

ВПЛИВ GMAW-CMT ТА PULSE ПРОЦЕСІВ АДИТИВНОГО НАПЛАВЛЕННЯ КРЕМНІЄВОЇ БРОНЗИ CuSi3Mn1 НА ФОРМУВАННЯ ПОВЕРХНІ, СТРУКТУРУ ТА НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНІЙ СТАН ВИРОБІВ

А.О. Перепічай, І.М. Лагодзінський

НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37.

E-mail: perepichayandrey@gmail.com

Кремнієві бронзи типу CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) завдяки своїм властивостям досить широко застосовуються у машинобудівній, аерокосмічній та гірничодобувній промисловості. Враховуючи досить високу вартість кольорових сплавів на основі міді, актуальним є застосування технологій дугового адитивного синтезу (WAAM). Для запобігання перегріву та зниження рівня тепловкладення при наплавленні сплавів на основі міді, застосовують методи Cold Metal Transfer (CMT), та імпульсно-дугове наплавлення (Pulse процес). Результати досліджень пошарового наплавлення кремнієвої бронзи вказують на певну залежність геометричних характеристик, структурного складу та схильності до утворення дефектів від застосованого методу наплавлення (GMAW-CMT/Pulse). Наплавлення з короткими замиканнями забезпечує більшу висоту кожного валика ніж при імпульсній подачі струму (до 25 %), та зменшення ширини кожного валика відповідно. Однак нерівномірність поверхні також зростає. Зразок, наплавлений GMAW-Pulse методом, містить критичні дефекти у вигляді поперечних тріщин. Моделювання напружено-деформованого стану для імпульсного методу наплавлення вказує на критичне накопичення нормальних напружень розтягу, що у поєднанні з анізотропною структурою металу може бути причиною утворення тріщин. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 10.

Ключові слова: WAAM, GMAW, Cold Metal Transfer, імпульсно-дугове наплавлення, адитивні технології, CuSi3Mn1 , пошарове наплавлення

Вступ. 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 (Additive Manufacturing) 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 [1].

Адитивний синтез з використанням кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 вже був розглянутий у сфері використання концентрованих джерел тепла типу Non-Vacuum Electron Beam (NV-EBM) [2]. Однак, через високий коефіцієнт поверхневого відбивання міді та її сплавів, використання лазерного чи електронного променя є проблематичним [3]. Тому використання технологій WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) 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 ($18 \cdot 10^{-6}$) у поєднанні зі значною [4] усадкою металу при кристалізації з рідкого стану створюють передумови накопичення значних залишкових напружень при багатшаровому 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. 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

Перепічай А.О. – <https://orcid.org/0000-0002-8156-4515>, Лагодзінський І.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7986-9440>

© А.О. Перепічай, І.М. Лагодзінський, 2024

Transfer (CMT) та регулювання тепловкладення імпульсною подачею струму (Pulse процес).

Значна кількість досліджень присвячена GMAW-CMT наплавленням з використанням кремнієвої бронзи (CuSi3Mn1) як додаткового компоненту у тандемі з алюмінієвим сплавом AK5 (AlSi5-ER4043) з метою зниження вірогідності утворення інтерметалідних фаз та підвищення механічних властивостей готових виробів [5–7]. Однак, у праці [5] явно прослідковується проблема у вигляді надлишкового рівня залишкової усадки наплавлених шарів сформованого зразка, що призводить до відриву напавленої стінки від основи з міді. В праці [8] автори розглянули вплив параметрів режиму наплавлення (рівня тепловкладення) на формоутворення та зміни структури пошарового наплавлення CuSi3Mn1 . Авторами також встановлений факт збільшення твердості поверхні отриманих зразків при зростанні сили струму. Така поведінка, зокрема збільшення твердості кремнієвих бронз кардинально відрізняється від низьколегованих сталей [9]. Разом з цим, шорсткість (нерівномірність) поверхні зменшується зі збільшенням струму від 70 до 110 А, що є логічним, оскільки збільшується час існування розплаву зварювальної ванни і це сприяє кращому розтіканню рідкого металу та призводить до збільшення ширини валика [8].

В роботі [10] досліджено вплив методу наплавлення з короткими замиканнями (GMAW-CMT) та імпульсний режим (GMAW-Pulse) наплавлення на структуру зразків з використанням суцільного дроту CuSi3Mn1 . Авторами роботи [10] досить широко розкрита тема впливу механічного 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 напавленого металу. Використання GMAW-CMT наплавлення з короткими замиканнями навпроти, сприяє утворенню рівновісних зерен та їх подрібненню, що має позитивний вплив на механічні характеристики виробів [10].

Однак, в роботах [8] та [10] дослідження адитивного процесу проводились на деформованих режимах наплавлення (до 100...110 А) та досить малою кількістю напавлених шарів (до 5), що не дозволяє в повній мірі оцінити характери-

сти формоутворення поверхні і вплив на напружено-деформований стан готового виробу.

Інші наукові праці розглядають застосування присадок з CuSi3Mn1 лише у якості проміжного матеріалу для зварювання-паяння біметалевих композицій титановий сплав TC4 – аустенітна сталь E304 [11] та інших [12, 13] і не стосуються теми адитивного виготовлення виробів. Враховуючи малу кількість робіт з висвітленням повноцінного адитивного синтезу із застосуванням суто кремнієвих бронз CuSi3Mn1 методами GMAW-CMT та Pulse наплавлення, дослідження цього напрямку є актуальними.

Мета роботи – Дослідження можливості адитивного виготовлення об'ємних просторових виробів з кремнієвих бронз CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) із застосуванням дугових джерел тепла та їх різновидів у вигляді CMT та Pulse процесів і їх вплив на геометричні характеристики, структуру, схильність до утворення дефектів виготовлених зразків.

Завдання для досягнення мети:

- виконати аналіз літературних джерел щодо можливості використання кремнієвих бронз у процесах адитивного виготовлення виробів, схильності до виникнення дефектів, особливостей формо- та структуроутворення шарів металу напавленