявлені дрібні неметалеві включення округлої форми. При металографічному дослідженні в світлому і темному полях визначено, що це оксиди і силікати, які досить рівномірно розташовані по всій поверхні наплавлень. Кількість і розмір виявлених включень менше балу №1, при порівнянні зі шкалами ДСТУ ISO 4967:2017 [95] (рисунок 4.1).

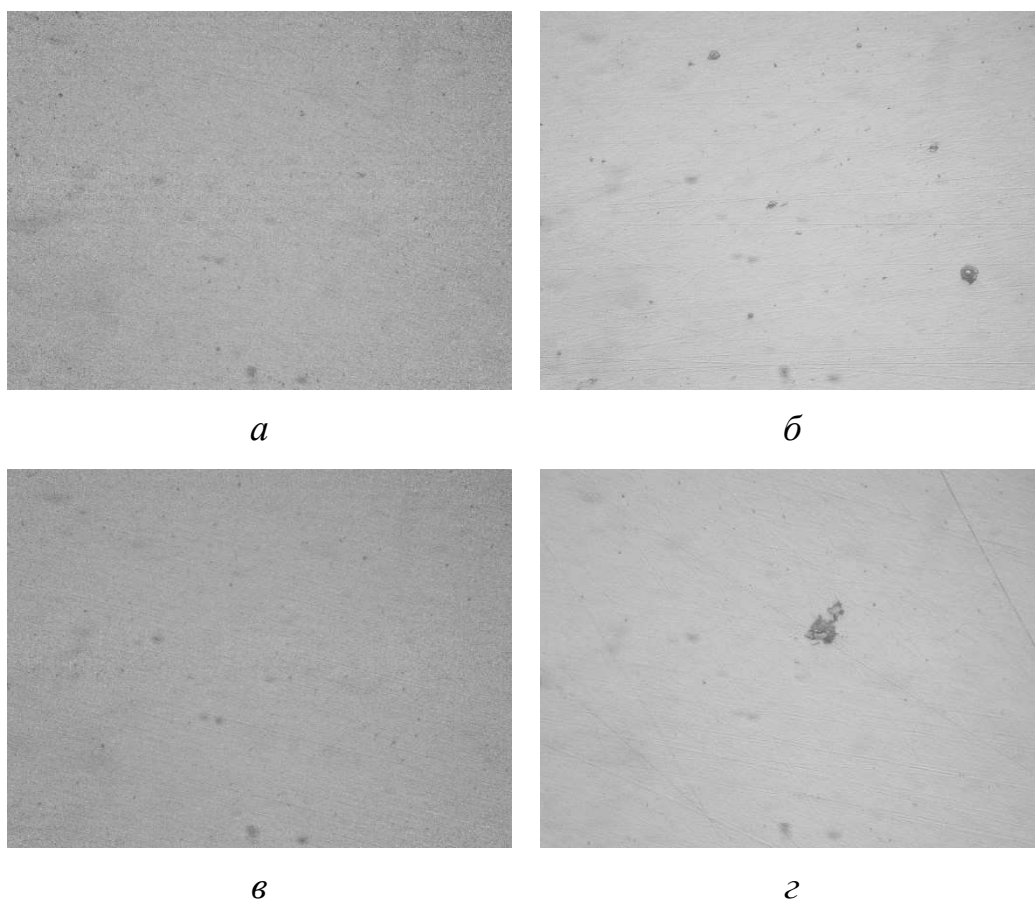


Рисунок 4.1 - Макроструктури (x100) зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1:
а – GMAW-CMT, газ M21; б – GMAW-CMT, газ M11; в – GMAW-CMT, газ M21; г – GMAW-Pulse, газ M21; д – PAW-CW

Крім одиночних включень спостерігаються поодинокі ланцюжки та компактні скупчення включень оксидів та силікатів (рисунок 4.2).

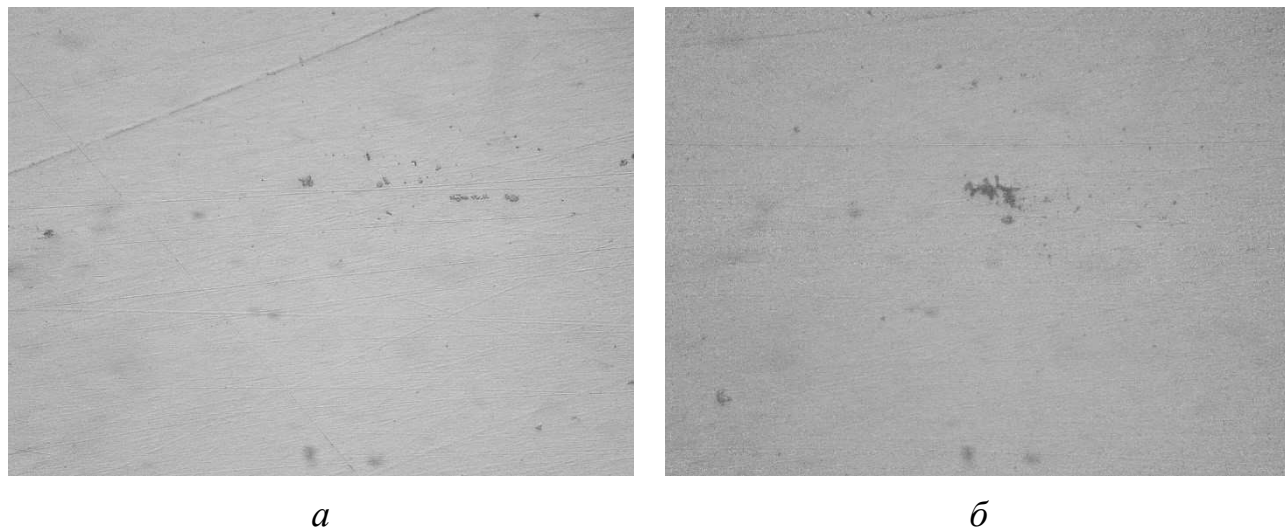


Рисунок 4.2 - Макроструктури (x100) зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1 зі скупченнями силікатів: а – GMAW-CMT, газ M11 б – PAW-CW

У наплавлених з використанням суміші M21 та M11 (GMAW-CMT) зразках у невеликій кількості виявлені включення неправильної форми складного вмісту, їх розмір перевищує розмір оксидів і силікатів у цих зразках (рисунок 4.3). Дані включення здебільшого спостерігаються в зоні попередньо наплавлених шарів.

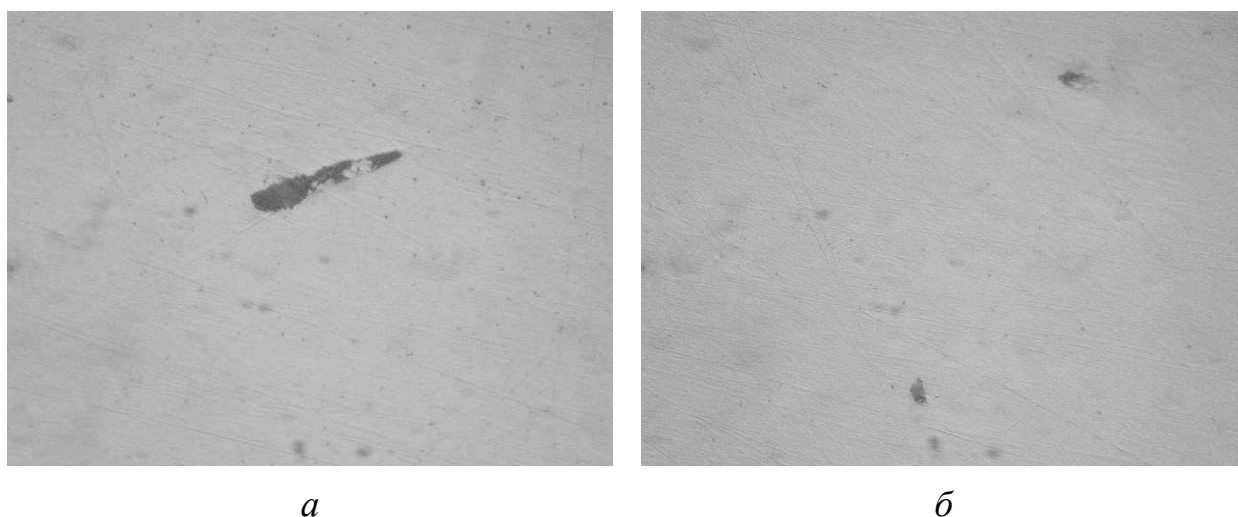


Рисунок 4.3 - Макроструктури (x100) зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1 з наявністю складних неметалевих включень: а – GMAW-CMT, газ M21 б – GMAW-CMT, газ M11

Особливості структурно-фазового складу зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1, що були отримані GMAW-CMT наплавленням у газовій суміші M21

Кристалізація наплавленого металу дендритна. Мікроструктура останнього шару (рисунок 4.4) складається із полігонального (частково відманштеттового фериту) розміщеного вздовж границь кристалітів. Наявна частка поліедричного і відманштеттового фериту разом з виділеннями полігонального фериту.

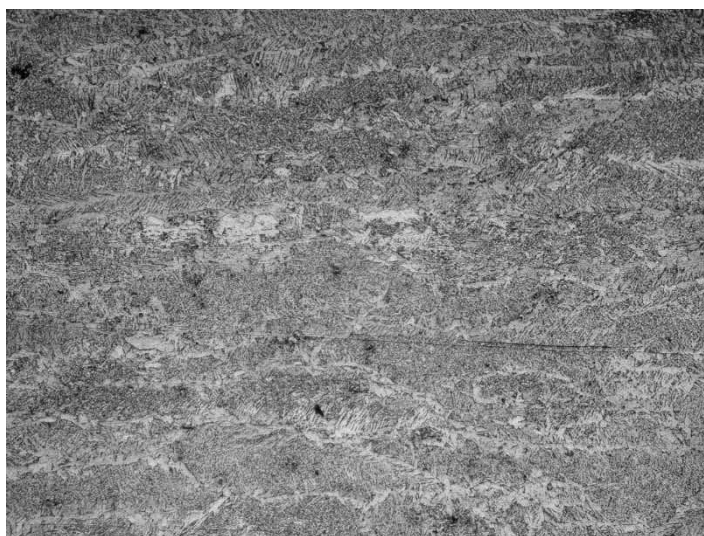


Рисунок 4.4 - Мікроструктура (x200) останнього шару з G3Si1, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M21

Ширина кристалітів складає $h_K = 60 \dots 80$ мкм, товщина виділень полігонального фериту знаходиться в межах $h_{ПФ} = 7,5 \dots 12$ мкм. Поліедричний ферит виділяється частково у тілі кристалітів, більше у вигляді окремих скупчень, вздовж феритних облямівок. У тілі кристалітів спостерігається пластинчастий ферит з неупорядкованою другою фазою і невелика кількість фериту з упорядкованою другою фазою. Твердість феритної складової HV1 – 1760....1810 МПа. Твердість структури в тілі кристалітів HV1 – 1980 МПа.

Мікроструктура перехідної зони та попередніх шарів наплавлення в основному дрібнозерниста ферито–перлітна, кількість фериту в структурі значно перевищує кількість перліту (рисунок 4.5). Бал феритного зерна відповідає №9-10 ($D_z = 140 \dots 100$ мкм). Твердість складає HV1 – 1590....1790 МПа.

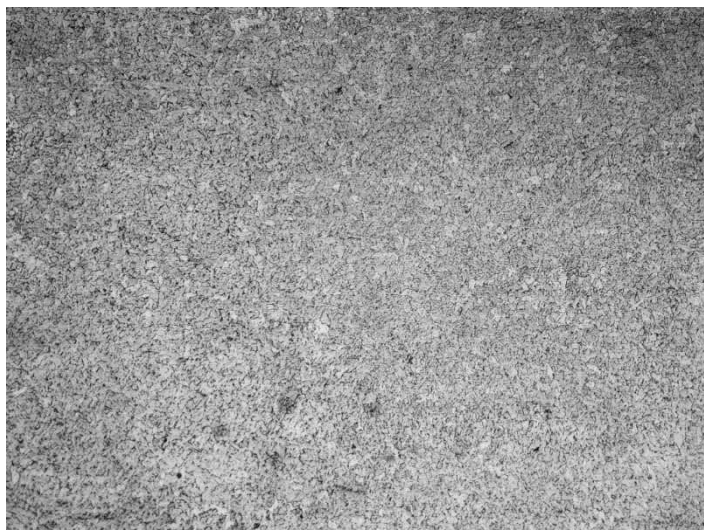


Рисунок 4.5 - Мікроструктура (x200) перехідної зони останній шар – попередній шар з G3Si1, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M21

Ближче до країв зразка наплавлення зберігаються ділянки із залишками орієнтованої структури (рисунок 4.6). Бал феритного зерна на цих ділянках відповідає №8 ($D_z = 190$ мкм). Твердість складає $HV = 1760 \dots 1810$ МПа.

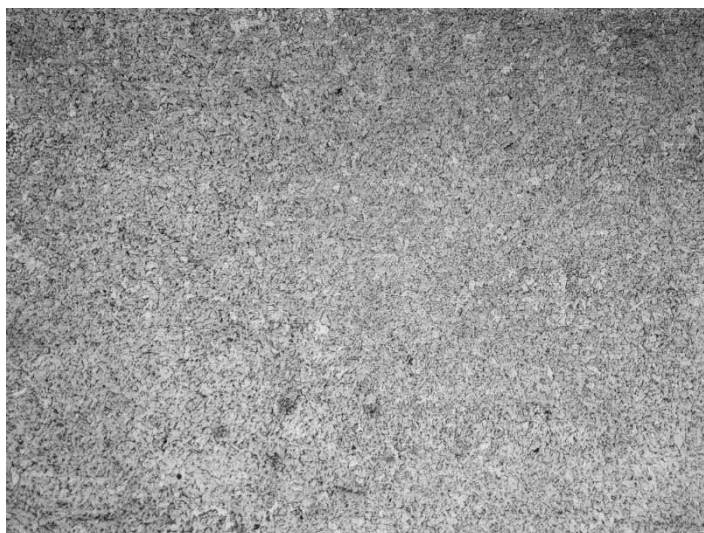


Рисунок 4.6 - Мікроструктура (x200) перехідної зони останній шар – попередній шар з G3Si1, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M21

Нижня частина наплавлення має дрібнозернисту ферито-перлітну структуру (рисунок 4.7), бал зерна відповідає №9 ($D_z = 140$ мкм). Твердість $HV = 1650 \dots 1590$ МПа.



Рисунок 4.7 - Мікроструктура (x200) попередніх шарів з G3Si1, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M21

Особливості структурно-фазового складу зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1, що були отримані GMAW-CMT наплавленням у газовій суміші M11

У цьому зразку кристалізація наплавленого металу дендритна. Структура складається із полігонального (частково відманштеттового) розміщеного вздовж границь кристалітів фериту (рисунок 4.8).

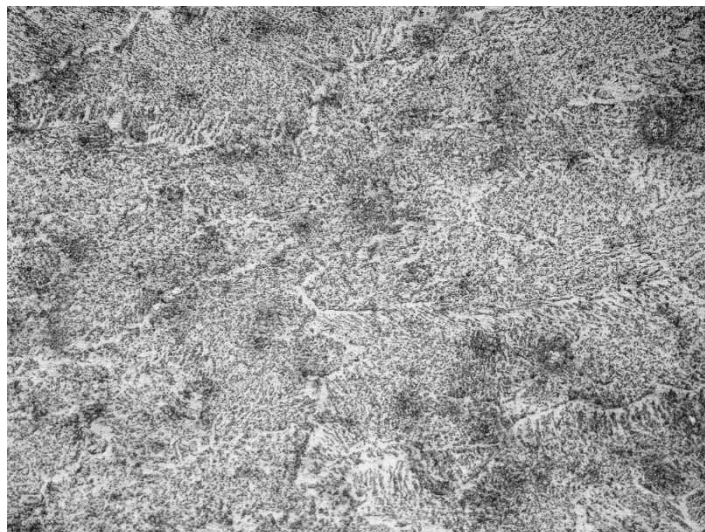


Рисунок 4.8 - Мікроструктура (x200) останнього шару з G3Si1, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M11

Ширина кристалітів змінюється у межах $h_K = 80 \dots 160$ мкм, товщина виділень полігонального фериту знаходиться в межах $h_{ПФ} = 8 \dots 15$ мкм. Полідричний ферит у невеликій кількості виділяється, головним чином, біля феритних облямівок. Частка відманштеттового фериту в структурі присутня.

У тілі кристалітів утворюється пластинчастий ферит з неупорядкованою другою фазою. Твердість феритної складової $HV_1 = 2130 \dots 2130$ МПа. Твердість структури в тілі кристалітів $HV_1 = 2360 \dots 2250$ МПа.

Мікроструктура перехідних шарів у середній і у нижній частині наплавлення в основному зерниста феррито-перлітна, кількість фериту в структурі значно перевищує кількість перліту (рисунок 4.9). Бал феритного зерна відповідає №8 ($D_z = 190$ мкм). Твердість складає $HV = 1970 \dots 1870$ МПа.

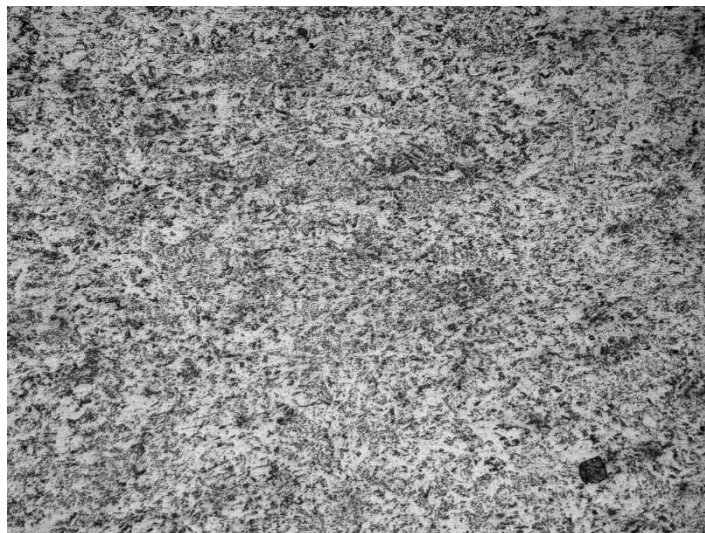


Рисунок 4.9 - Мікроструктура (x200) перехідної зони останній шар – попередній шар G3Si1, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M11

Майже скрізь зберігаються фрагменти полігонального фериту, що зумовлюють орієнтованість структури (рисунок 4.10) Бал феритного зерна на цих ділянках відповідає №7 – 8 ($D_z = 270 \dots 190$ мкм). Твердість складає $HV = 1780 \dots 1980$ МПа.



Рисунок 4.10 - Мікроструктура (x200) перехідної зони із G3Si1 з залишками полігонального фериту, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M11

Зона попереднього наплавленого шару має зернисту ферито-перлітну структуру (рисунок 4.11), бал зерна відповідає №8-9 ($D_z = 190...140$ мкм). Твердість HV1 = 1870МПа.

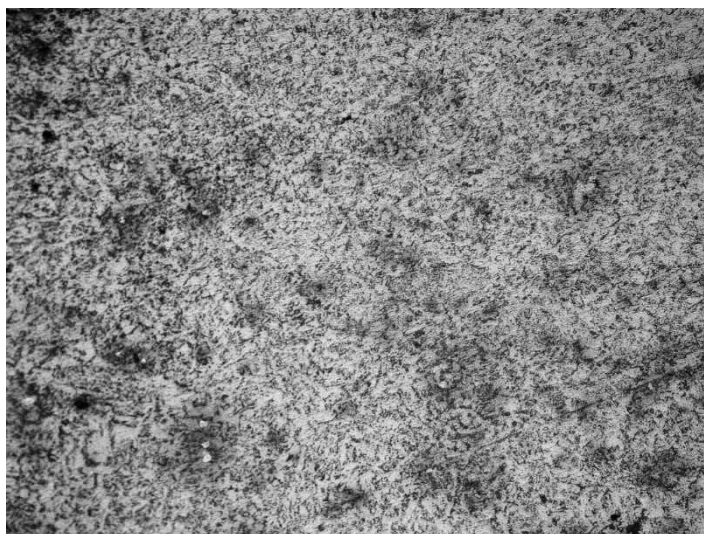


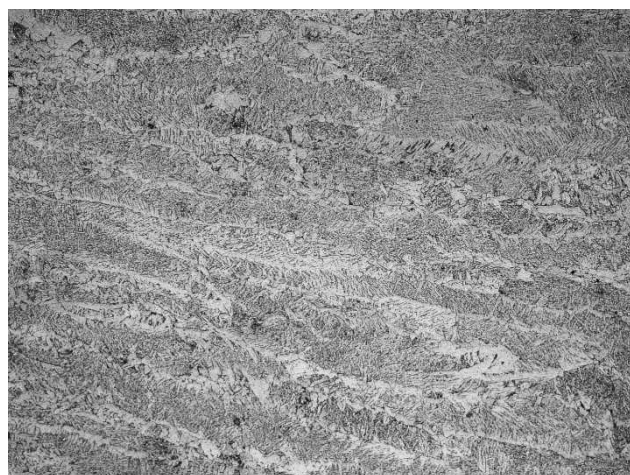
Рисунок 4.11 - Мікроструктура (x200) попередніх шарів з G3Si1, GMAW-CMT метод наплавлення, захисний газ M11

Особливості структурно-фазового складу зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1, що були отримані GMAW-Pulse наплавленням у газовій суміші M21

У даному зразку кристалізація наплавленого металу дендритна.

Мікроструктура останнього шару представлена на рисунку 4.12, а. Вона складається із полігонального (частково відманштеттового) розміщеного вздовж границь кристалітів фериту. Ширина кристалітів в основному $h_K = 80 \dots 100$ мкм, товщина виділень полігонального фериту вздовж границь кристалітів знаходиться в межах $h_{ПФ} = 10 \dots 12$ мкм. Поліедричний ферит виділяється у вигляді окремих скупчень зерен як у тілі кристалітів, так і біля феритних облямівок.

У тілі кристалітів спостерігається пластинчастий ферит з неупорядкованою другою фазою (більша частка) і з упорядкованою другою фазою (менша частка) (рисунок 4.12, б). Твердість феритної складової $HV = 1870 \dots 1910$ МПа. Твердість структури в тілі кристалітів $HV = 1930 \dots 2060$ МПа.



а)



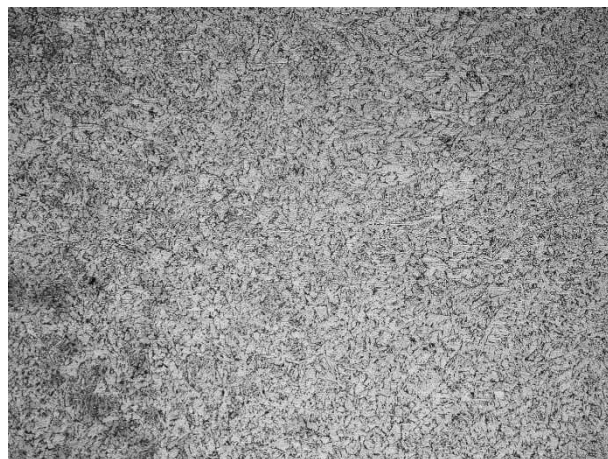
б)

Рисунок 4.12 - Мікроструктура (x200) останнього шару (а) з виділеннями пластинчатого фериту (б)

Мікроструктура в середній і нижній частині наплавлення в основному дрібнозерниста ферито–перлітна, кількість фериту в структурі значно більша (рисунок 4.13, а). Бал феритного зерна відповідає №9 ($D_z = 140$ мкм). Твердість складає $HV = 1760 \dots 1660$ МПа. Подекуди (в основному по краях наплавлених шарів) зберігаються фрагменти полігонального фериту, що зумовлює залишки орієнтованості структури (рисунок 4.13, б). Бал феритного зерна на цих ділянках відповідає №7 ($D_z = 260$ мкм). Твердість складає $HV = 1760 \dots 1660$ МПа.



а)



б)

Рисунок 4.13 - Мікроструктура (х200) перехідної зони (а) із залишками орієнтованої структури (б)

Попередні наплавлені шари (приблизно 1мм від нижнього краю) мають дрібнозернисту ферито-перлітну структуру (рисунок 4.14), бал зерна відповідає №8-9 ($D_z = 190 \dots 260$ мкм). Твердість $HV = 1600$ МПа.



Рисунок 4.14 - Мікроструктура (х200) попередніх шарів з дрібнозернистою структурою

Особливості структурно-фазового складу зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1, що були отримані GMAW-Pulse наплавленням у газовій суміші M11

У цьому зразку кристалізація наплавленого металу також дендритна. Мікроструктура останнього шару складається із тих же структурних складових, що і у вищеописаних зразках – ферит різних форм і невелика кількість перліту (рисунок 4.15).

Ширина кристалітів в основному $h_K = 80 \dots 130$ мкм. Товщина виділень полігонального фериту знаходиться в межах $h_{ПФ} = 5 \dots 15$ мкм. Поліедричний ферит, у невеликій кількості, компактно виділяється вздовж феритних облямівок, відзначається збільшена частка відманштеттового фериту.

У тілі кристалітів утворюється пластинчастий ферит з неупорядкованою другою фазою і невелика кількість пластинчастого фериту з упорядкованою другою фазою. Твердість феритної складової $HV = 1980 \dots 1870$ МПа. Твердість структури в тілі кристалітів $HV = 2130$ МПа.



Рисунок 4.15 - Мікроструктури (x200) останнього шару з G3Si1, GMAW-Pulse газ M11

В перехідній зоні наплавлення структура менш неоднорідна, зерниста ферито-перлітна, з великою кількістю фериту. Розмір зерна змінюється від №7,8 ($D_z = 260 \dots 190$ мкм) до №9 ($D_z = 140$) (Рис 4.16).

Загалом, структура перехідних шарів схожа на ЗТВ шва при багатопрохідному зварюванні (рисунок 4.16, а), де ділянка крупного зерна менш виражена, але все ж вона є. Це теоретично може сприяти зниженню пластичності. Твердість ділянок з більшим зерном складає $HV = 1880 \dots 1750$ МПа. Твердість на дрібнозернистих ділянках складає $HV = 1870$ МПа.

У зоні попереднього наплавленого шару метал має таку ж структуру, як і у перехідній зоні частині (рисунок 4.16, б), бал зерна відповідає №9 ($D_z = 140$ мкм). Твердість $HV = 1760 \dots 1790$ МПа.

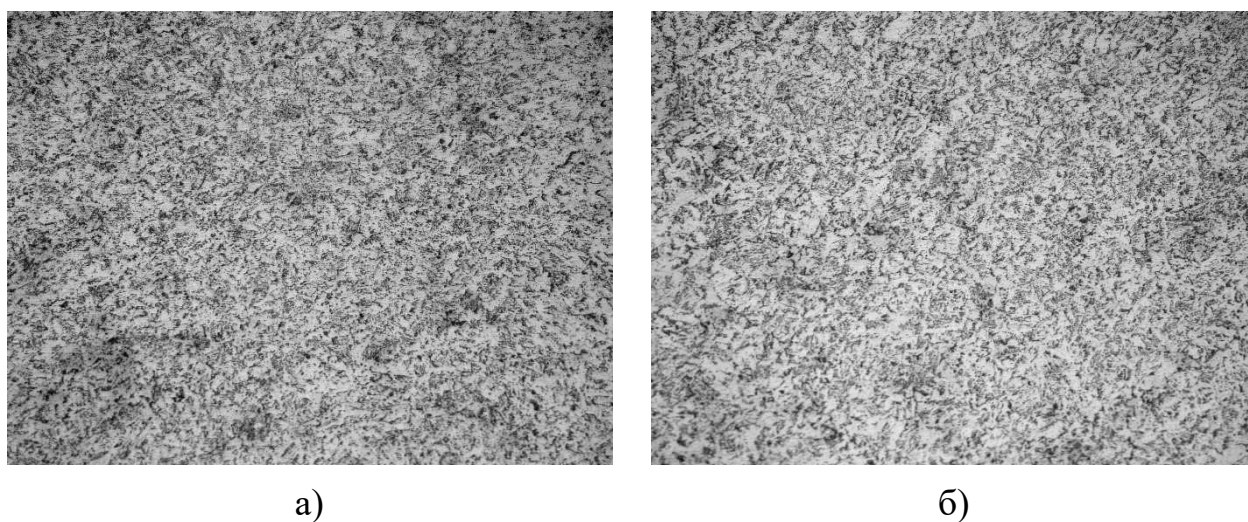


Рисунок 4.16 - Мікроструктура (x200) перехідної зони (а) та попередніх шарів (б)

Особливості структурно-фазового складу зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1, що були отримані PAW-CW наплавленням

У цьому зразку кристалізація наплавленого металу в останньому шарі дендритна. Мікроструктура останнього шару складається із масивних виділень полігонального фериту, значна частка його має орієнтацію по Відманштетту та дисперсного перліту по границях кристалітів. Також по границях і в тілі кристалітів виділяється поліедричний ферит. Структура в тілі кристалітів складається з декількох форм фериту – невеликої кількості поліедричного та пластинчастого з неупорядкованою другою фазою і з упорядкованою другою фазою (незначна кількість) (рисунок 4.17) Ширина кристалітів в основному $h_K = 120 \dots 180$ мкм. Товщина виділень полігонального фериту знаходиться в межах $h_{ПФ} = 10 \dots 20$ мкм.

Структура останнього шару зразка має більшу кількість грубої феритної складової. Твердість фериту $HV = 1700 \dots 1870$ МПа. Твердість структури в тілі кристалітів $HV = 1870 \dots 1810$ МПа

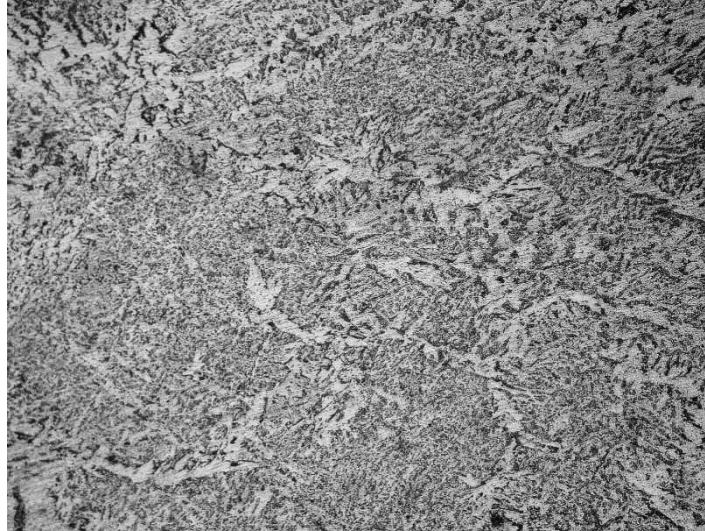
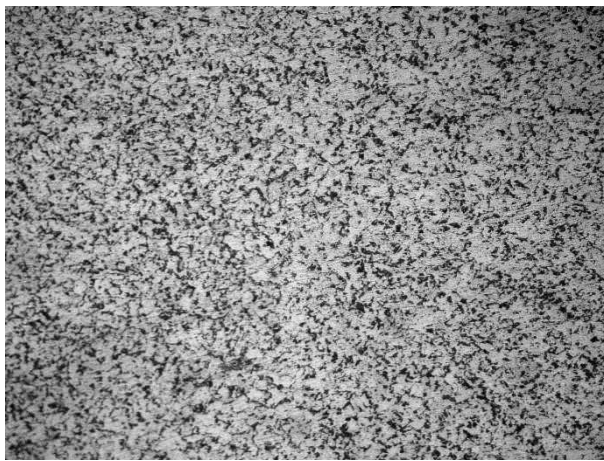


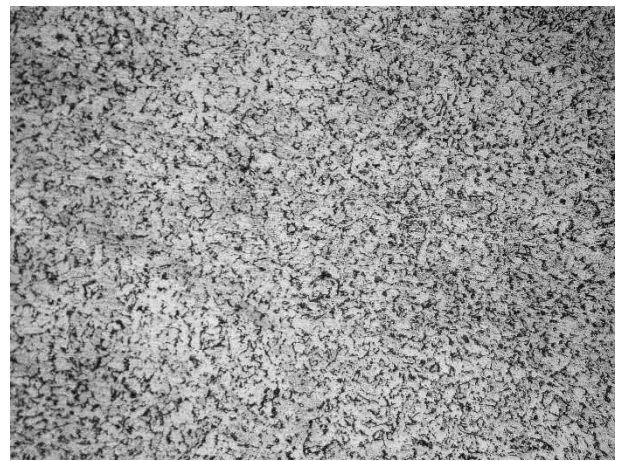
Рисунок 4.17 - Мікроструктури (x200) у зоні останнього шару з G3Si1, PAW метод наплавлення

У перехідній зоні та попередніх шарах наплавленого металу спостерігається майже однорідна область перекривання. Структура ферито-перлітна, кількість фериту в структурі значно перевищує кількість перліту. Розмір зерна змінюється в межах від №7 до №9 ($D_z = 260 \dots 140$ мкм) (рисунок 4.18, а).

У середній частині наплавлення виявлена ділянка з залишками більш крупної орієнтованої структури (рисунок 4.18, б), бал зерна відповідає №7 ($D_z = 260$ мкм). Твердість металу на цій ділянці складає $HV = 1560 \dots 1600$ МПа. Твердість дрібнозернистих ділянок складає $HV = 1650 \dots 1660$ МПа.



а)



б)

Рисунок 4.18 - Мікроструктура (x200) перехідної зони з однорідною областю перекриття (а) та залишками орієнтованої структури (б)

У зоні попередніх шарів спостерігається ферито-перлітна структура (рисунок 4.19), з балом зерна №9 ($D_z = 140$ мкм). Твердість металу складає $HV = 1600 \dots 1650$ МПа.

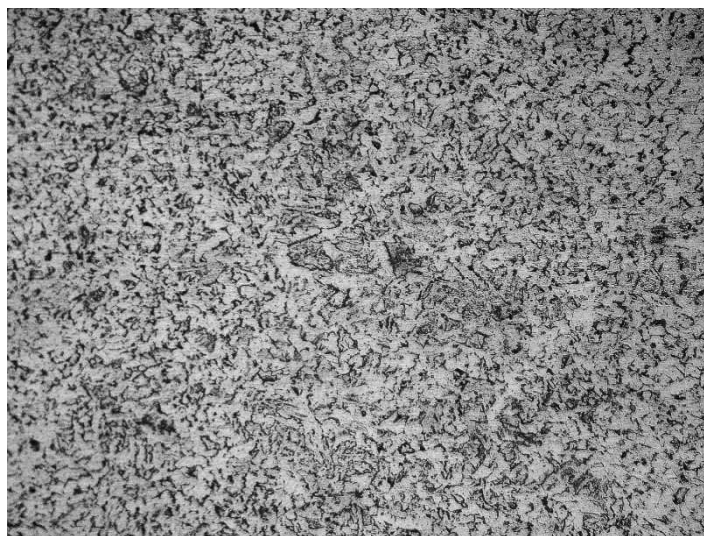


Рисунок 4.19 - Мікроструктура (x200) попередніх шарів наплавлення (PAW)

4.2 Порівняльний аналіз структурних змін у наплавленому металі G3Si1 у залежності від методу GMAW та PAW-CW наплавлення.

Мікроструктура металу досліджених зразків сталі 09Г2С (G3Si1) є характерною для багат шарових наплавлень – стовбчаста структура литого металу, яка вказує на направленість кристалізації із рідкого стану. Дана структура наявна лише в останньому наплавленому шарі. Висока ступінь дрібнодисперсності

структури наплавленого металу формується при застосуванні GMAW-CMT методу у сполученні з газовою сумішшю M21.

Між собою мікроструктури усіх зразків відрізняються розмірами кристалітів (h_K) (рисунок 4.20), шириною виділень полігонального фериту ($h_{ПФ}$) (рисунок 4.21) по границях кристалітів та кількістю інших феритних форм.

При порівнянні зеренної структури зразків, що були пошарово наплавлені GMAW-CMT/Pulse та PAW методами у комбінації захисних газових сумішей M21 та M11, встановлено наступне (рисунки 4.20 та 4.21).

У тілі кристалітів утворюється декілька форм фериту – поліедричний та дві модифікації пластинчастого – з впорядкованою та з неупорядкованою другою фазою. Самі кристаліти також відрізняються за розмірами (рисунок 4.20), що корелюється з режимом наплавлення (CMT/Pulse) і видом використаного захисного газу (M21, M11).

Так, для варіантів наплавлення CMT методом при використанні суміші M21 розміри кристалітів менші ($h_K = 60 \dots 80$ мкм), ніж при використанні суміші M11 ($h_K = 60 \dots 80$ мкм) та зменшеному тепловкладенню ($q = 117$ кДж/м). Подібна поведінка прослідковується також для GMAW-Pulse методу наплавлення.

Для плазмового (PAW) способу наплавлення спостерігається найбільший розміри кристалітів ($h_K = 120 \dots 180$ мкм), через високе тепловкладення у зварювальну ванну ($q = 318$ кДж/м).

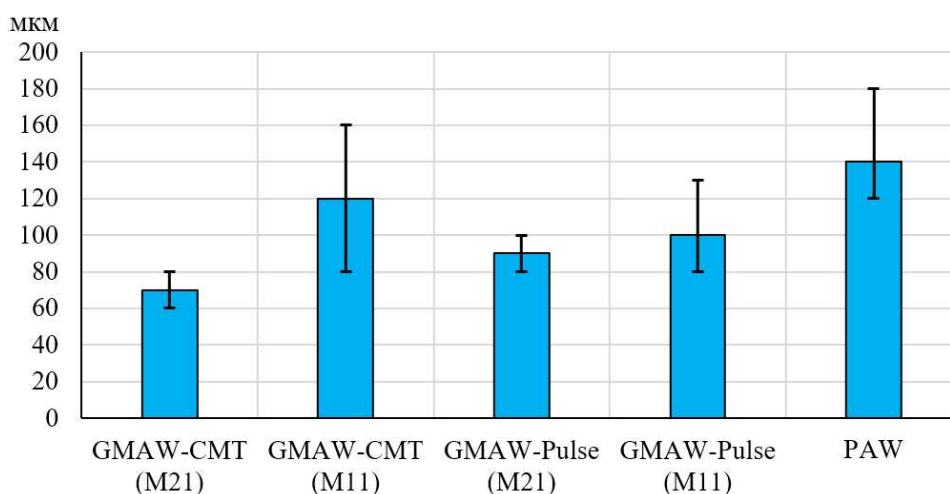


Рисунок 4.20 - Ширина кристалітів (h_K) у наплавленому металі зразків

Як відомо, при збільшенні тепловкладення швидше відбуваються процеси росту зерна та кристалітів. Однак, при використанні газових сумішей з різною теплопровідністю значно відрізняється швидкість охолодження у процесі кристалізації та охолодження наплавленого металу. У суміші M11 з 2% CO₂ теплопровідність менша, ніж при 18% CO₂ для суміші M11. Тобто, нижча теплопровідність газового середовища сприяє більшій концентрації теплової енергії дуги, що поглинається металом зварювальної ванни. Як наслідок, можна спостерігати укрупнення розмірів зерен та кристалітів через надлишкове тепло та зменшене його розсіювання у захисному газовому середовищі.

Майже аналогічні результати можна спостерігати для виділень полігонального фериту (товщини – $h_{\text{ПФ}}$) (рисунок 4.21). Величина та розмір цих виділень розподілені нерівномірно. Найбільший розбіг величин феритних виділень притаманний використанню газової суміші M11 з 2% CO₂ та використанню плазмового наплавлення (PAW) з найбільшим рівнем тепловкладення з усіх досліджених способів.

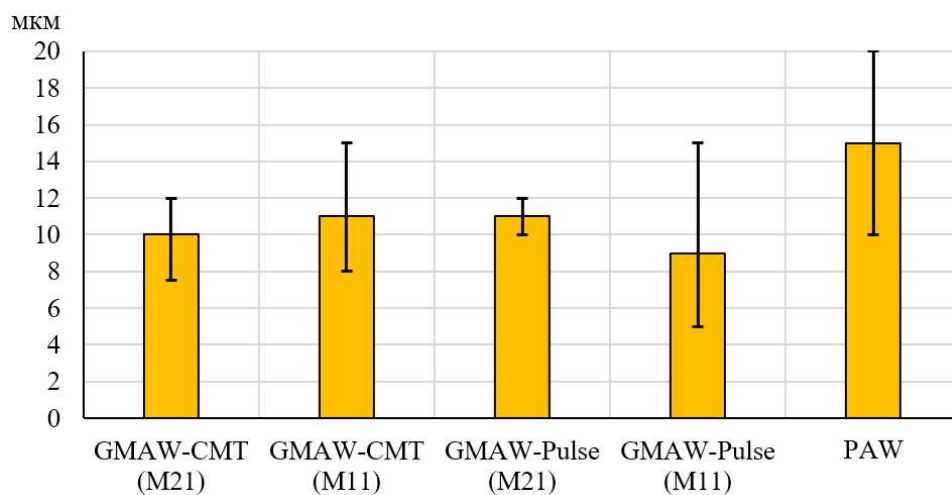


Рисунок 4.21- Товщини полігональних виділень фериту ($h_{\text{ПФ}}$) у наплавленому металі зразків

Мікроструктури на ділянках останнього шару наплавлення являють собою виділення полігонального фериту (інколи з орієнтацією по Відманштетту) та дисперсного перліту по границях кристалітів. Частка відманштеттового фериту у

наплавлених GMAW-Pulse методом зразках більша, ніж для отриманих GMAW-CMT наплавленням з однаковою газовою сумішшю зразків.

Перехідні зони між наплавленими шарами складаються з металу зі зміненою структурою (область перекриття), яка виникла в результаті теплового впливу при накладенні кожного наступного шару. Ці зони в основному складаються з фрагментарних залишків направленої стовбчастої структури. Вони є подрібненими, зернистими, ферито-перлітними зі значним вмістом фериту.

Таким чином, у перехідних зонах порушується стовбчата будова структури наплавленого металу, утворюється дезорієнтована дрібнозерниста структура. В усіх зразках чітко вираженої межі з'єднання шарів не спостерігається. Такі структури повинні мати підвищений опір руйнуванню, що підтверджуються механічними випробуваннями. У зоні попередніх шарів подекуди зберігається орієнтованість структури, що є характерною для литого металу.

Мікроструктури отриманих зразків також відрізняються величиною феритного зерна у перехідній зоні та попередніх шарах (рисунок 4.22). Найбільший розмір феритних зерен (D_3) спостерігається при використанні газової суміші M11. Розмір феритної складової при використанні суміші M21 для GMAW-CMT методу менший ($D_3 = 100 \dots 140$ мкм). Що також корелює з іншими варіантами наплавлень з використанням суміші M21.

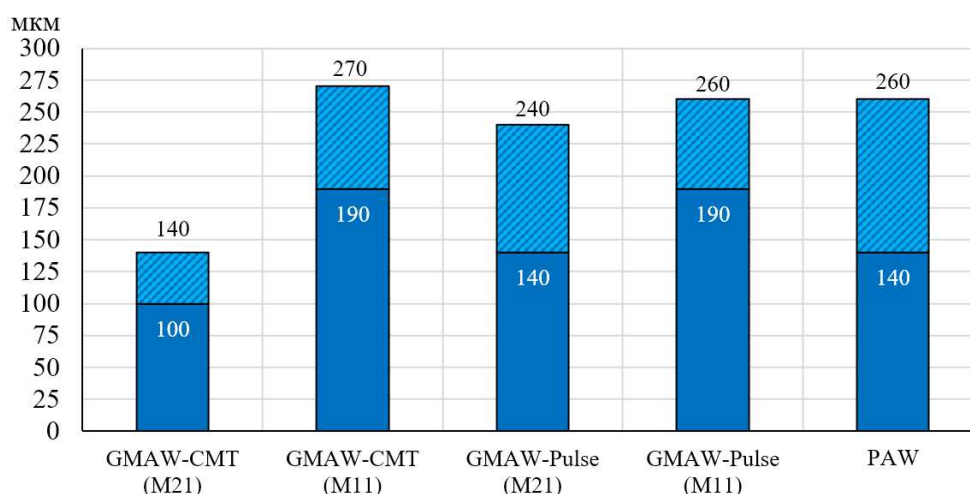


Рисунок 4.22 - Величини феритних зерен D_3 у перехідній зоні сплавлення останнього та попереднього шарів

Розміри феритної складової у попередньо наплавлених шарах практично не відрізняються та знаходяться на одному рівні, окрім GMAW-Pulse методу з використанням суміші M21. Для даного варіанту встановлений різкий ріст величини (D_3) феритних зерен (рисунок 4.23).

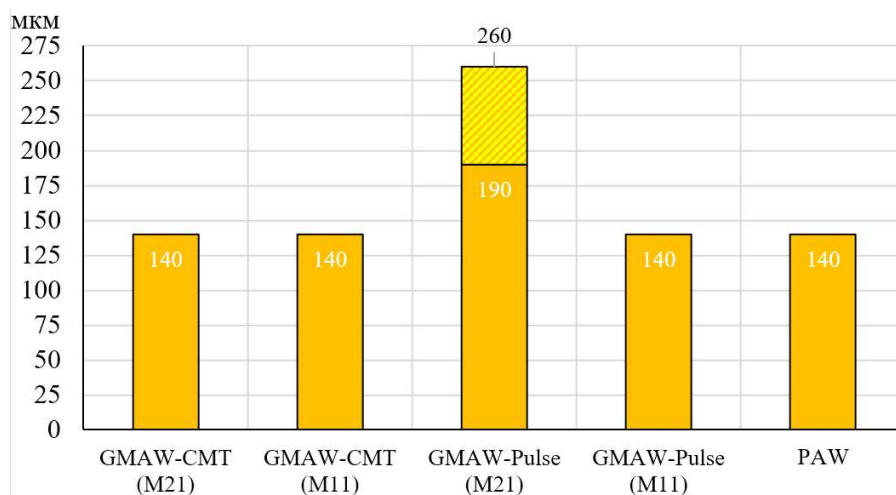


Рисунок 4.23 - Величини феритних зерен D_3 у попередніх шарах

При порівнянні рівнів мікротвердості отриманих наплавлених зразків встановлена певна залежність від методу/способу наплавлення та використаної захисної газової суміші, що відображено на рисунку 4.24.

Найвища мікротвердість наплавленого металу є характерною для зразків, які були наплавлені методом GMAW-CMT при застосуванні захисної газової суміші M11 (1840...2082 МПа), що корелює з результатами механічних випробувань. Більша мікротвердість пояснює дещо знижену пластичність за схемою: більша твердість – менша пластичність. При використанні суміші M21 наявне зниження рівня мікротвердості в усіх зонах досліджень (останній шар, перехідна зона, попередні шари).

Мікротвердість наплавлених з імпульсною подачею зварювального струму (GMAW-Pulse) зразків варіюється у межах 1618...1922 МПа та перебуває на середньому рівні з досліджених зразків. Спосіб плазмового (PAW) наплавлення демонструє найнижчі показники мікротвердості в останньому наплавленому шарі

та перехідній зоні на відміну від попередніх шарів з мікротвердістю на рівні GMAW-CMT/Pulse методів (з сумішшю M21).

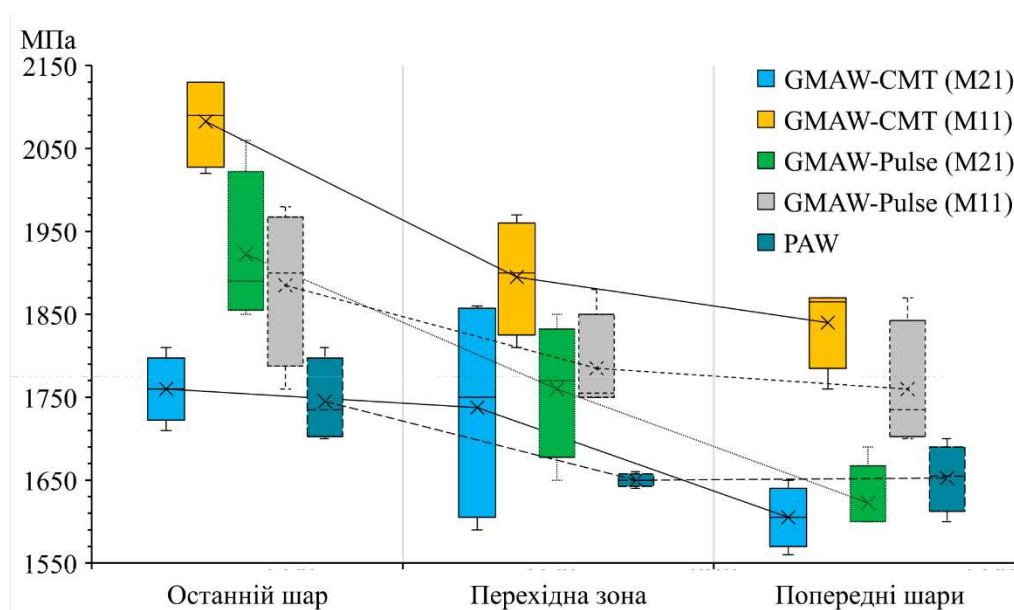


Рисунок 4.24 - Мікротвердість наплавлених зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1

Порівняльний аналіз хімічного складу наплавленого металу вказує на певне коливання вмісту частки марганцю (Mn). Це пояснюється зміною рівня тепловкладення та часткою вуглекислого газу (CO₂) у суміші, що впливає на інтенсивність вигорання легуючих елементів при наплавленні. Дані вимірювань хімічного складу наплавлених зразків наведені у таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 - Хімічний склад наплавленого металу з G3Si1 (09Г2С)

Варіант наплавлення	Хімічний склад, частка %					
	Fe	Si	Mn	Cu	Cr	S
GMAW-CMT (M21)	97,82	0,8	1,27	0,07	-	0,03
GMAW-CMT (M11)	97,59	0,82	1,38	0,08	0,025	0,07
GMAW-Pulse (M21)	97,85	0,8	1,2	0,087	-	0,02
GMAW-Pulse (M11)	97,76	0,76	1,31	0,084	0,037	0,026
PAW	98	0,63	1,04	0,08	0,07	0,14

4.3 Механічні властивості наплавлених GMAW-CMT/Pulse способами зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1

Адитивне виробництво дозволяє вирішити питання виготовлення виробів необхідної форми та матеріалів. Однак, окрім відповідності форми кінцевого виробу постає питання відповідності механічних властивостей використаного матеріалу до технічних вимог на виріб.

Забезпечення пошарово наплавленими виробами достатнього рівня механічних властивостей є важливою складовою надійності. Враховуючи циклічний вплив джерела нагрівання при пошаровому синтезі, відбуваються процеси структурних перетворень, загартовування та відпуску попередніх шарів наплавленого металу. У додаток до цього на механічні властивості наплавленого металу також може впливати склад газового захисту, а саме співвідношення розкиснювачів до інертної складової, і метод підведення тепла (зварювання з короткими замиканнями, імпульсна подача струму).

Для встановлення залежностей зміни механічних властивостей пошарово наплавленого металу від зміни захисного газового середовища та методу введення тепла були проведені механічні випробування на одновісний розтяг зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1, товщиною $\delta = 2$ мм, які були виконані GMAW-CMT/Pulse методами наплавлення відповідно до описаних у розділі 2 методик.

Механічні характеристики визначали автоматично шляхом обробки діаграм (рисунк 4.26) деформування за методикою, яка передбачена стандартом ДСТУ [98]. Зразки після випробувань зображені на рисунку 4.25. Руйнування зразків має однаковий характер та відбувалось у середній частині робочої ділянки.

Діаграми розтягу для усіх зразків мають характерну перехідну зону від області суто пружного деформування до пружно-пластичного [85]. Однак, площа текучості більш виражена при використанні GMAW-CMT методу наплавлення та захисної суміші M21.

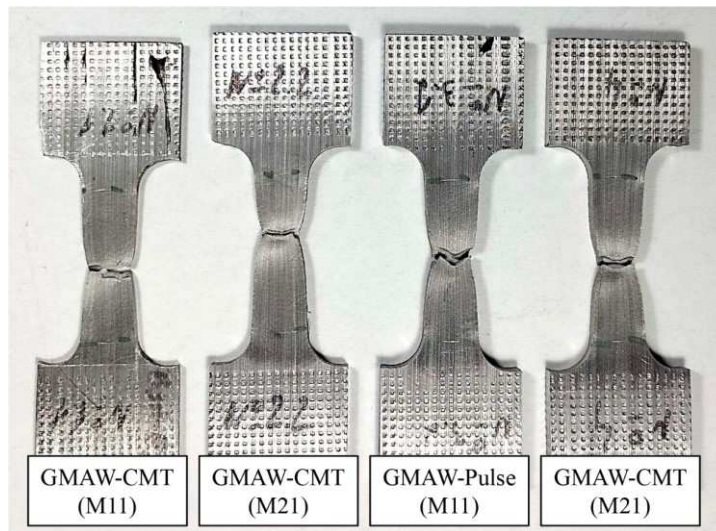


Рисунок 4.25 - Зразки після випробувань на одновісний розтяг

Усереднені значення характеристик механічних властивостей адитивно наплавлених зразків з G3Si1 за результатами випробувань на розтяг приведені на рисунку 4.27. З усіх випробувань найвищу міцність ($\sigma_b \approx 601$ МПа) має наплавлений GMAW-CMT методом з використанням суміші M11 (CO_2 2%) зразок із деяким зниженням пластичності до 31%.

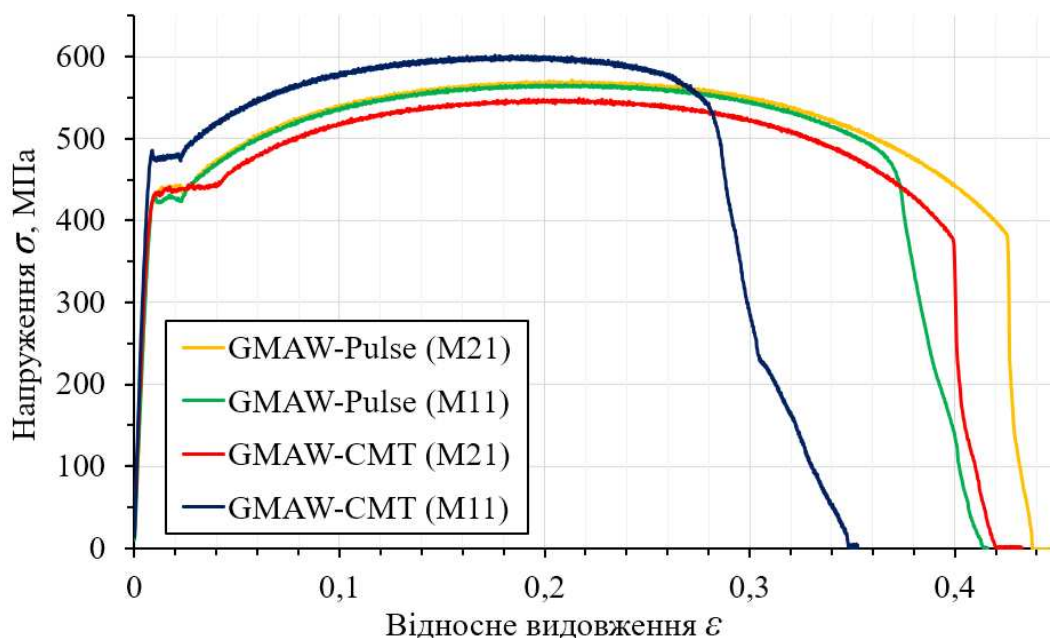


Рисунок 4.26 - Діаграми деформування зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1

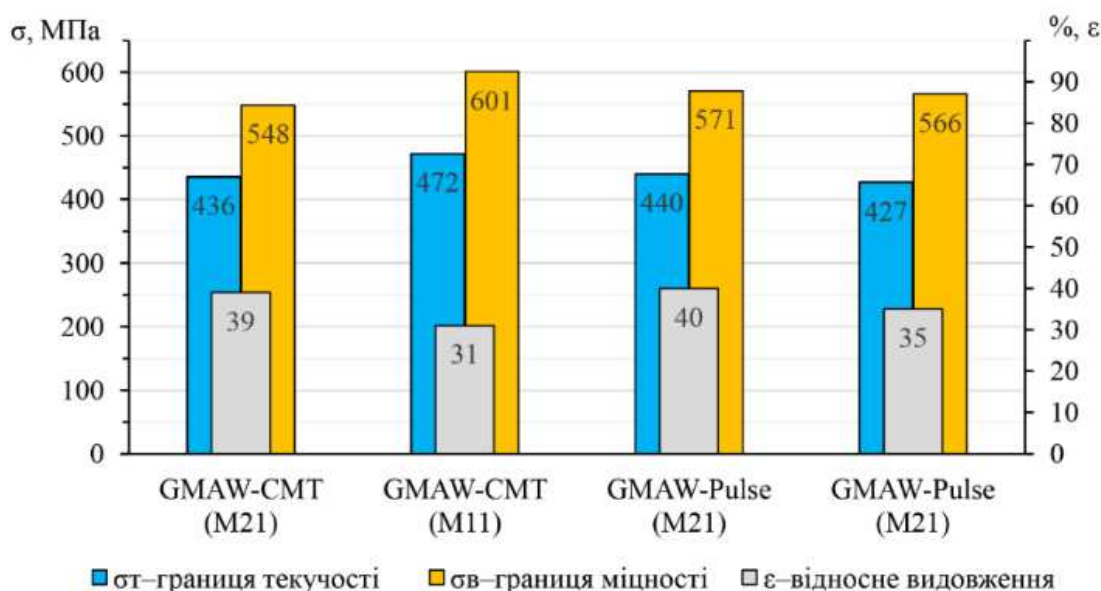


Рисунок 4.27 - Результати механічних випробувань на розтяг зразків з G3Si1

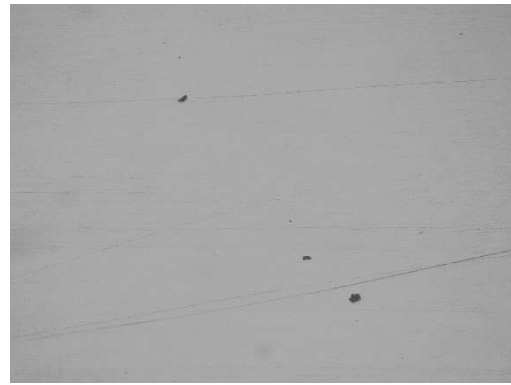
Загалом, за результатами механічних випробувань встановлено, що пошарово наплавлені зразки з низьковуглецевої сталі G3Si1 мають показники міцності не нижчі/на рівні основного металу. Також усі зразки мають достатню пластичність наплавленого металу.

4.4 Формування структури зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при GMAW-CMT/Pulse адитивному наплавленні

На полірованій поверхні шліфів усіх досліджених зразків у невеликій кількості виявлені дрібні неметалеві включення неправильної форми і одиничні прозорі включення сіро-блакитного кольору, що походять на пори. Включення здебільшого спостерігаються вздовж центральної осі по всій висоті досліджених зон наплавлень (рисунок 4.28).



а)

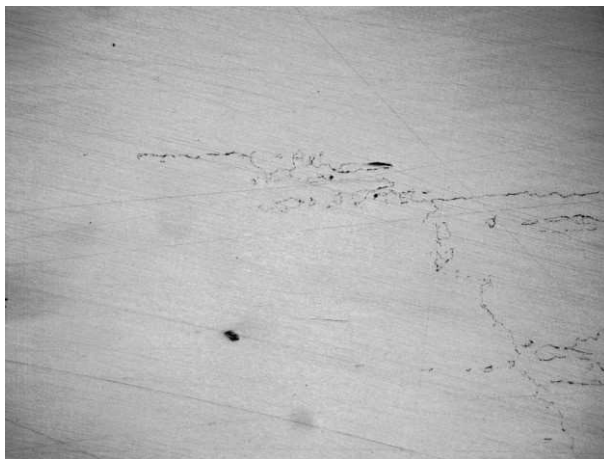


б)

Рисунок 4.28 - Макроструктури (x100) зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1:
а) GMAW-CMT; б) GMAW-Pulse

На поверхні наплавленого GMAW-CMT методом зразка критичні дефекти не виявлені. Механізм утворення силікатних включень у процесі наплавлення бронз описаний у праці [100]. Це пояснюється переплавленням тонких плівок CuO і SiO₂, що утворились внаслідок потрапляння у розплав зварювальної ванни адсорбованого кисню з попереднього наплавленого шару.

На поверхні наплавленого GMAW-Pulse методом зразка виявлені численні тріщини як навколо бокової крайки (рисунок 4.29), так і ближче до центру наплавленого валика.



а)



б)

Рисунок 4.29 - Макроструктури (x100) зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1:
а) тріщина у центрі валика; б) зародження тріщини на боковій кромці валика

Особливості структурно-фазового складу отриманих GMAW-CMT наплавленням зразків з кремнієвої бронзи

Мікроструктура металу наплавлення складається з α -твердого розчину різноманітного складу, що характерно для багат шарових наплавлень: стовбчаста структура литого металу, яка вказує на направленість кристалізації із рідкого стану, спостерігається в останньому шарі наплавлення зразка (рисунок 4.30) і являє собою дрібну дендритну структуру. Твердість металу останнього шару $HV = 1130 \dots 1280$ МПа.



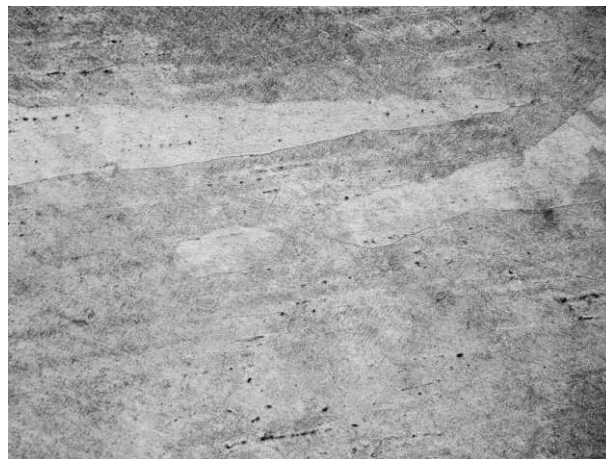
Рисунок 4.30 - Мікроструктура ($\times 200$) останнього шару наплавлення

Структура в інших ділянках наплавлення складається з масивних, витягнутих по висоті зразка зерен та слідів первинної структури у вигляді переривчастих ланцюжків темних глобулярних виділень (рисунок 4.31). Зерна мають різну травимість. У світлих зернах інколи спостерігаються світлі виділення по границях зерен і субструктура у вигляді субзерен розміром $d_c = 100 \dots 150$ мкм (рисунок 4.31, а).

У темних зернах спостерігається субструктура, яка за виглядом схожа на пластини з перехресною орієнтацією «кошикове плетіння» (рисунок 4.31, б). Твердість світлих зерен вища, ніж темних: світлотравлені зерна – $HV = 1030 \dots 1190$ МПа; темнотравлені зерна – $HV = 958 \dots 1000$ МПа.



а)



б)

Рисунок 4.31 - Мікроструктури ($\times 200$) зерен різної травимості (а) з перехресною орієнтацією (б)

В зоні попередніх наплавлених шарів така ж структура як і на інших ділянках наплавлень (Рис. 4.32, а). Слід зазначити, що в попередніх шарах в невеликій кількості з'являється структура з орієнтацією «кошикове плетіння» такожі в світлотравлених зернах (Рис. 4.32, б). В цих місцях твердість металу дещо нижча, ніж на інших ділянках світлотравлених зерен. Твердість світлих зерен: $HV = 1110....1320$ МПа, тоді як твердість світлих зерен з елементами «кошикового плетіння» складає $HV = 1000....1080$ МПа.



а)



б)

Рисунок 4.32 - Мікроструктури ($\times 200$) попередніх наплавлених шарів (а) з наявною перехресною орієнтацією «кошикове плетіння» (б)

Твердість більш темних зерен з субструктурою пластини із перехресною орієнтацією ще нижча та складає $HV = 916 \dots 980$ МПа.

Особливості структурно-фазового складу отриманих GMAW-Pulse наплавленням зразків з кремнієвої бронзи

Мікроструктура металу наплавлення при використанні імпульсної подачі струму схожа, як і при використанні методу з короткими замиканнями СМТ.

У зоні останнього шару не спостерігається дендритної структури. Структура складається зі слідів литого металу у вигляді переривчастих смуг і світлої матриці. На деяких ділянках світлої матриці спостерігається субструктура у вигляді пластин з орієнтацією «кошикове плетіння» (перехресні виділення з матриці) (рисунок 4.33). Твердість металу складає $HV = 1040 \dots 1190$ МПа, на ділянках із субструктурою: $HV = 1090 \dots 1150$ МПа.

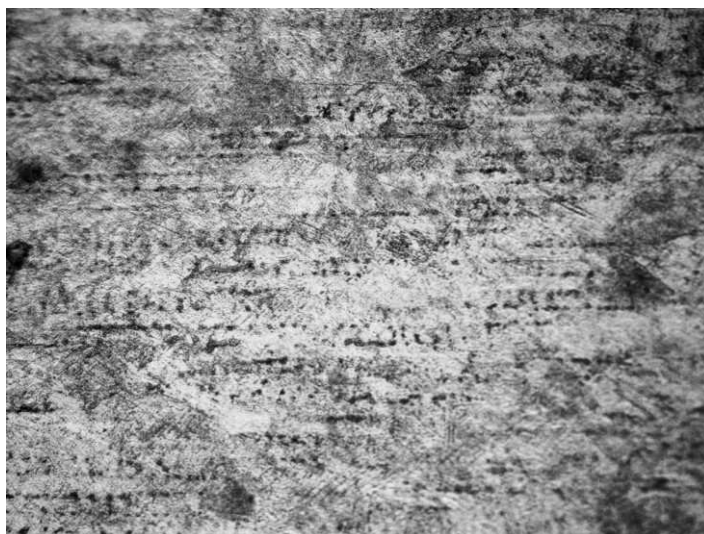


Рисунок 4.33 - Мікроструктура ($\times 200$) останнього шару наплавлення, метод GMAW-Pulse

Структура перехідної зони сплавлення виглядає як масивні зерна, що витягнуті по висоті зі слідами литого металу у вигляді переривчастих ланцюжків темних глобулярних виділень (рисунок 4.34). Зерна мають різну ступінь травлення. У темних зернах спостерігається субструктура у вигляді пластин з перехресною орієнтацією «кошикове плетіння». Твердість світлих зерен вища, ніж темних:

світлотравлені зерна – $HV1 = 1390 \dots 1440$ МПа; темнотравлені зерна – $HV1 = 1240 \dots 1430$ МПа.



Рисунок 4.34 - Мікроструктура ($\times 200$) перехідної зони сплавлення останнього та переднього шару, метод GMAW-Pulse

У зоні попередніх шарів така ж структура, як і на інших ділянках (рисунок 4.35, а). Вона являє собою залишки литих кристалітів та масивні зерна з різним ступенем травлення. У більш темних зернах спостерігається субструктура така ж, як у перехідній зоні сплавлення шарів, залишки перехресної орієнтації (рисунок 4.35, б). Твердість світлих зерен: $HV = 1330 \dots 1460$ МПа. Твердість більш темних зерен нижча і складає $HV = 1220 \dots 1130$ МПа.



а)



б)

Рисунок 4.35 - Мікроструктури ($\times 200$) попередніх шарів (а) із залишками перехресної орієнтації (б)

На поверхні шліфа виявлені численні мікротріщини як поблизу бокової кромки наплавлених шарів, так і ближче до центру наплавлення. У перехідній зоні спостерігається наскрізна (поперек шару) мікротріщина, що починається на відстані приблизно 6000 мкм від верхнього краю наплавленого валика і закінчується в зоні останнього шару (рисунк 4.36, а, б).



а)



б)

Рисунок 4.36 - Мікроструктури ($\times 200$) останнього шару з наявними мікротріщинами (а), які спрямовані до центру валика (б)

Твердість металу в безпосередній близькості до мікротріщини по центру наплавлення не відрізняється від твердості в інших зонах наплавленого металу.

4.5 Порівняльний аналіз структурних змін у наплавленому металі CuSi3Mn1 у залежності від методу GMAW-CMT/Pulse наплавлення

Загалом, метал виготовлених GMAW-CMT/Pulse методами наплавлення зразків складається з α -твердого розчину. Для GMAW-CMT методу структура останнього шару характерна для багат шарових наплавлень: стовбчаста структура литого металу, яка вказує на направленість кристалізації, і являє собою дрібну дендритну структуру. Для GMAW-Pulse методу структура останнього шару складається із наявних залишків литого металу у вигляді переривчастих смуг і світлої матриці.

Структури перехідних зон складаються з масивних, витягнутих по висоті зразка зерен та слідів первинних структур у вигляді переривчастих ланцюжків темних глобулярних виділень субзерен розміром 100 – 150 мкм та субструктур з вираженою орієнтацією типу «кошикове плетіння». Структури попередніх шарів схожі з перехідними зонами та останніми шарами. Однак, у невеликій кількості ще й з'являються структури з вираженою орієнтацією «кошикового плетіння». Також наявні зерна з різним ступенем травлення. У більш темних зернах спостерігається субструктура така сама, як і у перехідній зоні сплавлення шарів.

На наплавленому з імпульсною подачею струму (GMAW-Pulse) зразку спостерігаються чіткі межі розділу окремих шарів з формуванням масивних стовпчастих зерен, що орієнтовані у напрямку тепловідводу. Така структура підтверджує зроблені у [66] висновки відносно надлишкового перегріву зварювальної ванни з наступним утворенням анізотропної структури наплавленого металу. Потенційно це є причиною виникнення критичних дефектів типу тріщин при наплавленні достатньої кількості шарів з паралельним накопиченням некомпенсованих напружень розтягу від усадки металу при кристалізації, що було досліджено у розділі 5.

Для GMAW-CMT процесу характерна деяка дезорієнтованість зерен структури, що сприяє анізотропії (рівномірності) механічних властивостей наплавленого металу і, як наслідок, відсутності виникнення поверхневих дефектів у вигляді тріщин.

Мікротвердість шарів наплавленого металу відрізняється на різних ділянках наплавлення та знаходиться в межах від 876...1280 МПа для GMAW-CMT та 1160...1460 МПа для GMAW-Pulse процесів. Значення мікротвердості окремих зон наплавленого металу наведена на рисунку 4.37. Мікротвердість окремих зон у цілому для Pulse наплавлення відносно GMAW-CMT методу дещо збігається з висновками авторів, які наведені в роботі [8], у контексті збільшення твердості наплавленого шару при підвищенні рівня тепловкладення.

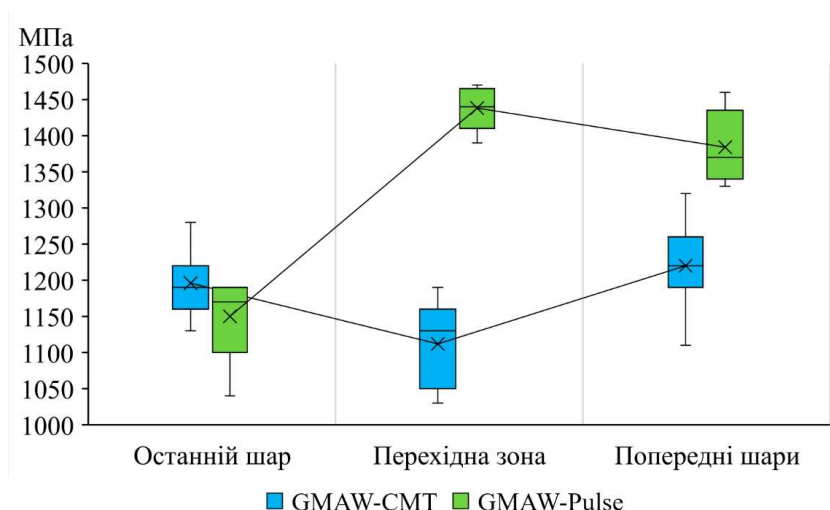


Рисунок 4.37 - Мікротвердість наплавлених зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1

Дослідження хімічного складу наплавленого металу кремнієвої бронзи вказує на практично однаковий склад та відсутність впливу зміни GMAW-CMT/Pulse методу наплавлення. Хімічний склад досліджених зразків наведений у таблиці 4.2.

Таблиця 4.2 - Хімічний склад наплавленого металу з CuSi3Mn1 (БрКМц3-1)

Варіант наплавлення	Хімічний склад, частка %					
	Cu	Si	Mn	Fe	Sn	Zn
GMAW-CMT	95,87	2,76	0,99	0,19	0,17	0,01
GMAW-Pulse	96,07	2,72	0,94	0,24	-	-

4.6 Структура та фізико-механічні властивості наплавлень із сплаву SBM-4

Для наплавленого металу SBM-4 (рис. 4.38) характерна дендритна схема кристалізації з утворенням комірок та субструктур різного типу (фрагменти, клубкова структура), нерівноважність стану і наявність слідів релаксаційних процесів. Зниження рівня напружень проявляється у вигляді зародження і руху систем ковзання та двійникування зерен.

Величина зерен знаходиться в інтервалі від 25×45 мкм до 90×175 мкм. Аналіз субструктури свідчить, що формуються субзерна досить великих розмірів,

діаметром $D_c = 3$ мкм (рисунок 4.38, в), що свідчить про рівноважність структурного стану металу, що зумовлений циклами повторного нагріву під час адитивного наплавлення. Крім того, характерною є наявність у внутрішніх об'ємах зерен дрібнодисперсних фазових формувань розмірами $D_\phi = 0,15...0,25$ мкм, розподіл і морфологія яких аналогічна γ' -фазі, що є когерентною матрицею.

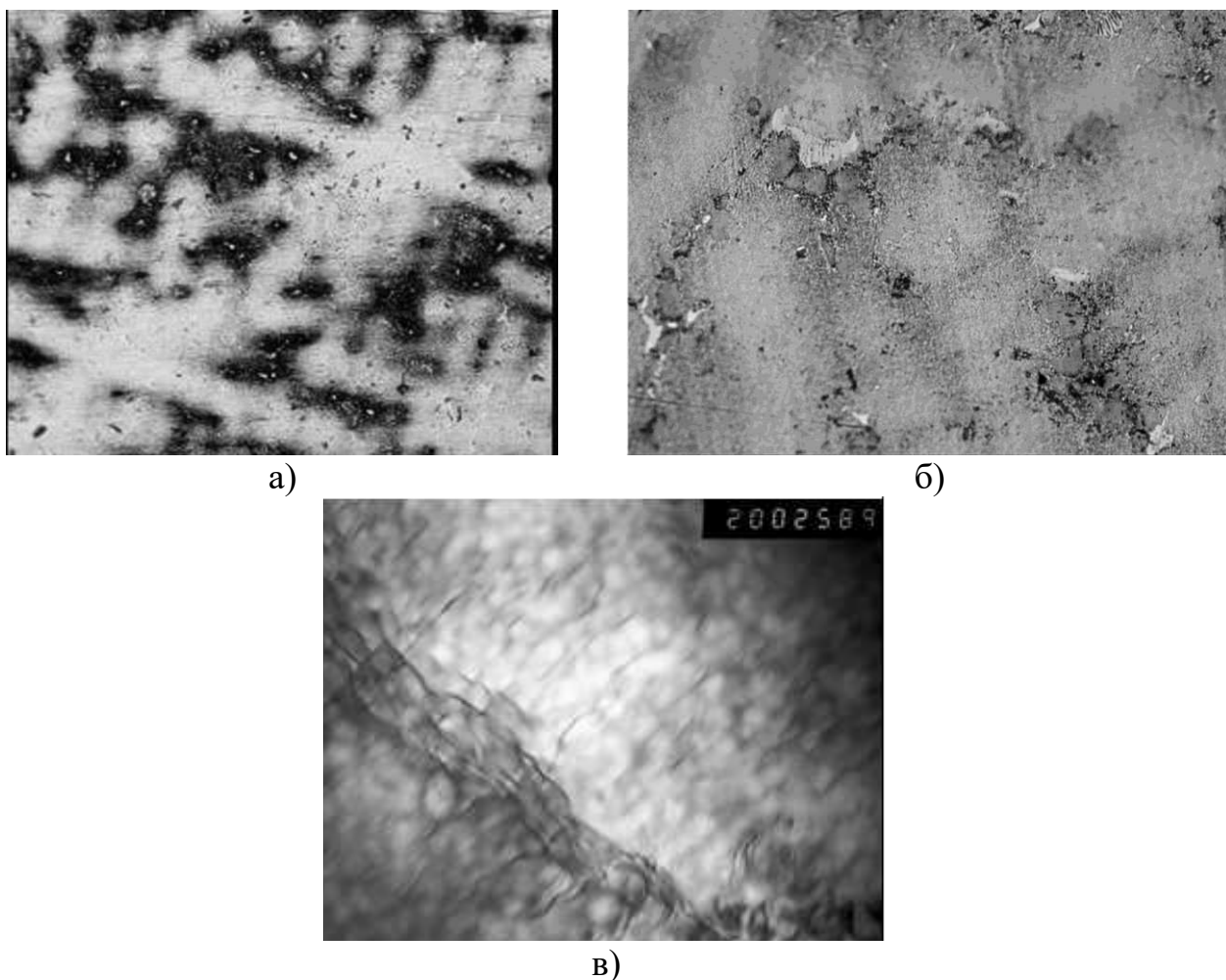


Рисунок 4.38 - Мікроструктура наплавленого металу з SBM-4: а) $\times 250$; б) $\times 320$; в) $\times 20\,000$

Найвищі щільності дислокацій, до 2×10^{10} , формуються по границях фазових виділень усередині матричних зерен. Слід зазначити і зростання внутрішніх напружень у наплавленому металі, про що свідчить вигляд мікродифракційних відображень (рисунок 4.38, а), де чітко видно азимутальне розмиття рефлексів.

Дослідження тонкої структури наплавленого металу показало, що дисперсність зміцнювальної фази не однакова на різних ділянках. Наявність

зміцнювальної фази в наплавленому металі, ймовірно, пов'язана з її частковим збереженням у рідкому розплаві під час наплавлення, оскільки за характерних для наплавлення високих швидкостей охолодження її виділення мало ймовірно.

З мікроструктур (рисунок 4.39) видно, що в наплавленому металі можливі як коагуляція зміцнювальної фази, так і утворення дрібнодисперсних частинок з розмірами менше 0,1 мкм. Можна припустити, що дроблення зміцнювальної фази відбувається під дією термічного удару, проте для з'ясування явищ, які відбуваються, необхідні детальніші дослідження.

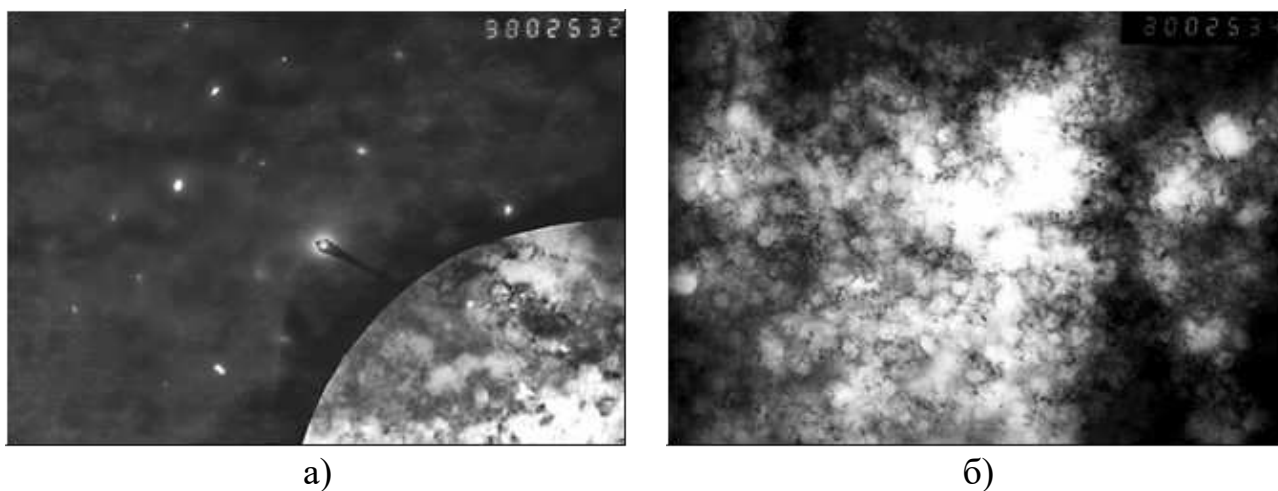
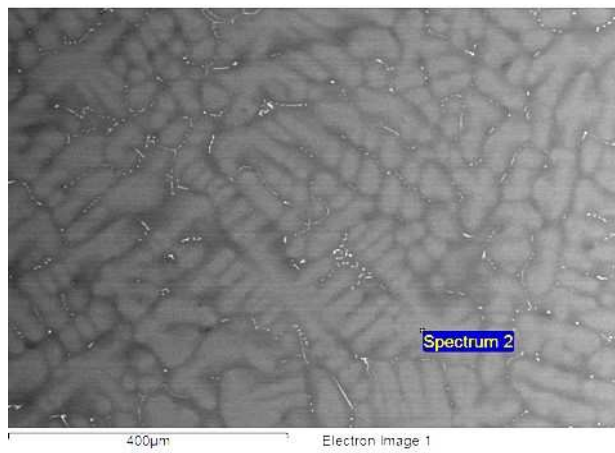


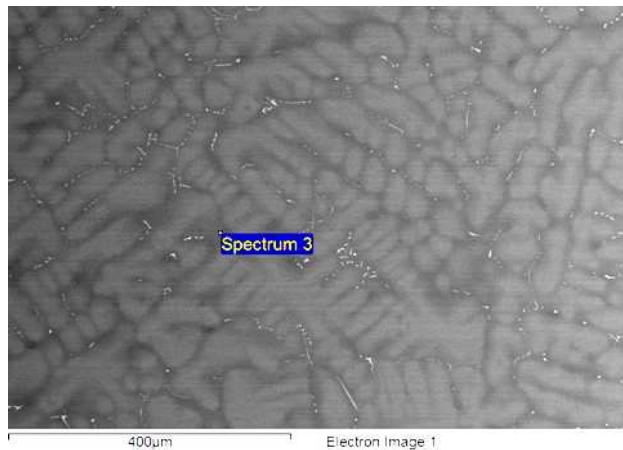
Рисунок 4.39 - Мікродифракційна картина (а) і тонка структура наплавленого металу після адитивного наплавлення (б) $\times 20\,000$.

По границях дендритних комірок, а також в міжосьовому просторі розташовані евтектичні карбідні утворення, які характеризуються різними розмірами та формами. Карбіди типу MeC утворені на основі ефективних карбідоутворюючих елементів, зокрема – танталу. Тугоплавкі легуючі хімічні елементи, зокрема W та Re розміщені в осях дендриту, а такі легуючі елементи як Ta, Al, Nb, Ti – збагачують границі комірок (рисунок 4.40). Реній по межах дендритних комірок не виявлений. Він, в основному, входить до складу матричної γ -фази. Таантал переважно легує зміцнюючу дисперсну γ' -фазу.



Element	Weight, %	Atomic, %
Al K	2,67	6,27
Ti K	0,92	1,21
Cr K	13,39	16,35
Co K	7,74	8,32
Ni K	56,62	61,01
Nb L	0,00	0,00
Mo L	1,05	0,69
Ta M	1,54	0,53
W M	9,67	3,35
Re M	6,32	2,15
Totals	100,00	

a



Element	Weight, %	Atomic, %
Al K	3,43	7,46
Ti K	2,92	3,57
Cr K	13,70	15,44
Co K	7,21	7,19
Ni K	62,40	62,34
Nb L	0,83	0,53
Mo L	1,67	1,02
Ta M	2,23	0,72
W M	5,67	1,81
Re M	0,00	0,00
Totals	100,00	

б

Рисунок 4.40 – Структура наплавленого металу SBM-4 в осі дендритів (а) і на границі дендритних комірок (б)

Мікротвердість вихідного металу під час вимірювання з навантаженням 0,5 Н змінюється в інтервалі $HV = 3170...3410$ МПа із середнім значенням $HV = 3324$ МПа, а наплавленого металу – в інтервалі $HV = 2870...3130$ МПа з усередненим значенням близько $HV = 3000$ МПа. За високошвидкісного охолодження після проходження джерела тепла і кристалізації з рідкого стану зміцнювальні фази не встигають виділитися, що і призводить до низьких значень мікротвердості. Також, зниження мікротвердості наплавленого металу SBM-4 після кристалізації з рідкого стану, ймовірно, пов'язане з розчиненням зміцнювальної γ' -фази, хоча, як видно з рисунку 4.38, за час наплавлення вона не повністю розчиняється.

4.7 Висновки до розділу 4

1. При наплавленні низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С) GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методами у всіх випадках формується щільна структура металу, в якій виявлені дисперсні неметалеві включення оксидів і силікатів округлої форми, які рівномірно розподілені по всьому перерізу зразків. Кількість і розмір виявлених включень менше балу №1 (за шкалою згідно з ДСТУ 1778-70). На окремих ділянках спостерігаються ланцюжки і компактні скупчення неметалевих силікатних включень.

2. Структура наплавленого металу усіх зразків з низьковуглецевої сталі G3Si1 ферито-перлітна. Останні наплавлені шари мають стовпчасту структуру, яка є характерною для литого металу. У перехідній зоні спостерігаються дезорієнтовані дрібнозернисті структури з фрагментарними залишками орієнтованих стовпчастих структур, а в раніше сформованих шарах під впливом наступних циклів нагрівання формуються дезорієнтовані дрібнозернисті структури. В усіх зразках чітко вираженої межі з'єднання шарів не спостерігається.

3. За результатами механічних випробувань встановлено, що усі наплавлені зразки з G3Si1 за міцнісними характеристиками не поступаються заявленим виробником механічним властивостям наплавленого металу і навіть перевищують їх. Наплавлений GMAW-CMT методом із застосуванням газової суміші M11 зразок демонструє більшу на 5-7% границю міцності у порівнянні з іншими зразками, однак має дещо знижену пластичність відносно інших варіантів наплавлень.

4. Аналіз мікроструктури металу отриманих з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 за обома технологіями CMT/Pulse наплавлення зразків вказує на формування однофазної структури α -твердого розчину складного хімічного складу. В основному, структура обох наплавлень складається із масивних зерен з різним ступенем травлення та орієнтацією, що відрізняються мікротвердістю. Для варіанту застосування GMAW-Pulse наплавлення є характерним утворення структури зі стовпчастими одновісними зернами, що призводить до анізотропії фізико-механічних характеристик такого наплавленого металу. Мікротвердість

зерен відрізняється на різних ділянках наплавлення та знаходиться в межах від $HV = 876 \dots 1280$ МПа для СМТ та $HV = 1160 \dots 1460$ МПа для Pulse процесу.

5. Мікроструктура наплавленого припоєм SBM-4 металу свідчить про утворення різноманітних субструктур за дендритним механізмом кристалізації. Характерною є нерівноважність стану та наявність слідів релаксаційних процесів. Виявлено формування субзерен значних розмірів та дрібнодисперсних фазових утворень у внутрішніх об'ємах зерен. Величина зерен знаходиться в інтервалі від 25×45 мкм до 90×175 мкм, а сформовані в процесі адитивного наплавлення напруження призводять до зародження і руху систем ковзання і двійникування зерен. По границях фазових виділень спостерігається зростання щільності дислокацій.

5 ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМУВАННЯ КОМПОНЕНТ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ МЕТОДОМ СКІНЧЕННИХ ЕЛЕМЕНТІВ

5.1 Вибір моделі та визначення параметрів джерела тепла

У процесі створення виробів за допомогою багатошарового 3D друку, формування тріщин може бути результатом різних чинників. Одним із них є формування термічних напружень, які виникають через різницю температур між шарами під час наплавлення. Також важливу роль відіграють технологічні параметри процесу наплавлення, зокрема швидкість наплавлення, потужність джерела нагріву, послідовність нанесення шарів. Невідповідність будь-якого з цих параметрів може призвести до утворення тріщин та інших дефектів

У зв'язку з тим, що напружено-деформований стан адитивно наплавлених виробів, які виготовлені за допомогою технології WAAM, залежить від кінетики зумовлених впливом зварювальної дуги термодформаційних процесів для числового моделювання теплових процесів необхідно використовувати відповідну модель джерела тепла. На даний час у науково-дослідній практиці для аналізу теплових процесів під час дугового зварювання/наплавлення найчастіше використовують математичну модель об'ємного джерела нагріву за J.Goldak [101] у вигляді подвійного еліпсоїда, яка розроблена з урахуванням нормального (за Гаусом) закону розподілу щільності потужності джерела нагрівання в об'ємі тіла (рисунок 5.1). Особливістю моделі є незалежне задання розподілу питомої теплової потужності для головної і хвостової частин зварювальної ванни.

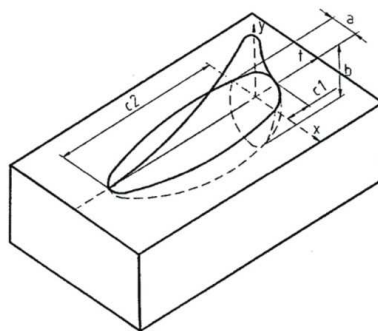


Рисунок 5.1 - Модель об'ємного джерела тепла за J.Goldak [101]

Для моделі об'ємного джерела тепла за J.Goldak температурне поле $T(x, y, z, t)$ задовольняє диференційному нелінійному рівнянню теплопровідності в будь-якій точці тіла:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_{vol} \quad (5.1)$$

де $q_{vol}(x, y, z)$ – об'ємна щільність теплової потужності джерела, Вт/см³.

Для описаної теплової моделі розподіл об'ємної щільності потужності джерела задається незалежно для фронтальної (індекс f) і хвостової (індекс r) чвертей еліпсоїда:

$$q_{vol,f} = f_f \frac{6\sqrt{3Q}}{a_f b c \pi^{3/2}} e^{-3 \left[\left(\frac{x+v(\tau-t)}{a_f} \right)^2 + \left(\frac{y}{b} \right)^2 + \left(\frac{z}{c} \right)^2 \right]} \quad (5.2)$$

$$q_{vol,r} = f_r \frac{6\sqrt{3Q}}{a_r b c \pi^{3/2}} e^{-3 \left[\left(\frac{x+v(\tau-t)}{a_r} \right)^2 + \left(\frac{y}{b} \right)^2 + \left(\frac{z}{c} \right)^2 \right]} \quad (5.3)$$

де Q – ефективна тепла потужність джерела нагрівання (для дугового наплавлення $Q = \eta \times I \times U$), τ – час, що минув від початку дії джерела;

t – поточний час;

v – швидкість переміщення джерела (швидкість зварювання);

x, y, z – напівосі еліпсоїда за координатними напрямками ОХ, ОУ, ОZ;

f_f і f_r – коефіцієнти, які визначають співвідношення для тепла, яке введене до фронтальної і хвостової частин еліпсоїда;

a_f, a_r, b, c – відповідні радіуси нормального розподілу.

Для опису умов теплообміну використовуються граничні умови виду:

$$\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial n} \right)_n = h [T_c(\tau) - T_n(\tau)] \quad (5.4)$$

де n – нормаль до поверхні;

h – сумарний коефіцієнт тепловіддачі, який враховує теплообмін конвекцією і випромінюванням;

T_c і T_n – температури навколишнього середовища і поверхні відповідно.

Індекс « n » відноситься до значень на поверхні.

Крайова задача (1) – (2) проінтегрована при початковій умові:

$$T(x, y, z) = T_0 \quad (5.5)$$

де T_0 – початкова температура.

Розв’язок задачі теплопровідності з використанням МСЕ зводиться до мінімізації функціоналу, який описує крайову задачу (5.1) – (5.5). Для групи кінцевих елементів це призводить до наступного матричного рівняння [102]:

$$[C] \frac{\{T\}}{\partial \tau} + [K]\{T\} = \{F\}, \quad (5.6)$$

де $[C]$, $[K]$ – глобальні матриці теплоємності і теплопровідності;

$\{T\}$ – вектор-стовпець температур у вузлах скінченно-елементної сітки;

$\{F\}$ – вектор-стовпець теплового навантаження у вузлах.

Для визначення параметрів джерела тепла адитивним наплавленням були виготовлені дослідні зразки модельного виробу.

Дослідний зразок виготовляли методом GMAW наплавлення з використанням трикоординатного CNC-стенду (рисунок 5.2, а) і зварювального джерела Fronius VarioStar 2500. Для наплавлення на основу – пластину завтовшки $\delta = 6$ мм у вигляді рівнобічного трикутника з довжиною кожної сторони 110 мм з аустенітної нержавіючої сталі E304, використаний дріт CuSi3Mn1 діаметром $d_e = 1,2$ мм. Основа жорстко закріплена короткими швами завдовжки 20 мм на прямокутній підкладці розмірами $114 \times 114 \times 10$ мм, яка виготовлена з низьковуглецевої сталі марки Ст3сп (рисунок 5.2, б).

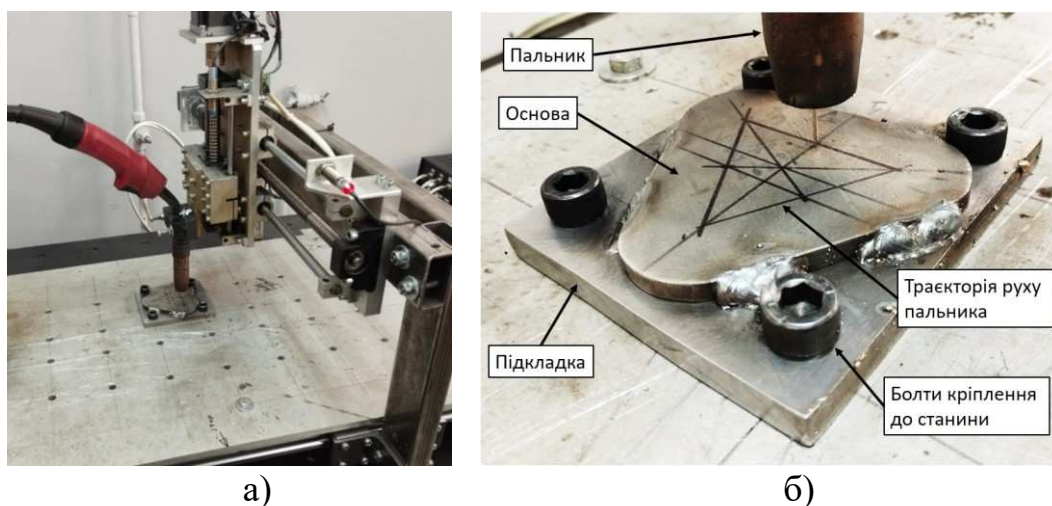


Рисунок 5.2 - Обладнання та методика наплавлення: а) стенд для наплавлення швів; б) траєкторія руху пальника при пошаровому наплавленні

Незмінюваними параметрами режиму наплавлення є швидкість наплавлення $V_{за} = 10$ мм/сек та швидкість подачі дроту $V_{пд.} = 75$ мм/сек. Зі збільшенням кількості наплавлених шарів спостерігаються зміни струму та напруги режиму наплавлення окремих шарів (таблиця 5.1), що відповідає відомим даним [84] про досягнення стаціонарного режиму наплавлення після 6 – 7 шару.

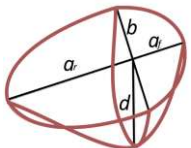
Зафіксовані для кожного окремого шару (таблиця 5.1) режими під час експериментального наплавлення модельного зразка використані для вирішення МСЕ теплової задачі.

Таблиця 5.1 - Параметри режимів наплавлення шарів

№ проходу	Дріт	Захисний газ	Погонна енергія, Дж/мм	Струм, А	Напруга, В	Діаметр сопла, мм	Швидкість подачі дроту $V_{пд.}$, мм/сек	Швидкість наплавлення $V_{за}$, мм/сек	Витрати газу, л/хв
1	CuSi3Mn1 (БрКМц3-1)	100% Ar	164,6	124	16,6	16	75	10	15
2			164,6	124	16,5				
3			164,6	124	16,6				
4			162,3	123	16,6				
5			163,9	122	16,8				
6			151,8	113	16,8				
7			146,0	108	16,9				
8			147,3	109	16,9				
9			146,0	108	16,9				
10			147,3	109	16,9				

Геометричні розміри джерела тепла - відповідають значенням експерименту та вказані у таблиці 5.2. ККД для GMAW джерела тепла взятий з [92].

Таблиця 5.2 - Параметри моделі джерела тепла для GMAW наплавлення.

Спосіб наплавлення		a_f , мм	a_r , мм	b , мм	d , мм	$\eta_{кк\partial}^*$	ff
GMAW		2	6	3,5	1,7	0,8	0.5

На рисунку 5.3, а зображений наплавлений у ході експерименту зразок у вигляді тригранної рівнобічної призми. На рисунках 5.3, б-г показані тріщини, які виникли поперек останнього шару, а також у попередніх шарах. Для виявлення тріщин у наплавленому зразку використана капілярна дефектоскопія відповідно до ДСТУ [97].



а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.3 - Експериментальний зразок: а) загальний вигляд наплавленого зразка; б) тріщина на останньому шарі; в) вихід тріщини в останньому шарі з внутрішньої поверхні стінки; г) тріщина на переході з 2-го до 3-го шару

Наведені дефекти виникли впродовж декількох секунд після закінчення процесу наплавлення, що підтверджує попередні експериментальні дані про схильність CuSi3Mn1 до тріщиноутворення при адитивному наплавленні [89].

5.2 Дослідження формування компонент напружено-деформованого стану виробу з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при конвенційному GMAW адитивному наплавленні

Розроблена скінченно-елементна модель має 32420 елементи та 23370 вузли і складається з наплавлених шарів, трикутної основи завтовшки $\delta = 6$ мм і сторонами завдовжки 110 мм кожна та жорсткої підкладки з габаритними розмірами $114 \times 114 \times 10$ мм. Загальна кількість наплавлених шарів $n = 10$, висота одного шару – 1,32 мм (рисунок 5.4). Скінченно-елементна сітка трикутної основи у зоні наплавлення першого шару бронзи згущена для підвищення точності результатів у зоні високоградієнтного впливу від джерела тепла. Розміри сітки складають: для жорсткої підкладки – $2,8 \times 2,9 \times 3$ мм, для трикутної основи – $1,2 \times 1 \times 2$ мм, для наплавленого шару – $1,16 \times 1,2 \times 0,66$ мм.

Граничні умови, що визначають теплообмін між поверхнею тіла і навколишнім середовищем, задані 2D-елементами у вигляді поверхні тепловіддачі, яка моделює конвекцію і променистий теплообмін під час зварювання. Технологічне закріплення основи у процесі наплавлення та охолодження моделювали, призначивши програмно жорстке закріплення з підкладкою (рисунок 5.4).

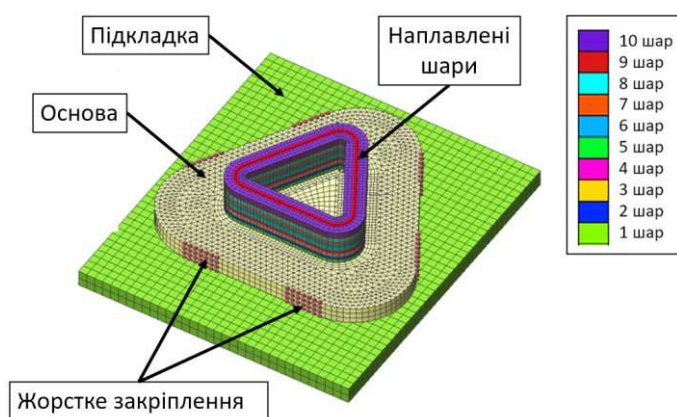


Рисунок 5.4 - Тривимірна скінченно-елементна модель наплавленої рівнобічної трикутної призми з основою і підкладкою

Механічні і теплофізичні характеристики для CuSi3Mn представлені у [65]. Термомеханічний аналіз поведінки матеріалу виконаний з урахуванням особливостей перебігу термодформаційних процесів в процесі наплавлення шарів.

Числовий розв'язок задачі термопружнопластичності отриманий з використанням кривих пластичності матеріалу (рис. 5.5) [65].

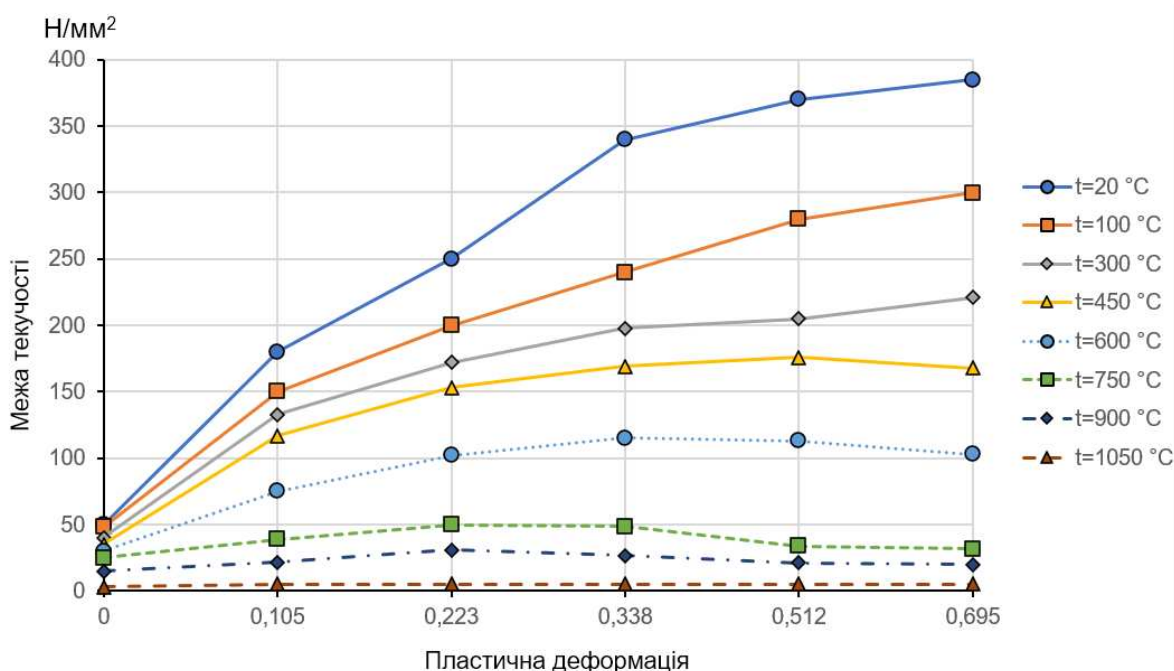


Рисунок 5.5 - Криві пластичності для CuSi3Mn1 [65]

Властивості матеріалу основи, яка виготовлена з аустенітної нержавіючої сталі (E304), наявні у базах матеріалів програмних комплексів для скінченно-елементного розрахунку та надані у [103].

В результаті розв'язання методом скінченних елементів задачі термопружнопластичності при послідовному наплавленні 10 шарів для формування тригранної призми отримані кількісні значення параметрів напружено-деформованого стану для кожної точки модельного зразка під час нагрівання та охолодження. Нижче показаний розподіл основних параметрів залишкового НДС по висоті призми для трьох характерних вертикальних перерізів “Nod Set 1”, “Nod Set 2”, “Nod Set 3” (рисунок 5.6), які представляють собою набори з 10 точок. Кожна точка розташована на поверхні відповідного шару, посередині ширини наплавленого валика і на середині довжини прямолінійної ділянки (рисунок 5.6). Всі шари пронумеровані від 1 (нижній) до 10 (верхній) згідно

порядку їх наплавлення. Формування шарів виконували проти годинникової стрілки.

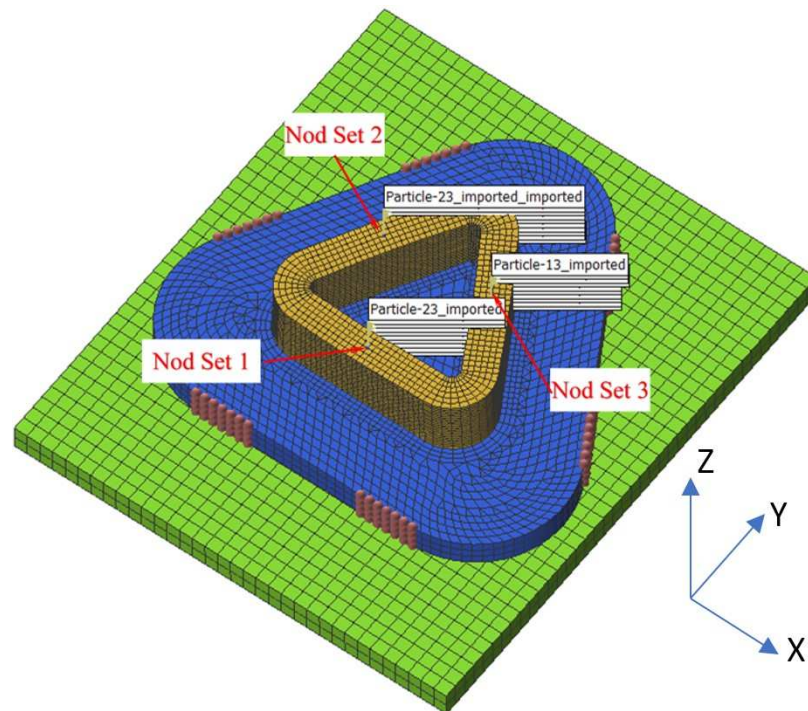


Рисунок 5.6 - Розташування характерних вертикальних перерізів для аналізу параметрів залишкового НДС тригранної призми

Верифікація скінченно-елементної моделі виконана шляхом порівняння термічних циклів, які були отримані при експериментальному пошаровому наплавленні і в результаті числового розрахунку. Порівняння модельних та експериментальних термічних циклів показано на рисунку 5.7.

Як видно з графіку (рисунок 5.7), значення пікових температур термічних циклів змодельованого процесу наплавлення майже збігаються з отриманими під час експерименту значеннями. Більш пологий спад температури при міжшаровому остиганні, що був отриманий при числовому розрахунку, пояснюється роботою розрахункового алгоритму: на стадії охолодження автоматично збільшується розрахунковий крок для зменшення загального часу розрахунку скінченно-елементної моделі.

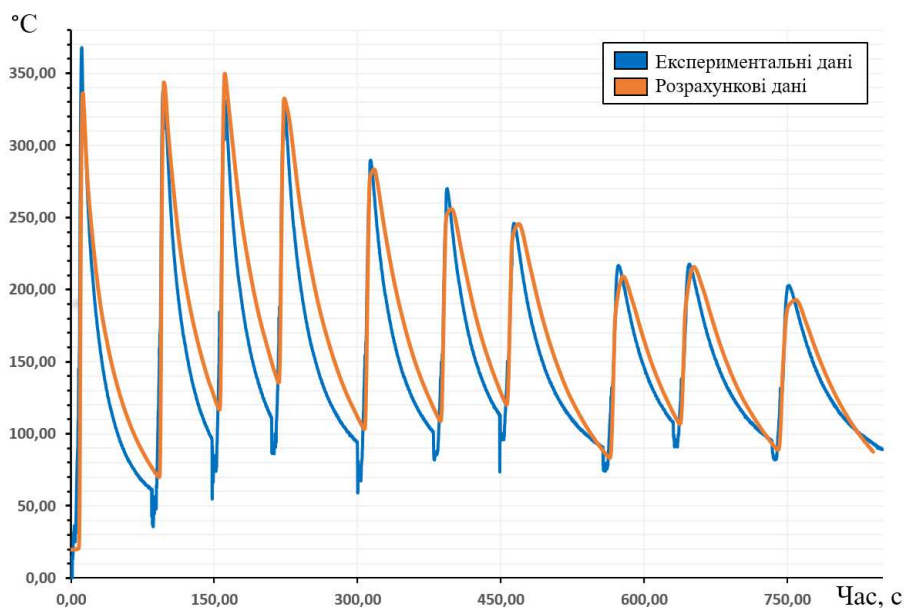


Рисунок 5.7 - Термічні цикли експериментального та змодельованого процесу пошарового наплавлення

Збіжність змодельованих та експериментально знятих термічних циклів з середньою похибкою у 10...15 % є прийнятним та дозволяє підтвердити доцільність виконання подальшого термомеханічного аналізу.

Зважаючи на результати експерименту, які засвідчують появу у наплавлених шарах тріщин, доцільно проаналізувати кінетику температур і еквівалентних напружень в цих шарах.

Розглянемо розподіл температур по висоті в одній з трьох граней рівнобічної призми: на прикладі “Nod Set 3”. На рисунку 5.8 наведені кількісні значення температури у кожному шарі в момент його наплавлення, а також зміна температур у ньому по мірі наплавлення кожного наступного шару. Видно, що характер зміни температур і величина її зменшення у відповідному шарі після наплавлення наступних шарів є однаковими, і не залежать від траєкторії наплавлення. Однак, слід зауважити, що після наплавлення 6-го шару і наступних шарів, температура ванни в кожному з них дещо зменшується: з 1535°С під час наплавлення 1-5 шарів до 1415°С – під час наплавлення 6-10 шарів, що можна пояснити тепловідведенням у нижні наплавлені шари.

Міцнісні характеристики наплавленого металу залежать від температури згідно з рисунком 5.9 і, враховуючи цю відповідність можна бачити, що, наприклад,

температури у 1-му шарі по мірі наплавлення 2-4 шарів будуть достатньо високими, щоб метал знаходився у стані знеміцнення і пластично деформувався.

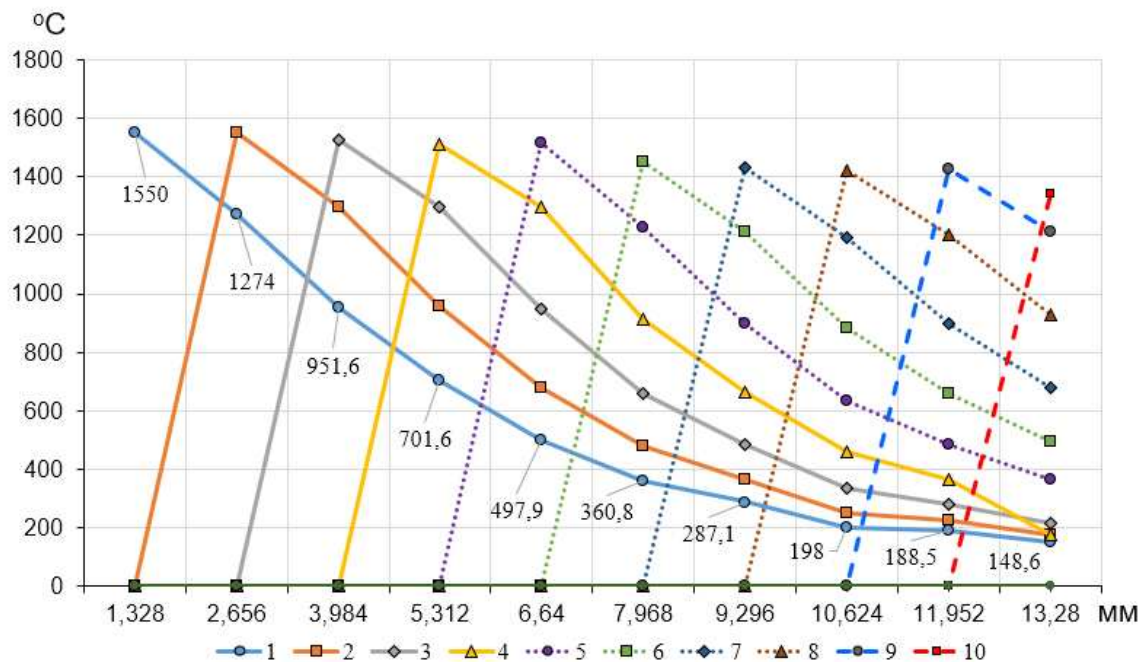


Рисунок 5.8 - Температури у наплавлених шарах для “Nod Set 3” в момент формування наступного шару

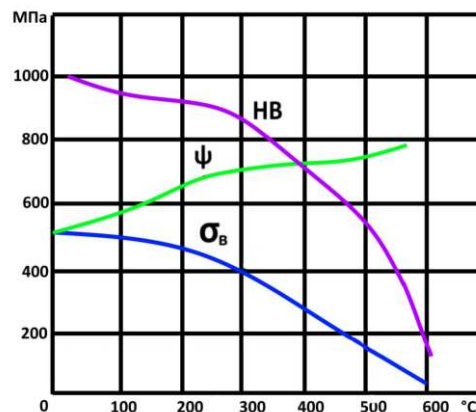


Рисунок 5.9 - Залежність механічних властивостей кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) від температури

При наплавленні 5-го та наступних шарів температура у 1-му шарі знижується до значень 498 °C і міцнісні властивості матеріалу відновлюються (рис. 5.9). При цьому також необхідно взяти до уваги кількісну зміну значень

еквівалентних напружень (рис. 5.10) у кожному шарі для відповідних температур і порівняти їх з границею міцності бронзи, щоб визначити можливість утворення тріщини у відповідному шарі під час охолодження.

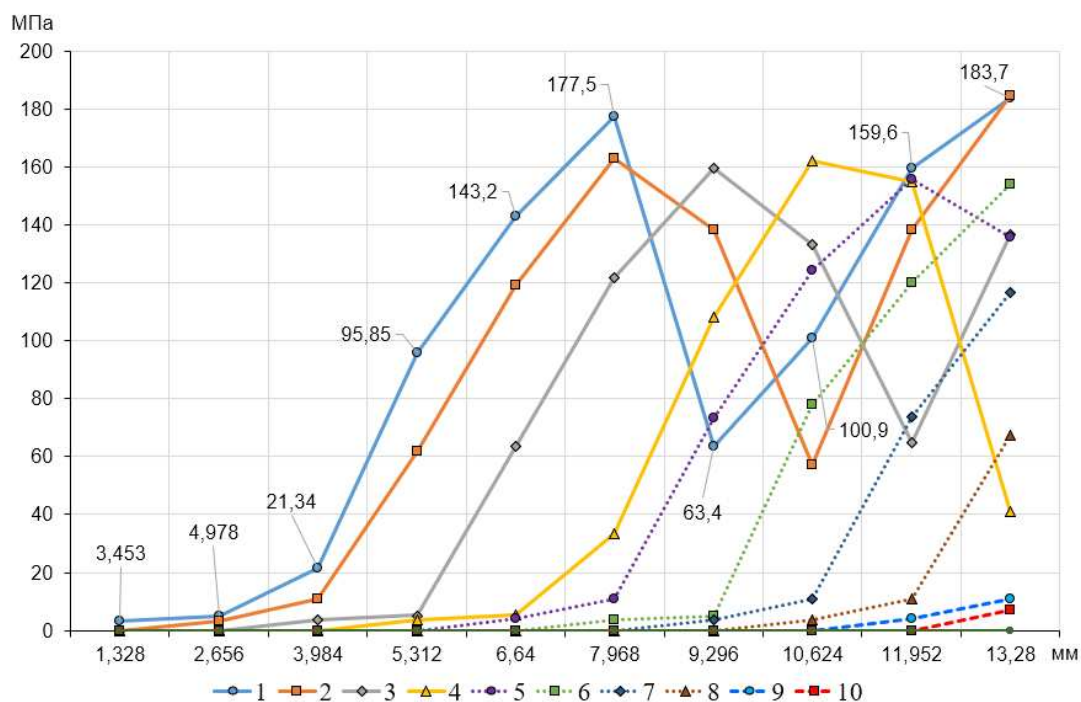


Рисунок 5.10 - Еквівалентні напруження у наплавлених шарах для “Nod Set 3” в момент формування наступного шару

У таблиці 5.3 показаний порівняльний аналіз даних з рисунків 5.8 – 5.10 для 1-го і 2-го шарів (Nod Set 3) з метою оцінки можливості утворення тріщини та визначення номеру шару, наплавлення якого призведе до утворення тріщини у 1-му і 2-му шарі.

З таблиці 5.3 видно, що вірогідність утворення тріщини є найвищою для 1-го і 2-го шарів у той час, коли відбувається наплавлення 5-го і 6-го шарів, оскільки в цей момент температура нагріву 1-го шару складає 497°C і еквівалентні напруження у точці на поверхні розділу 1-го і 2-го шарів становлять 143 МПа, що складає $0,9 \sigma_B$ (160 МПа) при цій температурі (рисунок 5.9). Для 2-го шару температура нагріву в момент наплавлення 6-го шару складає 478°C і еквівалентні напруження у точці на поверхні 2-го шару становлять 163 МПа, що складає $0,8 \sigma_B$ (195 МПа) при цій температурі (рисунок 5.9).

Таблиця 5.3 - Порівняння еквівалентних напружень з σ_B для кожного шару при різних температурах

№ наплавленого шару над 1-им шаром	Температура у 1-му шарі в момент проходження над ним зварювальної ванни у 2...10 шарах, °C	Границя міцності σ_B , МПа	Еквівалентні напруження у 1-му шарі, МПа	№ наплавленого шару над 2-им шаром	Температура у 2-му шарі в момент проходження над ним зварювальної ванни у 3...10 шарах, °C	Границя міцності σ_B , МПа	Еквівалентні напруження у 2-му шарі, МПа
10	148	475	183.7	10	173	450	184.5
9	188	460	159.6	9	223	425	138.5
8	198	455	100.9	8	250	450	57.38
7	287	400	63.4	7	364	315	138.2
6	360	300	177.5	6	478	195	163.1
7	497	160	143.2	5	497	180	119.2
4	701	(-)	95.85	4	681	(-)	61.76
3	951	(-)	21.34	3	957	(-)	11
2	1274	(-)	4.978	-	1297	(-)	3.225
1	1550	(-)	3.453	-	1553	(-)	-

Зважаючи на той факт, що скінченно-елементне моделювання напружено-деформованого стану під час адитивного процесу наплавлення не передбачало врахування рівнянь, які описують процес руйнування матеріалу від впливу високотемпературних навантажень, то отримані числові значення еквівалентних напружень не можуть перевищувати границю міцності матеріалу. Разом з цим, з таблиці 5.2 видно, що величина еквівалентних напружень у відповідних шарах моделі майже досягла границі міцності для досліджуваного матеріалу, що дозволяє зробити припущення про можливість утворення тріщини саме в цих місцях. Як видно з рисунку 5.2, б, такі міркування підтверджуються експериментом.

Далі розглянемо особливості розподілу параметрів залишкового НДС у стінках призми. Як видно з рисунку 5.11, найбільші значення залишкових еквівалентних пластичних деформацій формуються у 1-му наплавленому шарі (на рівні $\sim 0,067 \dots \sim 0,081$) у всіх трьох стінках призми. При цьому характер розподілу і величина деформацій у другій і третій стінках майже на 100% збігаються, а у

першій - відрізняється, що можна пояснити неусталеністю температурного режиму внаслідок початку і завершення наплавлення саме у цій стінці. У другій і третій стінках призми наплавлення шарів з 2-го по 9-ий супроводжується складною кінетикою зміни і накопичення пластичних деформацій під час нагріву і охолодження кожного шару, спричиненого багаторазовими підігрівом до температури вище 80 °C (температура початку розвитку пластичних деформацій у бронзі за умови жорсткого закріплення) і підвищенням жорсткості виробу при накладанні кожного наступного шару (рисунку 5.11), що призводить до формування менших за величиною значень результуючих залишкових еквівалентних пластичних деформацій у кожному наступному наплавленому шарі.

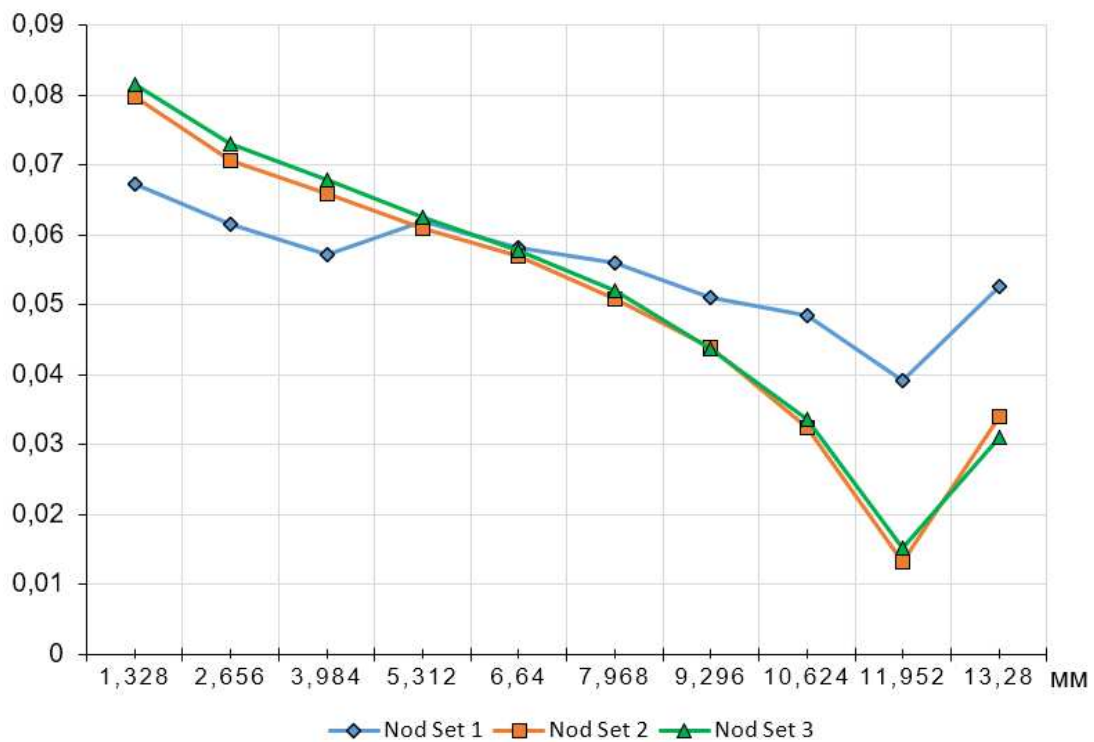


Рисунок 5.11 - Розподіл еквівалентних залишкових пластичних деформацій по висоті у 3-ох гранях призми для “Nod Set 1”, “Nod Set 2”, “Nod Set 3”

У 10-му шарі наявне підвищення результуючих еквівалентних пластичних залишкових деформацій, оскільки це останній за укладкою шар і повторні підігриви для нього відсутні. Подібне збільшення деформацій у 10-му шарі є також і у першій стінці, однак загальна кінетика формування залишкових пластичних деформацій

має певні розбіжності, які зумовлені більшою нерівномірністю нагрівання у порівнянні з другою і третьою стінками призми.

Аналіз залишкового напруженого стану у гранях призми на основі розподілу головних нормальних напружень (рисунок 5.12) показав, що найбільше за величиною максимальне (перше) нормальне напруження утворюється у 4-7 наплавлених шарах (на рівні $\sim 200 \dots 222$ МПа), причому для другої і третьої граней спостерігається майже 100% збіжність за величиною і характером розподілу, а у першій грані - наявна більша нерівномірність розподілу по висоті призми. Крім того, для всіх трьох граней простежується зміна ступеню об'ємності напруженого стану від 1-го до 10 - го шару: видно, що друге і третє головні нормальні напруження зменшуються за величиною від значень $\sigma_2 = 100$ МПа і $\sigma_3 = -100$ МПа у другій і третій гранях (рисунок 5.12) та $\sigma_2 = 81$ МПа і $\sigma_3 = 11$ МПа - у першій грані (рисунок 5.12) до практично нульових значень у 10-му шарі.

Це дозволяє стверджувати, що саме перше головне нормальне напруження, яке спрямовано вздовж відповідної наплавленої ділянки є основним чинником виникнення вертикальних, перпендикулярних наплавленому шару тріщин у гранях призми.

З рисунку 5.13 видно, що характер розподілу залишкових еквівалентних напружень є подібним у всіх стінках на рівні 6-10 шарів, хоча величини мають розбіжність порядку 10...20% (21..38 МПа). При цьому від 6 до 10-го шару рівень напружень зменшується: для першої стінки з 225 МПа до 199 МПа; для другої - з 201 МПа до 161 МПа; для третьої - з 213 МПа до 178 МПа. У нижніх шарах, з 1-го по 5-ий включно, характер розподілу і величина напружень є подібними лише у другій і третій стінках.

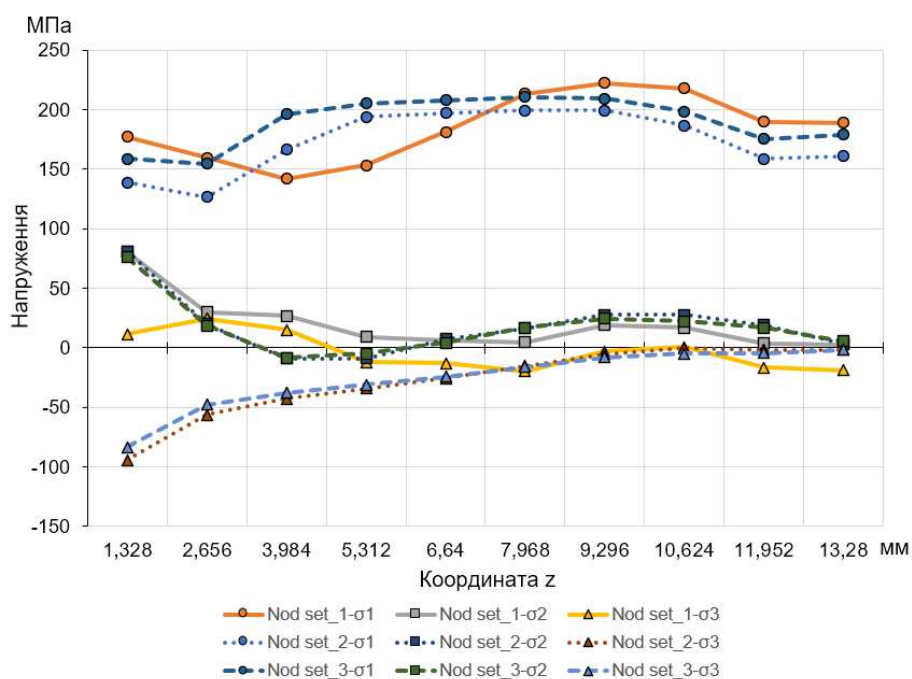


Рисунок 5.12 - Розподіл головних нормальних напружень по висоті граней призми для “Nod Set 1”, “Nod Set 2”, “Nod Set 3”

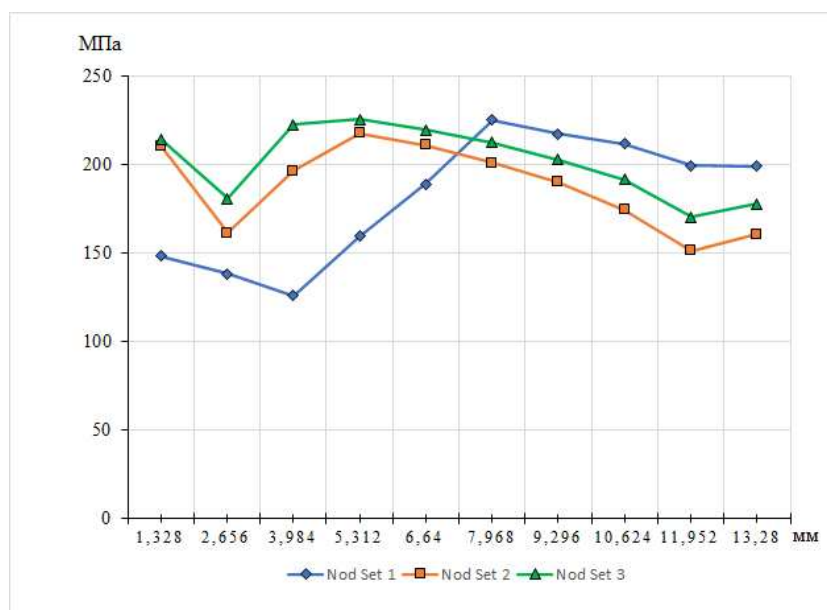


Рисунок 5.13 - Розподіл залишкових еквівалентних залишкових напружень по висоті у 3-ох гранях призми для “Nod Set 1”, “Nod Set 2”, “Nod Set 3”

Усереднена величина еквівалентних напружень у гранях призми складає 191 МПа, що більше границі текучості матеріалу (150 МПа) у 1,3 рази, але у 2,5 рази менше за границю міцності матеріалу (475 МПа), що не повинно призводити до

появи тріщин у залишковому стані. Це підтверджується тим фактом, що під час експериментального наплавлення тріщини утворились на етапі охолодження попередньо наплавлених шарів, у момент, коли механічні показники CuSi3Mn1 мали менші значення, ніж при кімнатній температурі (рисунок 5.11).

5.3 Дослідження формування компонент напружено-деформованого стану виробу з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 при GMAW-Pulse адитивному напавленні

Для аналізу напружено-деформованого стану та встановлення можливих причин утворення тріщин у наплавлених GMAW-Pulse процесом зразках виконане скінченно-елементне моделювання пошарового наплавлення зразка з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 на підкладку з аустенітної нержавіючої сталі (рисунок 5.14).

Погонна енергія зварювального джерела (струм – $I_{ЗВ}$, напруга – U_d , швидкість зварювання – $V_{ЗВ}$) були задані відповідно усередненим режимам, що були зафіксовані при експериментальному напавленні (розділ 2).

Дослідна модель має наступні геометричні параметри: довжина сторони трикутника 50 мм, товщина основи δ – 6 мм, кількість шарів n – 15, висота шару (загальна висота) – 1 мм (загалом 15 мм). Матеріал що наплавляється – CuSi3Mn1, матеріал підкладки – аустенітна нержавіюча сталь E304.

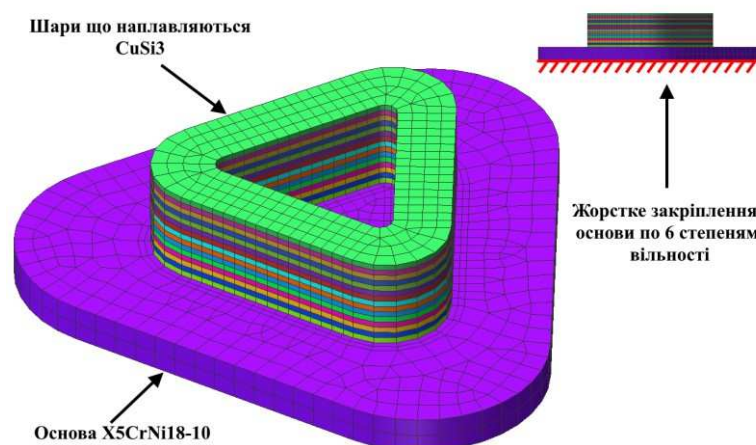
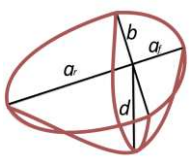


Рисунок 5.14 - Скінченно-елементна сітка та граничні умови для скінченно-елементного моделювання процесу GMAW-Pulse наплавлення

Геометричні розміри джерела тепла задані у відповідності до експериментальних значень та наведені у таблиці 5.4. ККД імпульсного процесу прийнятий $\eta = 0,79$ [92].

Таблиця 5.4 - Параметри моделі джерела тепла для GMAW-Pulse наплавлення

Спосіб наплавлення		a_f , мм	a_r , мм	b , мм	d , мм	$\eta_{\text{ККО}}^*$	f_f
GMAW-Pulse		4	5	4	1	0,79	0.5

Результати моделювання процесу наплавлення вказують, що при досягненні 13 – 15 шарів значно зростає рівень еквівалентних та поздовжніх нормальних напружень розтягу, які виникають вздовж траєкторії руху пальника внаслідок повторного нагріву попередньо наплавлених шарів у обраній області (рисунок 5.15, а).

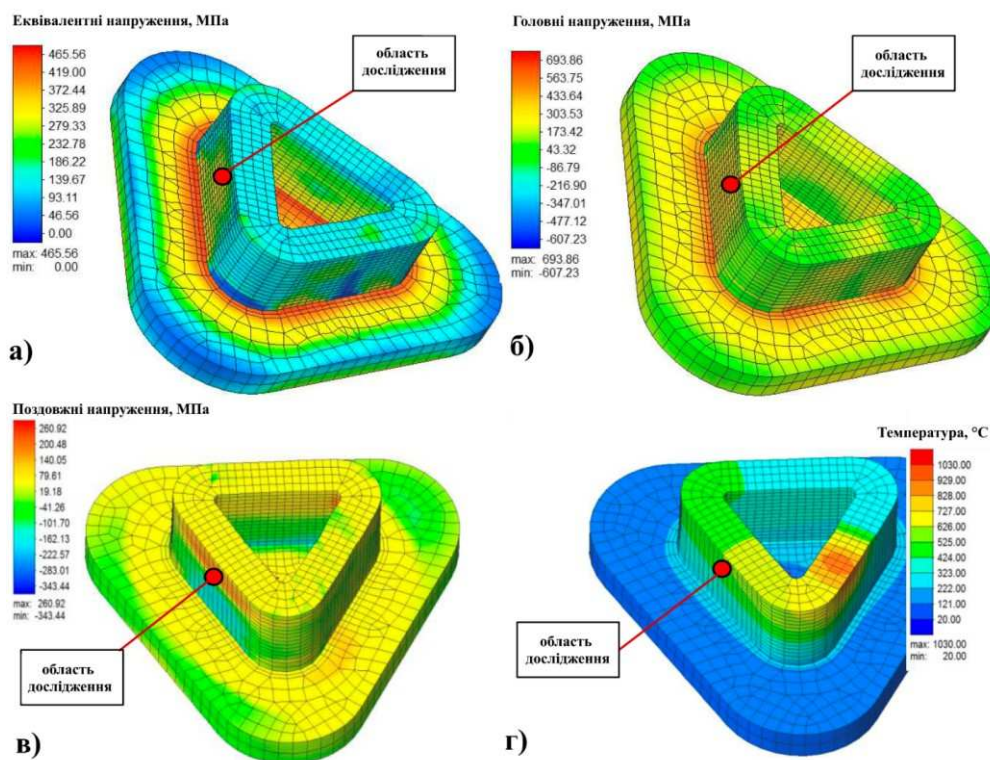


Рисунок 5.15 - Поля розподілу напружень та температур: а) еквівалентні напруження (МПа), б) максимальні головні напруження (МПа); в) нормальні напруження у напрямку вздовж наплавленого шару (МПа); г) розподіл температур навколо ділянки утворення тріщини після наплавлення 13 шару (° C)

У процесі багаторазового нагріву рівень поздовжніх напружень розтягу перевищує межу міцності бронзи $\sigma_b \approx 140$ МПа та сягає $\sigma = 176$ МПа, при фактичній температурі у точці близько 511 °С (рисунок 5.15, в та рисунок 5.15, 5.16).

Даний ефект спостерігається внаслідок повторного нагріву попередньо наплавлених шарів теплом електричної дуги при накладанні наступного валика. Аналіз залежності величини та розподілу напружень від температури та часу (рисунок 5.16) свідчить, що нормальні поздовжні напруження розтягу досягають границі міцності матеріалу у діапазоні температур 550 – 490 °С (рисунок 5.17), що може призвести до виникнення тріщин, які можуть бути виявлені при візуальних дослідженнях формоутворення та структури металу.

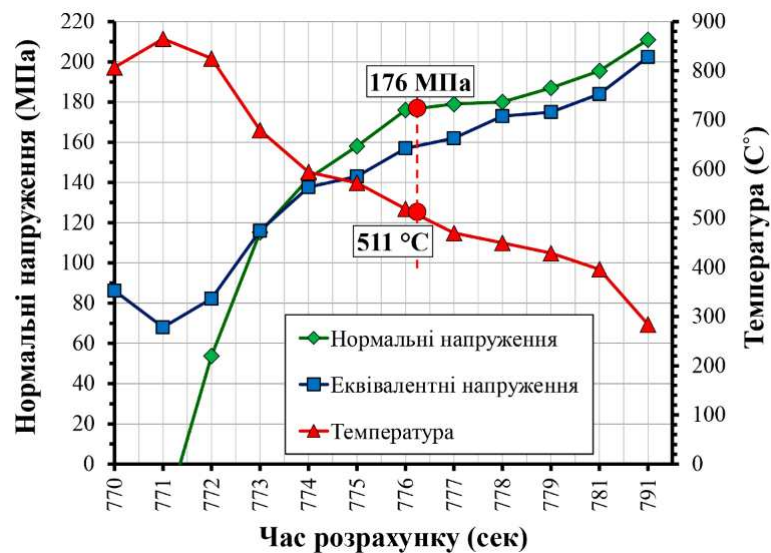


Рисунок 5.16 - Графік залежності нормальних, еквівалентних напружень та температури від часу після наплавлення для ділянки утворення тріщини (а)

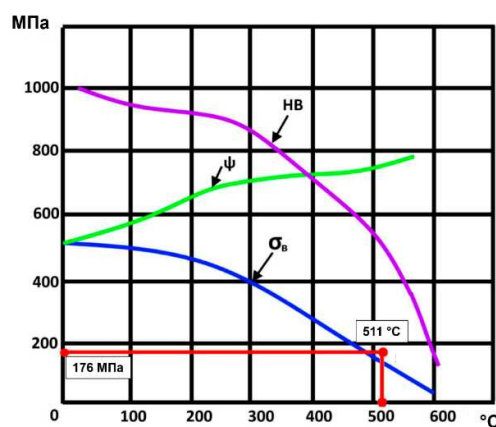


Рисунок 5.17 - Графік зміни механічних властивостей кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 від температури

5.4 Дослідження формування компонент напружено-деформованого стану виробу з припою на основі нікелю SBM-4 при PAW-CW адитивному наплавленні

Зварювання та наплавлення жаростійких дисперсійотвердіючих сплавів на основі нікелю з великим вмістом хрому утруднене у зв'язку з їх великою схильністю до утворення неприпустимих дефектів типу тріщин. Тому питання щодо формування просторових виробів з таких матеріалів представляє значний інженерний виклик, особливо в контексті адитивного виробництва, такого як 3D-друк. Ці сплави характеризуються високою стійкістю до окислення та корозії при високих температурах, що робить їх ідеальними при виготовленні виробів, які працюють у важких умовах, зокрема в якості базових матеріалів важконавантажених деталей гарячого тракту ГТД та реактивних двигунів. Під час процесу адитивного дугового наплавлення згадані матеріали виявляють складну поведінку через високі температурні градієнти, швидке охолодження та повторне нагрівання, що вимагає здійснення ретельного контролю процесів, які супроводжують наплавлення, з метою запобігання утворенню дефектів таких, як гарячі тріщини.

Гарячі тріщини утворюються під час охолодження і є результатом комбінованої дії температурних напружень та низки металургійних факторів. Це може значно погіршити фізико-механічні та корозійні властивості, довговічність отриманих виробів.

Розуміння механізмів формування тріщин і впливу різних факторів, зокрема хімічного складу сплавів, режимів охолодження та технологічних параметрів процесу адитивного наплавлення є ключовим при формуванні стратегій мінімізації схильності металу до утворення визначених дефектів.

Для зменшення ризику виникнення гарячих тріщин та інших дефектів можливо вжити низку підходів, зокрема застосування попереднього підігріву забезпечує зменшення температурних градієнтів та величини значень діючих напружень, які викликані високошвидкісним охолодженням. Термічна обробка після пошарового виготовлення сприяє зменшенню величини залишкових

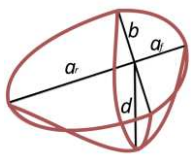
напружень, покращенню фізико-механічних властивостей, зокрема міцності та пластичності. Вкрай важливим є вибір оптимальних параметрів технологічного процесу. Це дозволяє контролювати тепловкладення, зменшити рівень термічних напружень.

При визначенні напружень та деформацій важливу роль відіграє комп'ютерне моделювання. За допомогою програмного забезпечення для моделювання адитивних процесів дугового наплавлення можливо відтворити термомеханічні процеси при виробництві деталей, здійснити прогнозування розподілу температурних полів, напружень та деформацій. Завдяки такому підходу є можливість обрати оптимізовані технологічні параметри адитивного наплавлення виробів, значно зменшити витрати на проведення фізичних досліджень та експериментальних випробувань.

Для аналізу компонент напружено-деформованого стану просторових виробів з жароміцного нікелевого припою SBM-4 виконане скінченно-елементне моделювання пошарового наплавлення зразка на підкладку із жароміцного нікелевого сплаву ЧС88УВІ та мідну підкладку з міді.

Дослідна модель аналогічна дослідженням НДС з кремнієвої бронзи та має вигляд рівнобічного трикутника з довжиною сторони 50 мм, але з корекцією висоти окремого шару. Товщина основи δ – 6 мм, кількість шарів n – 10, висота шару (середня висота) – 1,32 мм (загалом 13,2 мм). Матеріал, що наплавляється – прутки припою SBM-4, матеріал підкладки – жароміцний нікелевий сплав ЧС88УВІ (1) та мідь (2). При використанні мідної підкладки її проплавлення відсутнє.

Таблиця 5.5 - Параметри моделі джерела тепла для PAW-CW наплавлення

Спосіб наплавлення		a_f , мм	a_r , мм	b , мм	d , мм	$\eta_{кк\delta}^*$	f_f
PAW-CW		4	9	2.3	1,32	0,69	0.5

Результати моделювання процесу пошарового наплавлення свідчать про наступне:

1. Наплавлення першого шару викликає швидке зростання напружень розтягу на етапі охолодження шару вздовж траєкторії руху джерела тепла. Напруження розтягу на ділянці сплавлення з основою ($\sigma_{\text{екв}} > 750$ МПа), з різким зниженням напружень ближче до країв наплавленого шару ($\sigma_{\text{екв}} \approx 190$ МПа), однак тільки на прямолінійних ділянках. У місцях різкої зміни траєкторії по зовнішньому та внутрішньому радіусу відбувається накопичення залишкових напружень розтягу на рівні $\sigma \approx 850 \dots 860$ МПа, що спостерігається на ділянці формування перших двох шарів (рисунок 5.18, а) і значення діючих напружень досягають $0,8 \dots 0,9 \sigma_{\text{в}}$ матеріалу. Причиною виникнення залишкових напружень є високі швидкості охолодження перших двох шарів через безпосередню близькість до основи та потужну тепловіддачу у поєднанні з високою жорсткістю основи.

При подальшому наплавленні шарів спостерігається різке зменшення напружень на вершинах тригранної призми. Наплавлення з 3-го шару і вище викликають появу напружень розтягу лише на прямолінійних ділянках траєкторії наплавлення, що коливаються у межах $\sigma \approx 570 \dots 800$ МПа при охолодженні кожного шару до міжшарової температури $t \approx 120^\circ \text{C}$ (рисунок 5.18, б)

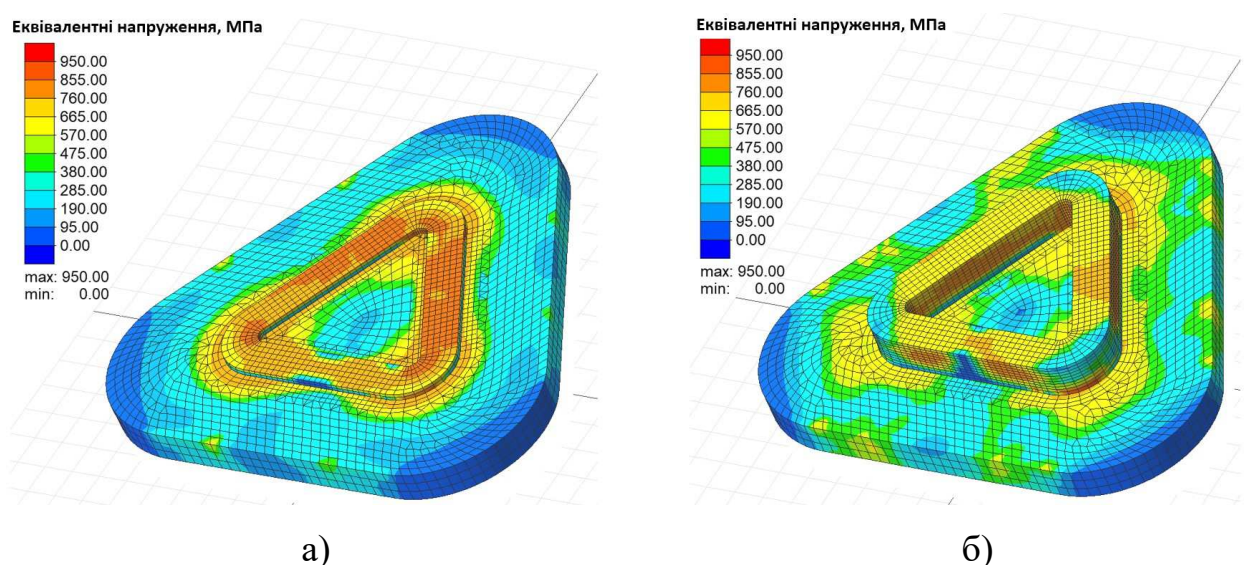


Рисунок 5.18 - Еквівалентні напруження у першому (а) та по досягненні п'ятого (б) наплавлених шарів

За результатами аналізу компонент залишкового напружено-деформованого стану можна зробити висновок, що найбільш несприятливими зонами при наплавленні є місця різкої зміни геометрії тіла (напрямку руху джерела тепла), оскільки саме на цих ділянках (рисунок 5.19) зберігаються досить високі напруження розтягу, які сягають $0,9 \sigma_B$ ($\sigma \approx 907$ МПа) від міцності матеріалу.

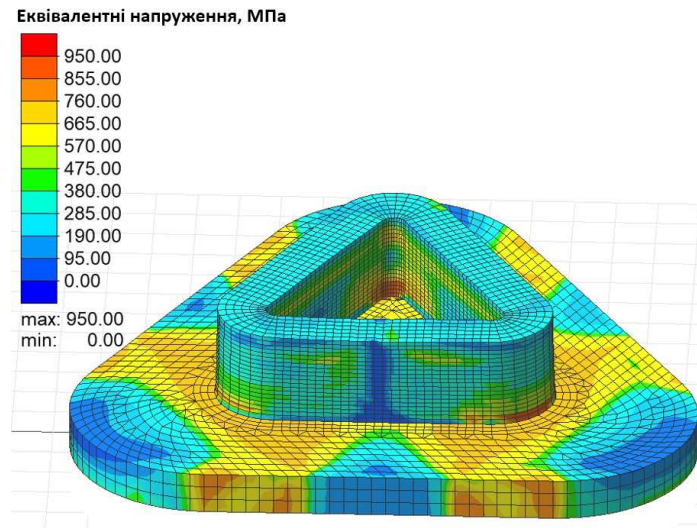


Рисунок 5.19 - Еквівалентні напруження у наплавленому зразку після повного остигання (залишковий стан)

Також зберігається досить високий рівень напружень розтягу ($\sigma \approx 650...855$ МПа) на границі сплавлення першого шару з основою (рисунок 5.20).

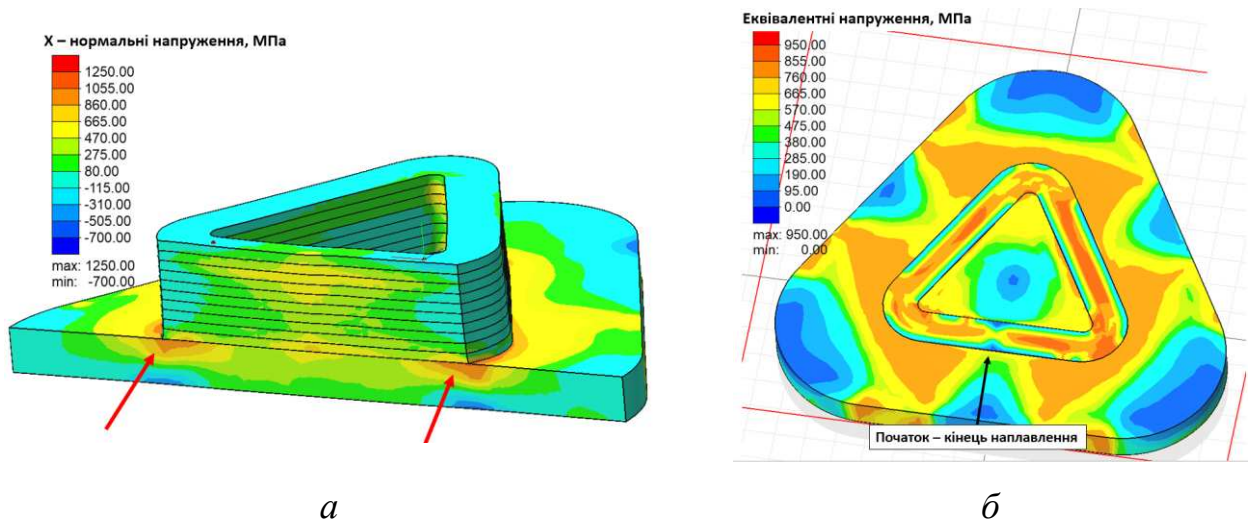


Рисунок 5.20 - Нормальні напруження розтягу біля границі сплавлення першого шару з основою (а) та залишкові еквівалентні напруження на межі сплавлення по центру першого шару (б)

Поздовжні нормальні напруження розтягу (вісь – x) сягають свого максимуму ($\sigma = 1070$ МПа) тільки з зовнішнього боку кутів призми біля межі сплавлення основи та першого шару і значно перевищують границю міцності матеріалу у $\sigma_B = 950$ МПа.

Разом з концентрацією залишкових напружень на криволінійних траєкторіях сформованих шарів також наявні зони підвищених пластичних деформацій на лінії сплавлення основи та першого шару (рисунок 5.21).

З аналізу отриманих даних щодо компонент НДС можна зробити висновок про можливу вірогідність виникнення дефектів у вигляді тріщин при наплавленні припою SBM-4 на основу з ЧС88УВІ у місцях криволінійної зміни геометрії тіла. Насамперед це пов'язано з накопиченням еквівалентних напружень розтягу в місцях зміни напрямку нанесення шарів, що сягають $0,9\sigma_B$ границі міцності основи та нанесеного шару ($\sigma_B = 950$ МПа).

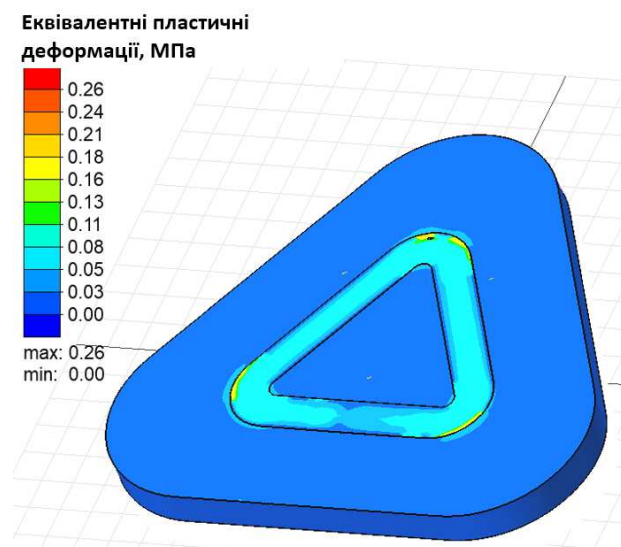


Рисунок 5.21 - Еквівалентні пластичні деформації на границі сплавлення першого шару та основи

Підвищена пластична деформація може призвести до зниження міцності цих ділянок. Цей процес пояснюється надмірним накопиченням деформацій, які перевищують здатність матеріалу до пластичного розтягу без порушення його внутрішньої структури та суцільності. У результаті, в областях з підвищеною

пластичною деформацією міцність металу знижується, роблячи ці зони більш схильними до формування тріщин та розшарувань.

Одним з механізмів, через який пластична деформація впливає на зниження міцності, є накопичення дислокацій. Під час пластичної деформації у структурі металу відбувається збільшення кількості дислокацій, які є лінійними дефектами в кристалічній ґратці. Коли їх кількість стає надмірною, дислокації можуть утворювати вузли, які ускладнюють подальший їх рух, вони блокують одна одну, тим самим зменшуючи пластичність і міцність матеріалу.

У зонах з підвищеною пластичною деформацією, де міцність металу менша, тріщини та розшарування можуть утворюватися під впливом повторних теплових навантажень, які викликані термічними циклами наплавлення наступних шарів. Термічні напруження, що виникають під час охолодження, особливо в матеріалах з високими значеннями коефіцієнтів лінійного теплового розширення, сприяють подальшому розвитку утворених мікротріщин або формуванню нових. Отже, розуміння особливостей розвитку термдеформаційних процесів та ретельний контроль ступеня пластичної деформації є ключовими для запобігання утворення дефектів при адитивному напавленні дисперсійнотвердіючих жароміцних сплавів на основі нікелю.

2. Використання мідної основи для наплавлення припою SBM-4 без проплавлення самої основи першим шаром, для випадку адитивного виготовлення самостійної деталі чи заготовки виробу, сприяє зменшенню величини залишкових напружень.

На рисунку 5.22 наведені поля розподілу еквівалентних напружень після наплавлення 10 шарів та остигання до 20 °С. Можна спостерігати (рисунок 5.22, а), що у зв'язку з високою пластичністю мідної основи та відсутністю її проплавлення, залишкові напруження у першому шарі не перевищують $\sigma = < 290$ МПа. Подібне, до випадку використання в якості основи ЧС88УВІ, зростання напружень спостерігається лише у вузькому діапазоні з 2-го по 3-й шари ($\sigma = 400 \dots 600$ МПа) на вершинах трикутної траєкторії наплавлення та біля зони початку-закінчення наплавлення (рисунок 5.22, б).

Високих значень пластичної деформації, у порівнянні з попереднім варіантом та використанням основи з ЧС88УВІ, не спостерігається (рисунок 5.23).

Загалом можна зробити наступні висновки. Використання мідної основи дозволяє суттєво знизити рівень залишкових напружень розтягу як у першому шарі наплавленого металу, так і у цілому виробі загалом. Однак цей підхід може бути реалізований лише при виготовленні самостійних виробів.

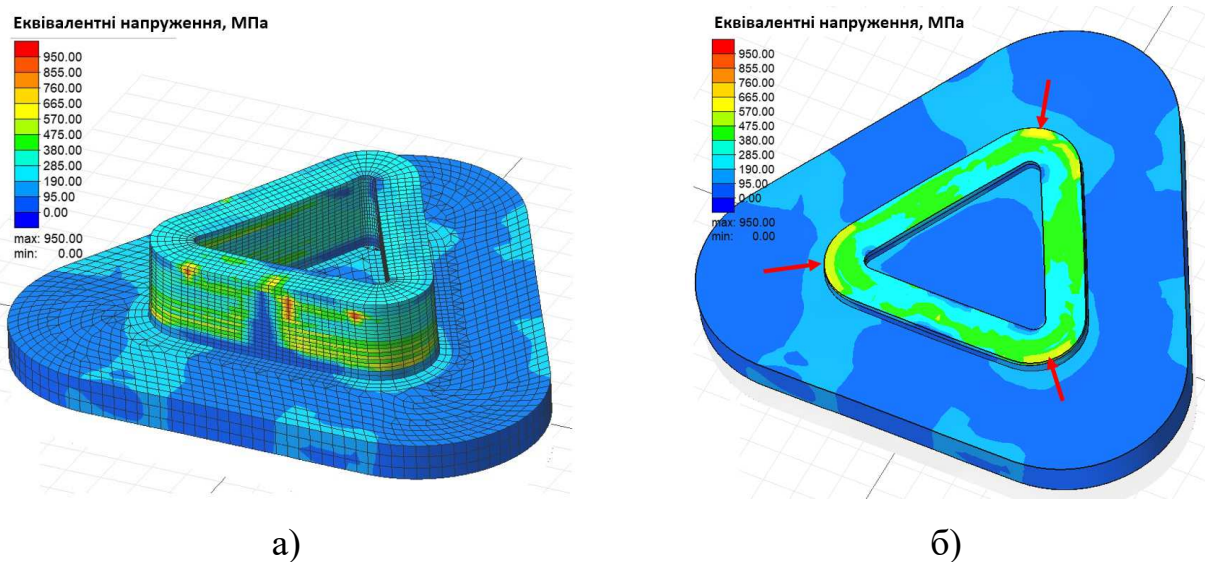


Рисунок 5.22 - Поля розподілу еквівалентних напружень для наплавленого зразка (а) та розподіл напружень розтягу по зовнішньому радіусу на ділянках зміни траєкторії наплавлення на межі сплавлення 2 шарів (б)

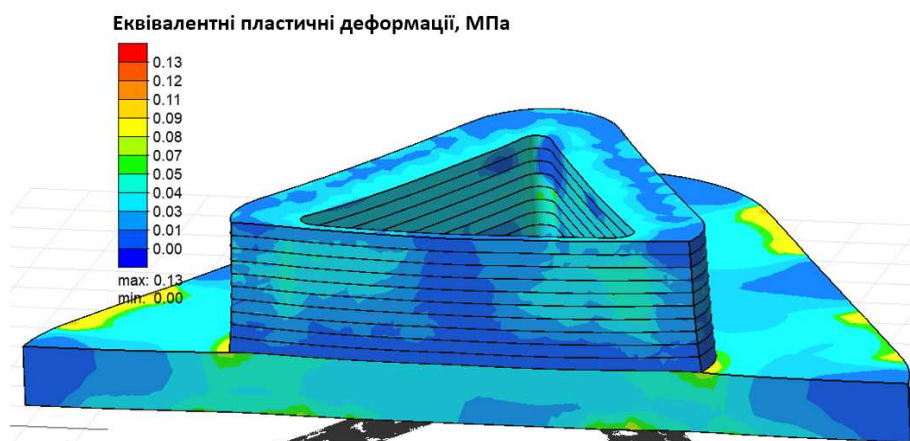


Рисунок 5.23 - Поля розподілу еквівалентних пластичних деформацій при наплавленні на мідь

Нормальні напруження розтягу на ділянках навколо граней трикутного виробу в процесі наплавлення не перевищували рівня $\sigma = 650 \dots 700$ МПа та границю міцності матеріалу ($\sigma_b = 950$ МПа). Сукупність цих факторів знижує вірогідність утворення дефектів у вигляді тріщин.

Були проведені механічні випробування на одновісний розтяг металу зразків адитивно наплавлених PAW-CW способом у контрольованому газовому середовищі аргону припою SBM-4. Дослідження проведені за кімнатної температури. Руйнування зразків відбулося при напруженнях у межах 710 – 755 МПа, що складає 75...80 % від міцності сплаву.

5.5 Висновки до розділу 5

1. Розроблена та верифікована скінченно-елементна модель об'ємної геометричної фігури у вигляді тригранної рівнобічної призми, що була виготовлена пошаровим наплавленням методом GMAW та GMAW-Pulse, яка дозволяє на основі числового розв'язання зв'язаної задачі термопружнопластичності визначати параметри компонент напружено-деформованого стану у будь-який момент нагрівання і охолодження зразка з урахуванням хімічного складу матеріалів підложки і присадного дроту, зміни з температурою теплофізичних та механічних властивостей матеріалів, послідовності наплавлення шарів.

2. На основі аналізу результатів числового моделювання процесу наплавлення кремнієвої бронзи (CuSi3Mn1) виявлено, що характер зміни температур і величина її зменшення у відповідному шарі після наплавлення наступних шарів є однаковими і не залежать від траєкторії наплавлення.

3. Показано, що найбільші залишкові еквівалентні пластичні деформації формуються у першому шарі з поступовим зменшенням їх величини у кожному наступному наплавленому шарі.

4. Методом скінченно-елементного моделювання встановлено, що формування тріщин у зразках з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1, які були виготовлені GMAW-Pulse методом, пов'язане з більшим у порівнянні GMAW-CMT наплавленням тепловкладенням, що призводить до суттєвого зростання рівня

поздовжніх напружень розтягу, які сягають межі міцності матеріалу в інтервалі температур 490...550° С.

6. За результатами скінченно-елементного моделювання моделювання пошарового наплавлення припою SBM-4 на основу з ЧС88УВІ встановлено, що несприятливими зонами є місця різкої зміни траєкторії наплавлення на ділянці перших двох сформованих PAW-CW адитивним наплавленням шарів, де еквівалентні напруження сягають 0,9 σ_B сплаву. Визначена за кімнатних температур міцність наплавленого металу складає 75-80 % від міцності жароміцного сплаву.

7. Використання основи з міді для адитивного дугового наплавлення припою SBM-4 способом PAW-CW за рекомендованих режимів дозволяє зменшити напруження в першому шарі до 290 МПа.

6 ТЕХНОЛОГІЧНІ РЕКОМЕНДАЦІЇ ПО ВИГОТОВЛЕННЮ ПРОСТОРОВИХ ВИРОБІВ АДИТИВНИМ ДУГОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

6.1 Підготовка витратних матеріалів

Зварювальні дроти суцільного перетину

Для отримання очікуваних механічних та фізичних характеристик адитивно наплавлених просторових виробів компактні присадні матеріали для наплавлення (електродні зварювальні дроти) мають відповідати необхідним вимогам як по хімічному складу, так і відповідності обраному діаметру d_e присадного дроту на усій його довжині.

Усі використовувані присадні матеріали у вигляді дроту для пошарового наплавлення мають відповідати стандарту ДСТУ EN ISO 14341:2014 [104]. Враховуючи, що характеристики присадних дротів для наплавлення можуть відрізнятися від сертифікату відповідності в залежності від партії поставки, перед використанням необхідно провести вхідний контроль:

1. Перевірка наявності сертифікату якості/відповідності виробника. Обов'язковий вхідний контроль зі встановленням точного хімічного складу присадного дроту.
2. Перевірка цілісності пакування.
3. Визначення діаметру d_e присадного дроту та відповідність його сертифікату виробника з урахуванням допустимого відхилення від розміру.
4. Перевірка відсутності зовнішніх пошкоджень поверхні присадного дроту або його покриття (за наявності).

Присадні зварювальні дроти з низьковуглецевих сталей G3Si1 та їм подібні поставляються на котушках з рядною намоткою та мідним покриттям, що перешкоджає окисненню дроту та забрудненню його іржею. Попередньої сушки чи прокалювання перед наплавленням дріт не потребує.

Дроти з нержавіючих сталей та мідних сплавів перед застосуванням перевіряються на відсутність маслянистих забруднень поверхні або появи плям окислів та очищуються при їх наявності. Очистка проводиться з перемотуванням

дроту на нову катушку з паралельним очищенням поверхні, або зі встановленням пристосувань для очищення безпосередньо перед подаючим механізмом (якщо це дозволяє конструкція механізму подачі).

Дріт з алюмінію або його сплавів (AlMg5 та інші) перед зварюванням додатково очищують за допомогою хімічного травлення у розчині NaOH (50 г/л) при температурі 60...70° С з послідовним промиванням у гарячій воді (не нижче 50° С), а потім у проточній холодній воді. Після промивання виконується наступне вільне висихання дроту на повітрі. Протравлений дріт допускається застосовувати протягом 8-ми годин, після чого процедура повторюється.

Зварювальні прутки

Для адитивного наплавлення або ремонтного відновлення готових виробів із жароміцних сплавів на основі нікелю в розділі 2 описана технологія виготовлення присадних прутків фіксованої довжини. Перед використанням прутки мають бути ретельно очищені від будь-яких забруднень та знежирені етиловим спиртом. Рекомендовано здійснювати аустенізацію прутків за режимами для аустенізації дисперсійнотвердіючих жароміцних сплавів на основі нікелю близького хімічного складу.

Захисні гази

Для пошарового наплавлення з вуглецевих сталей бажано використовувати суміші захисних газів, що складаються з частки інертного газу (Ar, He) та активного газу (CO₂, O). Інертний компонент дозволяє знизити частку металу, що йде на угар, активний компонент дозволяє розкиснювати зварювальну ванну. При використанні нержавіючих сталей застосовують чистий аргон (Ar 100%) або суміш M11 (Ar 98% + CO₂ 2%). Для наплавлення із застосуванням мідних та алюмінієвих сплавів використовується чистий аргон (Ar 100%).

Хімічний склад захисних газів має відповідати сертифікату виробника та стандарту ДСТУ EN ISO 14175:2014 «Матеріали зварювальні. Захисні гази для дугового зварювання та різання» [90].

Підготовка деталей та поверхонь перед адитивним наплавленням

Поверхні або основи, що призначені для генерування на них адитивно наплавлених виробів чи виконання відновлюваного пошарового наплавлення, мають бути відповідно підготовлені.

Основи (поверхні) зі сталей, в тому числі нержавіючих, очищуються механічним способом до повного видалення іржі, окисних плівок або інших забруднень. Після механічної очистки поверхні знежирюються за допомогою ацетону або інших розчинників, що не залишають по собі плівок після висихання.

Поверхні з міді чи мідних сплавів необхідно очищувати методом шабрування з наступним знежиренням поверхні ацетоном та етиловим спиртом. Обробка абразивними засобами не дозволяється через можливість шаржування у поверхневі шари абразивних часток.

Алюмінієві поверхні, на яких відбувається наплавлення, або цільні основи піддають травленню аналогічно до методу підготовки присадного дроту. Аналогічно з мідними сплавами обробка абразивними засобами заборонена через шаржування в поверхні часток абразиву.

6.2 Технологічний процес пошарового наплавлення

Визначення параметрів режимів адитивного наплавлення

Параметри режимів для пошарового наплавлення визначаються індивідуально в залежності від марки матеріалу, що використовується. Основною проблемою пошарового наплавлення є несталий тепловий режим при наплавленні кожного наступного шару, що зменшує тепловідведення у основу з накопиченням тепла у попередніх шарах.

При визначенні параметрів режиму наплавлення опираються на досягнення мінімального значення проплавлення попередніх шарів, або основи та максимальної висоти кожного окремого шару. Для цього виконується пробне наплавлення прямолінійних валиків з визначенням нижньої межі величини погонної енергії (Q), яка є достатньою для стабільного плавлення присадного дроту.

Зі збільшенням кількості наплавлених шарів рекомендується зменшення струму в межах 3...5%, або збільшення швидкості наплавлення для запобігання перегріву попереднього шару та порушення геометричної форми новоутворених валиків. Стаціонарний режим наплавлення встановлюється, починаючи з 4-5 нанесеного шару [84].

Контроль міжшарової температури

Важливим є контроль температури протягом усього процесу виготовлення просторового виробу. Температура попереднього шару перед наплавленням наступного має суттєвий вплив як на формоутворення бокової поверхні виробу, так і на механічні властивості наплавленого металу [93].

Рекомендується здійснювати наплавлення наступних шарів при досягненні у попередніх шарах температури $\approx 120^{\circ}\text{C}$ [93]. Час витримки паузи між шарами залежить від конфігурації та геометричного перерізу виробу, його габаритних розмірів. Методом моделювання та скінченно-елементного розрахунку можна визначити термічні цикли з певною похибкою, так як не враховуються всі наявні процеси при наплавленні. Тому час витримки доцільно регулювати за допомогою безперервного контролю контактними термopарами та безконтактним вимірюванням пірометром.

Особливості пошарового наплавлення криволінійних траєкторій

Під час генерування просторових виробів складної геометричної форми, виникають дефекти у вигляді напливів металу по висоті та ширині. Такі дефекти, в основному, спостерігаються при наявності ділянок зі зміною траєкторії руху пальника, що мають вигляд кута $\leq 90^{\circ}$. Виникнення таких дефектів є небажаним, так як призводить до порушення геометричної форми, умов формування виробів, зростанню втрат матеріалів при остаточній механічній обробці згенерованого виробу. Також цей дефект викликає порушення стаціонарного режиму наплавлення через скорочення довжини вильоту електродного дроту для GMAW способів наплавлення [105].

При плануванні траєкторії наплавлення рекомендується, за можливості, уникати різких змін траєкторії наплавлення або виконувати радіусні скруглення в діапазоні не менше за $r = 3...5$ мм (рисунок 6.1). Також, дієвим засобом є збільшення швидкості наплавлення при проходженні таких ділянок на $0,1...0,2$ м/хв.

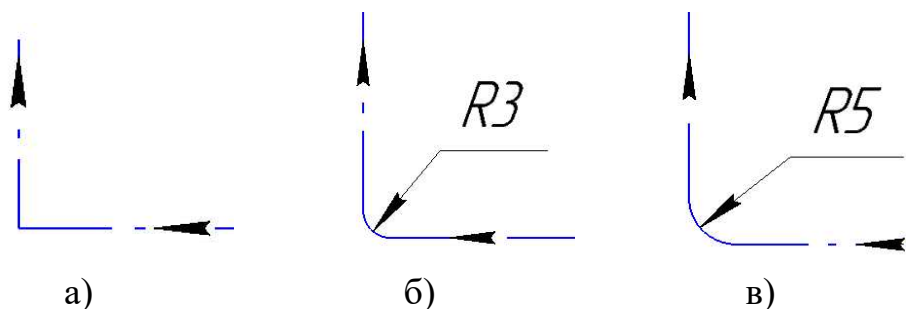


Рисунок 6.1 - Варіанти проектування траєкторії руху пальника (GMAW наплавлення): а) без скруглення кута, необхідне прискорення швидкості наплавлення $0,2$ м/хв; б) скруглення траєкторії $r = 3$ мм, необхідне прискорення швидкості наплавлення $0,1$ м/хв; в) скруглення траєкторії $r = 5$ мм, необхідність прискорення відсутня

Особливості наплавлення сплавів на основі нікелю в контрольованому газовому середовищі

Адитивне пошарове виготовлення деталей зі сплавів на основі нікелю або ремонтне наплавлення деталей виконують у контрольованому інертному середовищі з використанням чистого аргону (Ar 100%) найвищої якості. Для цього застосовують камери з контрольованою атмосферою з можливістю здійснення їх вакуумування.

Перед процесом наплавлення проводять процедури дегазації вакуумної камери з її наступною промивкою та заповненням інертним газом під підвищеним у порівнянні з атмосферним тиском. Для цього після встановлення підкладок або деталей, що ремонтуються, камеру герметизують та створюють вакуум порядку $10^{-1}...10^{-2}$ Па. Потім у водяну сорочку камери закачується гарячий теплоносіє (вода), що підігріває камеру до ≥ 50 °C та витримують так протягом $10...15$ хв, що

пришвидшує десорбцію адсорбованих газів з поверхонь всередині камери. Після цього «промивають» камеру інертним газом (Ar 100%). У подальшому створюють робочу контрольовану атмосферу інертного газу з надлишковим тиском порядку $(1,1-1,2) \times 10^5$ Па, який підтримується постійним у процесі наплавлення задля попередження натікання повітря усередину камери. Для цього камера має бути обладнана регульованим клапаном скидання тиску. Додатково встановлюється регулятор, що підтримує надлишковий тиск захисного газу з мінімальною його витратою.

Вихідний контроль готового друко-зварного виробу

Після виготовлення кожен виріб має проходити вихідний контроль за допомогою неруйнівних методів дефектоскопії. Усі вироби підлягають візуальному контролю відповідно до ДСТУ EN 13018:2017 [106] та ДСТУ ISO 17637:2017 [107]. Після візуального контролю додатково виконують капілярну дефектоскопію усієї поверхні виробу за процедурою відповідно до ДСТУ EN ISO 3452-1:2014 [108].

До адитивно виготовлених чи відновлених деталей з жароміцних нікелевих сплавів пред'являються підвищені вимоги щодо відсутності дефектів структури у зв'язку з важкими умовами експлуатації. Окрім візуального контролю після наплавлення або ремонту виконується капілярна дефектоскопія із застосуванням люмінесцентного пенетранта. Процедура виконується відповідно ДСТУ EN ISO 3452-1:2014 [97] з проявленням за допомогою джерела випромінювання з довжиною хвилі 100...400 нм ($7,5 \cdot 10^{14}$... $3 \cdot 10^{16}$ Гц) або люмінометрів ЛЮМ-1 чи ЛЮМ-2. Додатково виконується ультразвукова дефектоскопія усього згенерованого виробу чи місця ремонтного наплавлення за процедурою по ДСТУ EN ISO 17640:2022 (Неруйнівний контроль зварних швів. Ультразвуковий контроль. Методи, рівні контролювання та оцінювання) [109].

6.3 Визначення втрат на механічну обробку та приклади отриманих модельних зразків

Визначення коефіцієнту втрат

При виготовленні виробів дуговими способами пошарового наплавлення (GMAW-CMT/Pulse, PAW-CW) практично завжди присутня нерівномірність бокової поверхні готового виробу. Під час фінішної механічної обробки поверхні йде зняття зовнішнього шару до виходу на необхідні геометричні розміри майбутньої деталі.

Для прогнозування коефіцієнту втрат металу виробів при остаточної механічній обробці були побудовані діаграми коефіцієнтів втрат (рисунки 6.2 та 6.3). Вони враховують відхилення профілю наплавленої поверхні відносно ефективної товщини шару з урахуванням циклічної повторюваності хвилеподібних виступів та западин (нерівномірності) окремих шарів.

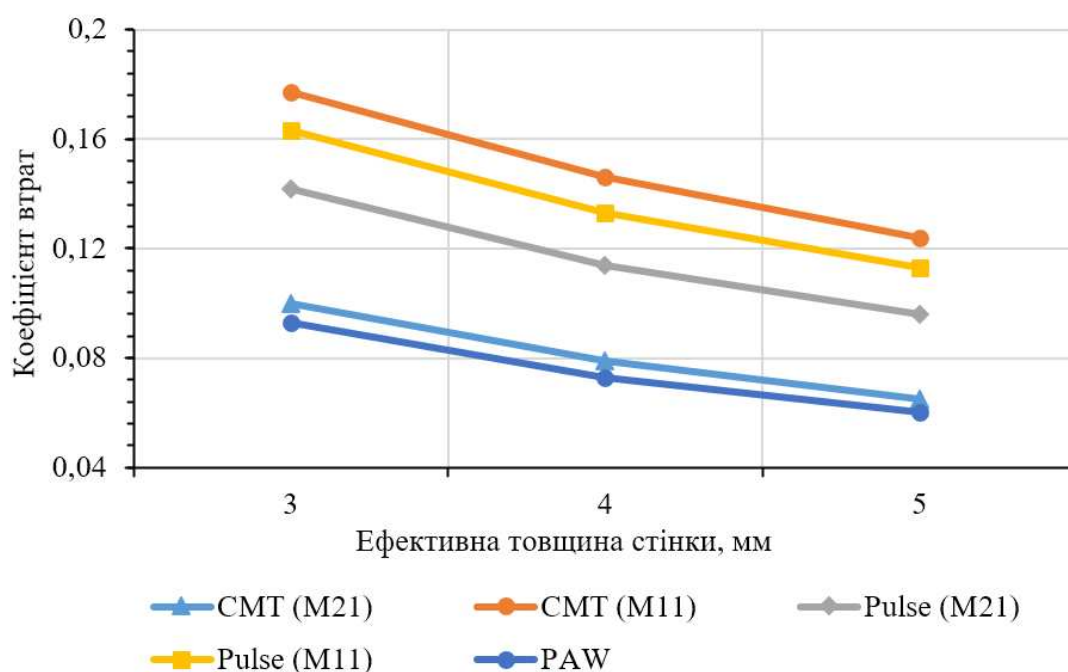


Рисунок 6.2 - Діаграма коефіцієнта втрат металу при обробці в залежності від необхідної товщини шару для низьковуглецевої сталі G3Si1

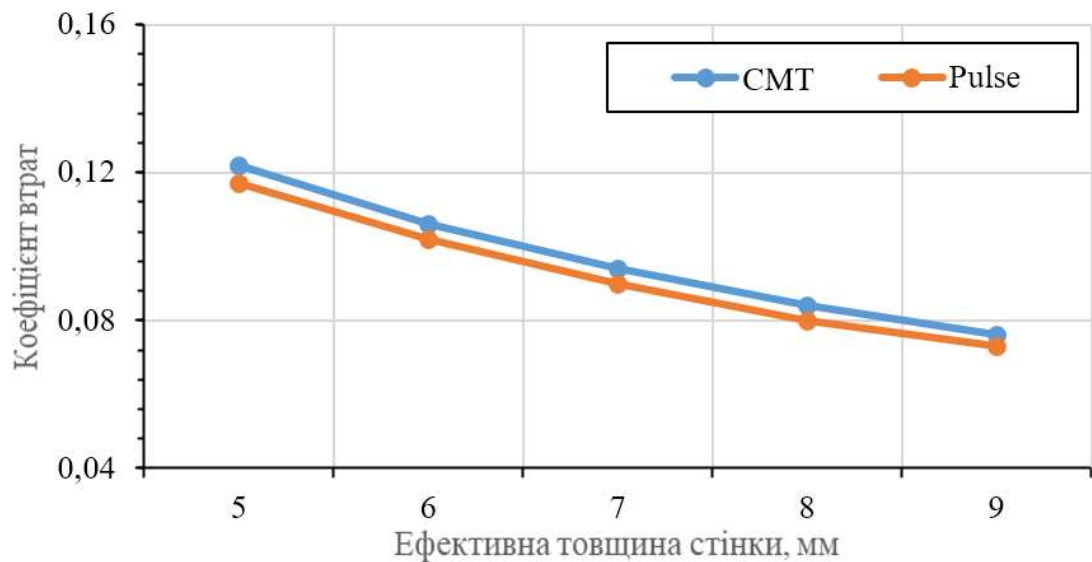


Рисунок 6.3 - Діаграма коефіцієнта втрат металу при обробці в залежності від необхідної товщини шару, кремнієва бронза CuSi3Mn1

При регулюванні режиму наплавлення для отримання різної товщини шарів з використанням GMAW-CMT або Pulse методу рівень нерівномірності поверхні залишається сталим. Збільшення необхідної товщини шару призводить у цілому до зменшення коефіцієнту втрат на механічну обробку.

На рисунках 6.4 – 6.6 наведені приклади отриманих адитивним наплавленням виробів



Рисунок 6.4 - Загальний вигляд адитивно наплавлених просторових виробів з нержавіючої сталі аустенітного класу: а) частина корпусу термотата; б) пустотіла чотиригранна піраміда



а)



б)

Рисунок 6.5 - Загальний вигляд адитивно наплавлених просторових примітивів виробів з низьковуглецевої сталі: а) швидкість наплавлення $V_{зв} = 750$ мм/хв;

б) швидкість наплавлення $V_{зв} = 600$ мм/хв



а)



б)

Рисунок 6.6 - Загальний вигляд адитивно наплавлених виробів типу «теплообмінник»: а) з кремнієвої бронзи, стан після наплавлення;
б) після наплавлення та механічної обробки сталі аустенітного класу

6.4 Висновки до розділу 6

1. Розроблені технологічні рекомендації по виготовленню адитивно наплавлених виробів із застосуванням тепла дугових джерел нагріву та компактних присадних матеріалів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю.

2. Створені діаграми залежності коефіцієнту втрат металу на кінцеву механічну обробку просторових виробів, що були отримані адитивними GMAW-CMT/Pulse методами наплавлення від товщини шару наплавленого металу.

7. ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. На основі аналізу сучасного стану технологій адитивного синтезу встановлена доцільність застосування тепла електричної дуги для виготовлення просторових виробів зі сталей різних структурних класів, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW способами дугового наплавлення.

2. Основними проблемами, що виникають при адитивному наплавленні компактних матеріалів з низьковуглецевих та аустенітних нержавіючих сталей, сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW способами дугового наплавлення, є нерівномірність геометричної форми наплавлених шарів, формування тріщин, підрізів та пор, наявність несущільностей та неметалевих включень у наплавленому металі, формування значних напружень та деформацій.

3. Порівняльний аналіз результатів чисельних експериментальних досліджень свідчить про значний вплив GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW способів наплавлення та складу захисного газу на геометричні характеристики адитивно наплавлених шарів зі сталі G3Si1 (09Г2С). Встановлено, що застосування GMAW-CMT у порівнянні з GMAW-Pulse та PAW-CW технологіями адитивного наплавлення забезпечує формування окремих шарів найбільшої висоти та найменшої ширини. При послідовному формуванні 50 шарів GMAW-CMT наплавленням у захисній газовій суміші M11 загальна висота стінок зразків досягає 75 мм, наплавлення в захисній газовій суміші M21 з більшим вмістом CO₂ призводить до зменшення загальної висоти стінок зразків до 68 мм. Ефективна ширина стінок наплавленого металу зменшується при заміні газової суміші M21 на M11 і складає ~ 4 мм та ~ 3,6 мм відповідно з одночасним збільшенням відхилення профілю у середньому на 45...47 %.

4. При GMAW-Pulse наплавленні сталі G3Si1 (09Г2С) висота стінок є мінімальною, а їх ефективна ширина досягає максимальних значень. Заміна газової суміші з M11 на M21 призводить до зменшення ефективної ширини стінок з

одночасним зменшенням відхилення профілю на $\approx 23\%$. Плазмове наплавлення з холодним дротом (PAW-CW) забезпечує проміжні значення висоти стінок до 63 мм, у порівнянні з GMAW-CMT та GMAW-Pulse способами наплавлення, та ефективну ширину стінок $\sim 4,4$ мм. При PAW-CW способі наплавлення відхилення профілю є мінімальним і складає у середньому 0,35 мм.

5. При адитивному наплавленні зразків з алюмінієвого сплаву AlMg5 у середовищі аргону способами GMAW-CMT та Pulse найбільша висота окремих наплавлених шарів досягається при GMAW-CMT наплавленні, а загальна висота 50 наплавлених шарів складає 94 мм, що приблизно на 30 % більше, ніж при застосуванні GMAW-Pulse технології (67 мм) за рекомендованих режимів наплавлення.

6. При адитивному наплавленні дротів суцільного перерізу з нержавіючої сталі аустенітного класу Cr19Ni9 (E308L) способом GMAW-CMT ефективна висота 50 наплавлених шарів більша, ніж при застосуванні GMAW-Pulse наплавлення і складає 72 мм та 64 мм відповідно. При цьому ефективна ширина валика зменшується з 5,9 до 4,2 мм.

7. Визначені закономірності впливу GMAW-CMT та GMAW-Pulse методів наплавлення на зміну геометричних характеристик та вірогідність виникнення дефектів при адитивному наплавленні кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 у середовищі аргону і встановлено, що загальна висота зразків при наплавленні 50 шарів за GMAW-CMT технологією на 20 % більша у порівнянні з GMAW-Pulse процесом і становить 54,9 та 44,9 мм відповідно, а ефективна товщина стінок складає 5,9 та 8,36 мм відповідно. На відміну від GMAW-Pulse технології наплавлення при застосуванні GMAW-CMT методу критичні дефекти у вигляді тріщин чи несплавлень не виявлені.

8. При пошаровому адитивному наплавленні в середовищі аргону PAW-CW способом прутків жароміцного сплаву SBM-4 на підложку з дисперсійнотвердіючого жароміцного сплаву ЧС88УВІ тріщини, відшарування металу між шарами та інші дефекти не виявлені. Встановлено, що склад газового середовища та умови нагріву мають суттєвий вплив на характер фізико-хімічної

взаємодії розплаву припою SBM-4 з поверхнею жароміцних сплавів. Зокрема у вакуумі $3 \dots 6 \times 10^{-3}$ Па, за умови обмеження натікання не більше 3×10^{-5} Па·м³·с⁻¹, при загальному нагріванні зразків крайові кути змочування складають декілька градусів, а зі зростанням температури питома площа розтікання припою збільшується. При нагріванні прутків припою плазмово-дуговим джерелом тепла (PAW-CW спосіб) у контрольованому газовому середовищі на основі аргону крайові кути змочування розплавом припою металу підкладки значно збільшуються і можуть досягати до 90°.

9. При наплавленні низьковуглецевої сталі типу G3Si1 (09Г2С) GMAW-CMT/Pulse та PAW-CW методами у всіх випадках формується щільна структура металу, в якій виявлені дисперсні неметалеві включення оксидів і силікатів округлої форми, які рівномірно розподілені по всьому перерізу зразків. Структура наплавленого металу ферито-перлітна. В останніх наплавлених шарах формується стовпчаста структура, а у перехідній зоні спостерігаються дезорієнтовані дрібнозернисті структури з фрагментарними залишками орієнтованих стовпчастих структур. В усіх зразках чітко вираженої межі з'єднання шарів не спостерігається.

10. Результати механічних випробувань адитивно наплавлених зразків зі сталі G3Si1 свідчать, що міцність металу відповідає значенням, що заявлені стандартом.

11. Мікроструктура металу отриманих наплавленням за технологіями GMAW-CMT та GMAW-Pulse зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 свідчить про формування однофазної структури α -твердого розчину складного хімічного складу. Для металу сформованого GMAW-Pulse наплавленням характерне утворення структури зі стовпчастими одновісними зернами, що призводить до анізотропії фізико-механічних характеристик. Мікротвердість зерен на різних ділянках наплавлення відрізняється та знаходиться в межах від HV = 876...1280 МПа для GMAW-CMT та HV = 1160...1460 МПа для GMAW-Pulse процесів.

12. Мікроструктура металу наплавленого PAW-CW способом прутків припою SBM-4 характеризується різноманіттям субструктур, нерівноважністю стану та наявністю слідів релаксаційних процесів. Встановлено формування

субзерен значних розмірів та дрібнодисперсних фазових утворень у внутрішніх об'ємах зерен. Величина зерен знаходиться в інтервалі від 25×45 мкм до 90×175 мкм. По границях фазових виділень спостерігається зростання щільності дислокацій.

13. За допомогою розробленої та верифікованої скінченно-елементної моделі тригранної рівнобічної призми шляхом комп'ютерного моделювання з урахуванням зміни теплофізичних та механічних властивостей матеріалів від температури встановлено, що формування тріщин у зразках з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1, які були виготовлені GMAW-Pulse методом наплавлення, пов'язане з високим рівнем поздовжніх напружень розтягу, які в інтервалі температур $490 \dots 550^\circ \text{C}$ досягають межі міцності матеріалу. Похибка результатів розрахункового та експериментального визначення температур до 10 %.

14. За результатами скінченно-елементного моделювання пошарового наплавлення припою SBM-4 на основу з ЧС88УВІ встановлено, що несприятливими зонами є місця різкої зміни траєкторії наплавлення на ділянці перших двох сформованих PAW-CW адитивним наплавленням шарів, де еквівалентні напруження сягають $0,9 \sigma_{\text{в}}$ сплаву. Похибка результатів розрахункового та експериментального визначення температур до 13 %.

15. Розроблені технологічні рекомендації по виготовленню адитивно наплавлених виробів із застосуванням тепла дугових джерел нагріву та компактних присадних матеріалів зі сталей різних структурних класів та сплавів на основі алюмінію, міді та нікелю. Побудовані діаграми для визначення коефіцієнту втрат металу на кінцеву механічну обробку отриманих адитивними GMAW-CMT/Pulse методами наплавлення просторових виробів.

16. Створене обладнання для отримання просторових виробів адитивним наплавленням компактних матеріалів GMAW-CMT, GMAW-Pulse та PAW-CW способами наплавлення.

17. Сформульовані технологічні рекомендації по виготовленню прутків з малопластичних металів та сплавів.

8. СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Joshi, S., Martukanitz, R. P., Nassar, A. R., & Michaleris, P. (2023). Introduction to Metal Additive Manufacturing. *Additive Manufacturing with Metals*, 1–11. Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-031-37069-4_1
2. Bourell, David & Beaman, Joseph & Leu, Ming & Rosen, David. (2009). A brief history of additive manufacturing and the 2009 roadmap for additive manufacturing: Looking back and looking ahead. *Proceedings of RapidTech*. 24-25.
3. Gibson, I., Rosen, D. W., & Stucker, B. (2010). *Additive Manufacturing Technologies*. <https://doi.org/10.1007/978-1-4419-1120-9>
4. Kumar, S. (2014). Selective Laser Sintering/Melting. *Comprehensive Materials Processing*. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.01003-7>
5. Hofmeister, W., & Griffith, M. (2001). Solidification in direct metal deposition by LENS processing. *JOM*, 53(9), 30–34. <https://doi.org/10.1007/s11837-001-0066-z>
6. Ensiz, Mark, Griffith, Michelle, Hofmeister, William, Philliber, Joel A, Smugeresky, John, & Wert, Melissa. (1999). *Investigation of Solidification in the Laser Engineered Net shaping (LENS) Process*. United States.
7. Gu, D. D., Meiners, W., Wissenbach, K., & Poprawe, R. (2012). Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 57(3), 133–164. <https://doi.org/10.1179/1743280411y.0000000014>
8. Ding, Donghong & Pan, Zengxi & Cuiuri, Dominic & Li, Huijun. (2015). Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 81, 465-481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
9. Mumtaz, K., Hopkinson, N. (2010). Selective laser melting of thin wall parts using pulse shaping. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2), 279–287. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.011>

10. Mumtaz K., Hopkinson N. (2009). Top surface and side roughness of Inconel 625 parts processed using selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 15(2), 96–103. <https://doi.org/10.1108/13552540910943397>
11. Yang, D., Wang, G., & Zhang, G. (2017). Thermal analysis for single-pass multi-layer GMAW based additive manufacturing using infrared thermography. *Journal of Materials Processing Technology*, 244, 215–224. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.024>
12. Baker, R. (1925). Patent No. 1533300: Method of making decorative articles. Retrieved from <https://www.freepatentsonline.com/1533300.pdf>
13. Dickens, P. M., Pridham, M. S., Cobb, R. C., Gibson, I., & Dixon, G. (1992). Rapid prototyping using 3-D welding. In *1992 International Solid Freeform Fabrication Symposium*, 280–290. Retrieved from <https://repositories.lib.utexas.edu/server/api/core/bitstreams/f3651875-456d-4d29-ade4-ecf5d30c5c96/content>
14. F. Martina, J. Mehnert, S.W. Williams, P. Colegrove, F. Wang. (2012). Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(6), 1377-1386. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002>
15. Gong, X., Anderson, T., & Chou, K. (2012). Review on Powder-Based Electron Beam Additive Manufacturing Technology. *ASME/ISCIE 2012 International Symposium on Flexible Automation*, American Society of Mechanical Engineers, Paper No: ISFA2012-7256, 507-515. <https://doi.org/10.1115/isfa2012-7256>
16. Cunningham, C. R., Wikshåland, S., Xu, F., Kemakolam, N., Shokrani, A., Dhokia, V., & Newman, S. T. (2017). Cost Modelling and Sensitivity Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 11, 650–657. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.163>
17. Haelsig, A., Mayr, P., & Kusch, M. (2016). Determination of energy flows for welding processes. *Welding in the World*, 60(2), 259–266. <https://doi.org/10.1007/s40194-016-0297-9>

18. Wang, F., Williams, S., Colegrove, P., & Antonysamy, A. (2012). Microstructure and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(2), 968–977. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1444-6>
19. Gu, J., Ding, J., Williams, S. W., Gu, H., Bai, J., Zhai, Y., & Ma, P. (2016). The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 651, 18–26. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.101>
20. Bandyopadhyay, A., Zhang, Y., & Onuike, B. (2022). Additive manufacturing of bimetallic structures. *Virtual and Physical Prototyping*, 17(2), 256–294. <https://doi.org/10.1080/17452759.2022.2040738>
21. Pant, H., Arora, A., Gopakumar, G.S. et al. (2023). Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 127, 4995–5011. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11623-7>
22. Dias, Manuel, João P. M. Pragana, Bruna Ferreira, Inês Ribeiro, and Carlos M. A. Silva. (2022). Economic and Environmental Potential of Wire-Arc Additive Manufacturing. *Sustainability* 14(9). 5197. <https://doi.org/10.3390/su14095197>
23. Allen, J. (2006). An Investigation into the Comparative Costs of Additive Manufacture vs. Machine from Solid for Aero Engine Parts. *Cost Effective Manufacture via Net-Shape Processing*, 17, Meeting Proceedings RTO-MP-AVT-139, 1–10. Retrieved from <https://apps.dtic.mil/sti/pdfs/ADA521730.pdf>
24. Williams, S., & Martina, F. (2015). Wire + arc additive manufacturing vs. traditional machining from solid: a cost comparison. *Mater Sci Technol (UK)*, 32(1), 27. Retrieved from http://waammat.com/documents/waam-vs-machining-from-solid-a-cost-comparison/@@download/upload_file/WAAM%20vs%20machining%20from%20solid%20-%20A%20cost%20comparison%20-%20public%20300dpi.pdf
25. Rodrigues T.A., Duarte V., Miranda R.M., Santos T.G., Oliveira J.P. (2019) Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). *Materials*, 12(7), 1121. <https://doi.org/10.3390/ma12071121>

26. Peleshenko, S., Korzhyk, V., Voitenko, O., Khaskin, V. and Tkachuk, V. (2017) Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review). *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 3(1 (87), 42–52. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2017.99666>
27. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D. et al. (2015). Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *Int J Adv Manuf Technol* 81, 465–481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
28. Scotti, A., Ponomarev, V., & Lucas, W. (2014). Interchangeable metal transfer phenomenon in GMA welding: Features, mechanisms, classification. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(11), 2488–2496. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.05.022>
29. Zhang, Y. M., Yang, Y., Zhang, W., and Na, S. (2020). Advanced Welding Manufacturing: A Brief Analysis and Review of Challenges and Solutions. *J. Manuf. Sci. Eng.*, 142(11), 110816. <https://doi.org/10.1115/1.4047947>
30. Mvola, B., & Kah, P. (2016). Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 88(9-12), 2369–2387. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8936-2>
31. Mvola, B., Kah, P., Martikainen, J., & Hiltunen, E. (2013). Applications and benefits of adaptive pulsed GMAW. *Mechanics*, 19(6), 694-701. <https://doi.org/10.5755/j01.mech.19.6.6003>
32. Oliveira, A. S., Santos, R. O. d., Silva, B. C. d. S., Guarieiro, L. L. N., Angerhausen, M., Reisgen, U., Sampaio, R. R., Machado, B. A. S., Droguett, E. L., Silva, P. H. F. d., & Coelho, R. S. (2021). A Detailed Forecast of the Technologies Based on Lifecycle Analysis of GMAW and CMT Welding Processes. *Sustainability*, 13(7), 3766. <https://doi.org/10.3390/su13073766>
33. Galeazzi, D., Silva, R.H.G.e., Viviani, A.B. et al. (2022). Evaluation of thermal and geometric properties of martensitic stainless steel thin walls built by additive manufacturing cold metal transfer (CMT) processes. *Int J Adv Manuf Technol*, 120, 2151–2165. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-08921-x>

34. Srinivasan, D., Sevvel, P., Solomon, I. J., & Tanushkumaar, P. (2022). A review on Cold Metal Transfer (CMT) technology of welding. *Materials Today: Proceedings*, 64, 108-115. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.04.016>
35. Cong, B., Qi, Z., Qi, B., Sun, H., Zhao, G., & Ding, J. (2017). A comparative study of additively manufactured thin wall and block structure with Al-6.3% Cu alloy using cold metal transfer process. *Applied Sciences*, 7(3), 275. <https://doi.org/10.3390/app7030275>
36. Xu, X., Ding, J., Ganguly, S., Diao, C., & Williams, S. (2018). Oxide accumulation effects on wire + arc layer-by-layer additive manufacture process. *Journal of Materials Processing Technology*, 252, 739–750. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.030>
37. Navarro, M., Matar, A., Diltemiz, S. F., & Eshraghi, M. (2021). Development of a low-cost wire arc additive manufacturing system. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 6(1), 3. <https://doi.org/10.3390/jmmp6010003>
38. Wang, H., Jiang, W., Ouyang, J., & Kovacevic, R. (2004). Rapid prototyping of 4043 Al-alloy parts by VP-GTAW. *Journal of Materials Processing Technology*, 148(1), 93-102. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.01.058>
39. Toshihide, H., & Soshu, K. (2008). Freeform Fabrication Method of Alloys and Intermetallic Compounds by 3D Micro Welding. *Transactions of JWRI*, 37(2), 63-68. <https://doi.org/10.18910/9778>
40. Geng, H., Li, J., Xiong, J., Lin, X., & Zhang, F. (2017). Optimization of wire feed for GTAW based additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 243, 40–47. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.027>
41. Li, K. H., Chen, J. S., & Zhang, Y. (2007). Double-electrode GMAW process and control. *Welding Journal*, 86(8), 231. Retrieved from <http://pascal-francis.inist.fr/vibad/index.php?action=getRecordDetail&idt=18973986>
42. Sahoo, A., & Tripathy, S. (2020). Development in plasma arc welding process: A review. *Materials Today: Proceedings*, 41(2), 363–368. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.562>

43. Xiong, X., Haiou, Z., & Guilan, W. (2008). A new method of direct metal prototyping: hybrid plasma deposition and milling. *Rapid Prototyping Journal*, 14(1), 53–56. <https://doi.org/10.1108/13552540810841562>
44. Zhan, Q., Liang, Y., Ding, J., & Williams, S. (2017). A wire deflection detection method based on image processing in wire + arc additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 89, 755-763. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9106-2>
45. Nikam, S. H., Jain, N. K., & Jhavar, S. (2016). Thermal modeling of geometry of single-track deposition in micro-plasma transferred arc deposition process. *Journal of Materials Processing Technology*, 230, 121–130. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.11.022>
46. Jhavar, S., Jain, N. K., & Paul, C. P. (2014). Enhancement of Deposition Quality in Micro-plasma Transferred Arc Deposition Process. *Materials and Manufacturing Processes*, 29(8), 1017–1023. <https://doi.org/10.1080/10426914.2014.892984>
47. Grinyuk, A. A., Korzhik, V. N., Shevchenko, V. E., Babich, A. A., & Peleshenko, S. I. (2016). Hybrid technologies of welding aluminium alloys based on consumable electrode arc and constricted arc. *The Paton Welding Journal*, 5-6, 98-103. <https://doi.org/doi.org/10.15407/tpwj2016.06.17>
48. Korzhik, V. N., Khaskin, V. Y., Grinyuk, A. A., Tkachuk, V. I., Peleshenko, S. I., Korotenko, V. V., & Babich, A. A. (2016). 3D-printing of metallic volumetric parts of complex shape based on welding plasma-arc technologies. *Paton Welding Journal*, 5-6, 127–134. <https://doi.org/10.15407/as2016.06.20>
49. Xiong, J., Li, Y., Li, R., & Yin, Z. (2018). Influences of process parameters on surface roughness of multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 252, 128–136. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.09.020>
50. Graf, M., Hälsig, A., Höfer, K., Awiszus, B., & Mayr, P. (2018). Thermo-mechanical modelling of wire-arc additive manufacturing (WAAM) of semi-finished products. *Metals*, 8(12), 1009. <https://doi.org/10.3390/met8121009>

51. Alberti, E. A., Silva, L. J. D., & d'Oliveira, A. S. (2014). Manufatura Aditiva: o papel da soldagem nesta janela de oportunidade. *Soldagem & Inspeção*, 19(2), 190-198. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI1902.11>
52. Zavdoveev, A., Pozniakov, V., Baudin, T. et al. (2022). Optimization of the pulsed arc welding parameters for wire arc additive manufacturing in austenitic steel applications. *Int J Adv Manuf Technol* 119, 5175–5193 <https://doi.org/10.1007/s00170-022-08704-4>
53. Dinovitzer, M., Chen, X., Laliberte, J., Huang, X., & Frei, H. (2019). Effect of wire and arc additive manufacturing (WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure. *Additive Manufacturing*, 26, 138-146. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.12.013>
54. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Lahodzinkyi, I., Illiashenko, Y., Peleshenko, S., Voitenko, O. (2020). Creation of volumetric products using additive arc cladding with compact and powder filler materials. *IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, 02SAMA16-1–02SAMA16-5. <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
55. Ogino, Y., Asai, S., Hirata, Y. (2018). Numerical simulation of WAAM process by a GMAW weld pool model. *Weld World*, 62, 393–401. <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0556-z>
56. Rao, Z.H, Liao, S.M, Tsai, H.L. (2010). Effects of shielding gas compositions on arc plasma and metal transfer in gas metal arc welding. *J. of Applied Physics*, 107(4), 044902. <https://doi.org/10.1063/1.3291121>
57. Gurcik, T., Kovanda, K., Rohan, P. (2019). Influence of shielding gas on geometrical quality of WAAM technology. *METAL 2019 - 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*, pp. 715–721. <https://doi.org/10.37904/metal.2019.871>
58. Bishal, S., Pudasaini, N., Roy, S., Murphy, A.B., Nycz, A., Noakes, M.W. (2022) Altering the supply of shielding gases to fabricate distinct geometry in GMA additive manufacturing. *Applied Sciences*, 12(7), 3679. <https://doi.org/10.3390/app12073679>

59. Gouda, M., Takahashi, M., Ikeuchi, K. (2005) Microstructures of gas metal arc weld metal of 950 MPa class steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(3), 369–377. <https://doi.org/10.1179/174329305X40714>
60. Menzel, M. (2003) The influence of individual components of an industrial gas mixture on the welding process and the properties of welded joints. *Welding International*, 17(4), 262–264. <https://doi.org/10.1533/wint.2003.3111>
61. Ebrahimnia, M., Goodarzi, M., Nouri, M., Sheikhi, M. (2009). Study of the effect of shielding gas composition on the mechanical weld properties of steel ST 37-2 in gas metal arc welding. *Materials & Design*, 30(9), 3891–3895. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.03.031>
62. Zhao, Y., Shi, X., Yan, K., Wang, G., Jia, Z., He, Y. (2018). Effect of shielding gas on the metal transfer and weld morphology in pulsed current MAG welding of carbon steel. *J. of Materials Processing Technology*, 262, 382–391. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.003>
63. Mukin, D., Valdaytseva, E., Hassel, T., Klimov, G., Shalnova, S. (2020). Modelling of heat transfer process in non-vacuum electron beam additive manufacturing with CuSi3 alloy wire. *Materials Today: Proceedings*, 30(3), 373–379. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.380>
64. Mukin, D.V., Ivanov, S.Yu., Valdaitseva, E.A., Turichin, G.A., Beniash, A.E. (2019). An Analytical Model for Filler Wire Heating and Melting during Wire Feed Laser Deposition. *KEM* 822, 431–437. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.822.431>
65. Spittel, Marlene & Spittel, Thilo. (2016). *Flow stress and plasticity of CuSi3Mn1*. http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-14174-4_62
66. Baby, J., Amirthalingam, M. (2020). Microstructural development during wire arc additive manufacturing of copper-based components. *Welding in the World*, 64, 395–405. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00840-y>
67. Yanhu, W., Xizhang, C., Sergey, K., Chuanchu, S., Arshad, N.S., Namrata, G. (2019). In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu-Al alloy by addition of silicon. *Applied Surface Science*, 487, 1366–1375. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.05.068>

68. Kun, L. et al (2019). Location dependence of microstructure and mechanical properties of Cu–Al alloy fabricated by dual wire CMT. *Materials Research Express*, 6(12), <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab583e>
69. Wang, Y., Konovalov, S., Chen, X. et al. (2021). Research on Cu-6,6 % Al–3,2 % Si Alloy by Dual Wire Arc Additive Manufacturing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30, 1694–1702. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05470-4>
70. Kazmi, K.H., Sharma, S.K., Das, A.K. et al. (2023). Development of Wire Arc Additive Manufactured Cu-Si Alloy: Study of Microstructure and Wear Behavior. *J. of Materials Engineering and Performance*. <https://doi.org/10.1007/s11665-023-07972-9>
71. Квасницький В.В., Лагодзінський І.М. (2023). Вплив методів GMAW і PAW адитивного дугового наплавлення та складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь і структуру металу виробів. *Автомат. зварювання*, 11, 23–31. <https://doi.org/10.37434/as2023.11.02>
72. Gang, M., Xueming, H., Ye, H., Chen, S., Min W. (2020) Study on the microstructure optimization and mechanical properties of dissimilar TC4-304L arc-brazing joints. *Materials Science and Engineering: A*, 788. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139566>
73. Donghong, D., Zengxi, P., Dominic C., Huijun L., Nathan, L. (2016). Adaptive path planning for wire-feed additive manufacturing using medial axis transformation. *J. of Cleaner Production*, 133, 942–952. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.06.036>
74. Yu, Z.S., Li, R.F., Zhou, F.M. et. al. (2004). Joint evolution and strengthening mechanisms in arc brazed galvanised steels with Cu97Si3 filler. *Materials Science and Technology*, 20(11), 1479–1483. <https://doi.org/10.1179/026708304225022133>
75. Yushchenko, K.A., Savchenko, V.S., Chervyakov, N.O., Zvyagintseva, A.V., Velikoivanenko, E.A. (2016). Multi-scale Modeling of the Stress-Strain State During Welding of Ni-Based Alloys. In Boellinghaus, T., Lippold, J., Cross, C. (eds),

Cracking Phenomena in Welds IV (pp. 289–303). Springer, Cham.
https://doi.org/10.1007/978-3-319-28434-7_14

76. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Kvasnytskyi, V., Mialnitsa, H., Dong, C., Pryadko, T., Matviienko, M., & Buturlia, Y. (2020). Designing brazing filler metal for heat-resistant alloys based on Ni3Al intermetallide. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 6(12(108)), 6–19. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.217819>

77. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Kvasnytskyi, V., Matviienko, M., Buturlia, Y., & Lahodzinskyi, I. (2023). Designing brazing filler metal for heat-resistant nickel alloys of new generation marine gas turbines. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 125(12). <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.288340>

78. Yue, X., Liu, F., Chen, H., Wan, D., & Qin, H. (2018). Effect of Bonding Temperature on Microstructure Evolution during TLP Bonding of a Ni3Al based Superalloy IC10. *MATEC Web of Conferences*, 206, 03004. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201820603004>

79. Xiong, J., Li, R., Lei, Y., & Chen, H. (2018). Heat propagation of circular thin-walled parts fabricated in additive manufacturing using gas metal arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 251, 12–19. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.08.007>

80. Zhao, H., Zhang, G., Yin, Z., & Wu, L. (2011). A 3D dynamic analysis of thermal behavior during single-pass multi-layer weld-based rapid prototyping. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(3), 488–495. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.11.002>

81. Jimenez, X., Dong, W., Paul, S., Klecka, M. A., & To, A. C. (2020). Residual Stress Modeling with Phase Transformation for Wire Arc Additive Manufacturing of B91 Steel. *JOM*, 72(12), 4178–4186. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04424-w>

82. Cunningham, C. R., Flynn, J. M., Shokrani, A., Dhokia, V., & Newman, S. T. (2018). Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 22, 672–686. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.020>

83. Prokhorenko, O., Hainutdinov, S., Prokhorenko, V., Pulka, C., Senchyshyn, V. (2022). Numerical simulation results of the kinetics of temperature and phase composition in a butt joint made from steel DC04 during a single-pass submerged arc welding. *Procedia Structural Integrity*, 36, 290–297. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.01.037>
84. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Zhukov, V.V. (2017). Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures. *Electrometallurgy Today*, 2, 35–44. <https://doi.org/10.15407/sem2017.02.06>
85. Huang C., Kyvelou P., Gardner L. (2023). Stress-strain curves for wire arc additively manufactured steels. *Engineering Structures*, 279, №115628. <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2023.115628>
86. Silvestru, V.A., Ariza, I., Vienne, J., Michel, L., Aguilar Sanchez, A. M., Angst, U., Taras, A. (2021). Performance under tensile loading of point-by-point wire and arc additively manufactured steel bars for structural components. *Materials & Design*, 205, №109740. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109740>
87. Xin, H., Tarus, I., Cheng, L., Veljkovic, M., Persem, N., & Lorch, L. (2021). Experiments and numerical simulation of wire and arc additive manufactured steel materials. *Structures*, 34, 1393–1402. <https://doi.org/10.1016/j.istruc.2021.08.055>
88. Kyvelou, P., Slack, H., Mountanou, D. D., Wadee, M. A., Britton, T. B., Buchanan, C., & Gardner, L. (2020). Mechanical and microstructural testing of wire and arc additively manufactured sheet material. *Materials & Design*, 108675. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108675>
89. Hadjipantelis N., Weber B., Buchanan C., Gardner L. (2022). Description of anisotropic material response of wire and arc additively manufactured thin-walled stainless steel elements. *Thin-Walled Structures*, 171, №108634. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2021.108634>
90. ДСТУ EN ISO 14175:2014 Матеріали зварювальні. Захисні газы для дугового зварювання та різання (EN ISO 14175:2008, IDT)

91. Norrish, J. (2017). Recent gas metal arc welding (GMAW) process developments: the implications related to international fabrication standards. *Weld World*, 61, 755–767. <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0463-8>
92. Haelsig, A., Kusch, M., & Mayer, P. (2012). New Findings On The Efficiency Of Gas Shielded Arc Welding. *Welding in the World*, 56(11-12), 98–104. <https://doi.org/10.1007/BF03321400>
93. Spencer, J.D., Dickens, P.M, Wykes, C.M. (1998). Rapid prototyping of metal parts by three-dimensional welding. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: J. of Engineering Manufacture*, 212(3), 175–182. <https://doi.org/10.1243/0954405981515590>
94. ДСТУ EN ISO 1302:2018 технічні вимоги до геометричних характеристик продукції (GPS). Позначка зовнішньої текстури в технічній документації на продукцію (EN ISO 1302:2002, IDT).
95. ДСТУ ISO 4967:2017 Сталь. Визначення вмісту неметалевих включень. Металографічний метод оцінювання за стандартними шкалами (ISO 4967:2013, IDT).
96. ДСТУ 8972:2019 Сталі та сплави. Методи виявлення та визначення величини зерна.
97. ДСТУ EN ISO 3452-1:2014 Неруйнівний контроль. Капілярний контроль. Частина 1 – Загальні принципи (EN ISO 3452-1:2013, IDT).
98. ДСТУ ISO 6892-1:2019 Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури (ISO 6892-1:2016, IDT).
99. Tokihiko, K., Rinsei, I., Koichi, Y., Yoshinori, H. (2009). Development of low spatter CO₂ arc welding process with high frequency pulse current. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(8), 740–746. <https://doi.org/10.1179/136217109X449238>
100. Mou, G., Hua, X., Wu, D. et al. (2017). Study on weld seam surface deposits of CuSi3 CMT brazing. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, 92, 2735–2742. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0349-3>

101. Goldak J. A., Akhlagi, M. (2005). Thermal Analysis of Welds. In: *Computational Welding Mechanics* (pp. 71–117), Springer, Boston, MA. https://doi.org/10.1007/0-387-23288-5_3
102. Zienkiewicz, O. C., Taylor, R. L. (2013). *The Finite Element Method for Solid and Structural Mechanics*. Нідерланди: Elsevier Science.
103. Handbook of Comparative World Steel Standards. Japan: International Technical Information Institute, 2004.
104. ДСТУ EN ISO 14341:2014 Матеріали зварювальні. Електродні дроти та наплавлений метал у захисному газі плавким електродом нелегованих і дрібнозернистих сталей. Класифікація (EN ISO 14341:2011, IDT).
105. Лагодзінський, І.М., Szymura, M., Квасницький, В.В. (2021). Вплив складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь отриманих адитивним CMT та Pulse GMAW наплавленням виробів. *PolyWeld–2023: збірник матеріалів міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні»*, Київ, Україна, 23-24 Листопада, 2023, С. 68-71.
106. ДСТУ EN 13018:2017 Неруйнівний контроль. Візуальний контроль. Загальні принципи (EN 13018:2016, IDT).
107. ДСТУ EN ISO 17637:2017 Неруйнівний контроль зварних швів. Візуальний контроль з'єднань, виконаних зварюванням плавленням (EN ISO 17637:2016, IDT).
108. ДСТУ EN ISO 3452-1:2014 Неруйнівний контроль. Капілярний контроль. Частина 1. Загальні принципи (EN ISO 3452-1:2013, IDT).
109. ДСТУ EN ISO 17640:2022 Неруйнівний контроль зварних швів. Ультразвуковий контроль. Методи, рівні контролювання та оцінювання (EN ISO 17640:2018, IDT).

ДОДАТОК А

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у науково періодичних виданнях, що входять до наукометричної бази даних Scopus:

1. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Kvasnytskyi, V., Matviienko, M., Buturlia, Y., **Lahodzinskyi, I.**, (2023). Designing brazing filler metal for heat-resistant nickel alloys of new generation marine gas turbines. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies (EEJET)*, 12 (125), 32–46. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.288340> (Особистий внесок автора полягає у проведенні розрахункових та експериментальних досліджень фізичних властивостей та фізико-хімічної взаємодії основного матеріалу та припою).

Статті у наукових фахових виданнях України:

2. Квасницький, В.В., **Лагодзінський, І.М.** (2023). Вплив методів GMAW і PAW адитивного дугового наплавлення та складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь і структуру металу виробів. *Автоматичне зварювання*, №11, 23-31. <https://doi.org/10.37434/as2023.11.02> (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних досліджень, аналізі та узагальненні результатів).

3. Перепічай А.О., **Лагодзінський І.М.** (2024). Дослідження впливу СМТ та Pulse процесів адитивного наплавлення кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 на геометричні розміри, структуру та напружено-деформований стан отриманих заготовок. *Автоматичне зварювання*, 2, 3-11. <https://doi.org/10.37434/as2024.02.01> (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних та розрахункових досліджень, аналізі та узагальненні результатів, формулюванні висновків).

4. Прохоренко, О.В., & **Лагодзінський, І.М.** (2024). Числове моделювання напружено-деформованого стану при адитивному MIG наплавленні кремнієвою бронзою CuSi3Mn1. *Технічні науки та технології*, 1 (35), 32–47. [https://doi.org/10.25140/2411-5363-2024-1\(35\)-32-47](https://doi.org/10.25140/2411-5363-2024-1(35)-32-47) (Особистий внесок автора

полягає у проведенні моделювання, верифікації розрахункової моделі, аналізі результатів розрахунків).

Матеріали, що засвідчують апробацію дисертації:

5. Creation of Volumetric Products Using Additive Arc Cladding with Compact and Powder Filler Materials / V. Kvasnytskyi, V. Korzhyk, **I. Lahodzinskyi**, Y. Illiashenko, S. Peleshenko and O. Voitenko // *Materials of 2020 IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, November 09-13, 2020, Sumy, Ukraine. <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696> (Автором проведено скінченно-елементне моделювання та аналіз напружено-деформованого стану адитивно наплавлених виробів).

6. Особливості використання СМТ- та PULSE-технологій при дуговому адитивному виготовленні просторових виробів / **Лагодзінський І.М.**, Квасницький В.В., Гринюк А.А // *Зварювання та споріднені технології: перспективи розвитку: тези доповідей V Міжнародної науково-технічної конференції*, 19–20 жовтня, Краматорськ, Україна, 2021, С. 50-53. (Особистий внесок автора полягає у обґрунтуванні механізму впливу методу подачі зварювального струму на тепловкладення при пошаровому наплавленні)

7. Адитивний синтез біметалевих систем CrNi-Cu із застосуванням СМТ та Pulse процесів / **Лагодзінський І.М.**, Квасницький В.В. // *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали п'ятнадцятої міжнародної міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників*, 27-29 Червня, 2022, Київ, Україна, С. 53-55. (Особистий внесок автора полягає у проведенні експериментальних досліджень, узагальненні результатів та підготовці презентаційних матеріалів)

8. 3-D printing of spatial products made of steel and non-ferrous alloys using electric arc heat / **Ivan Lahodzinskyi**, Volodymyr Korzhyk, Viktor Kvasnytskyi, Andriy Perepichay, Andriy Grynuk, Yevhenii Illiashenko, Sviatoslav Peleshenko // *International Institute of Welding. The 75th IIW Annual Assembly and International Conference*, 17-18 July, 2022, Tokyo, Japan. (Особистий внесок автора полягає у

проведенні експериментальних досліджень, аналізі їх результатів, підготовці презентаційних матеріалів).

9. Вплив способів дугового наплавлення на формування шарів та структуру наплавленого металу при адитивному синтезі виробів зі сталей та сплавів / В. Коржик, В. Квасницький, А. Гринюк, А. Перепічай, Є. Іляшенко, **І. Лагодзінський**, С. Пелешенко, В. Буріка // *Міцність і довговічність сучасних матеріалів та конструкцій. Праці Міжнародної науково-технічної конференції, ФОП Паляниця В. А., 10-11 Листопада, 2022, Тернопіль, Україна, С. 207-210. (Автором проведено аналіз впливу складу захисної газової суміші на зміну геометричних характеристик наплавлених валиків з низьковуглецевої сталі та сплавів).*

10. Адитивний синтез виробів з кремнієвої бронзи типу CuSi3 MIG-CMT та PULSE процесами дугового наплавлення / Квасницький В.В., Перепічай А.О., Прохоренко О.В., **Лагодзінський І.М.**, Буріка В.В. // *Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України: Тези допов. наук. конф. під ред. О.Т. Зельніченка. Міжнародна організація – Зварювання, 17 Листопада, 2022, Київ, Україна, С. 36-37. (Особистий внесок автора полягає у дослідженні напружено-деформованого стану адитивно наплавлених зразків з кремнієвої бронзи).*

11. Вплив методів GMAW і PAW адитивного дугового наплавлення та складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь і структуру металу виробів / Квасницький В.В., **Лагодзінський І.М.** // *Сучасні напрями розвитку адитивних технологій: Тези доповідей науково-технічної конференції під ред. О.Т. Зельніченка, Міжнародна Асоціація «Зварювання», 27 Листопада, 2023, Київ, Україна, с. 13. (Особистий внесок автора полягає у дослідженні впливу захисного газового середовища у комбінації з різними методами подачі зварювального струму на структуру та механічні властивості адитивно наплавлених виробів).*

12. Вплив складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь отриманих адитивним CMT та Pulse GMAW наплавленням виробів / **Лагодзінський І.М.**, Szymura Michał, Квасницький В.В. // *PolyWeld–2023: збірник матеріалів міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні», 23-24 Листопада, 2023, Київ, Україна, С. 68-71. (Особистий внесок*

автора полягає у проведенні експериментальних досліджень, аналізі результатів, підготовці презентаційних матеріалів).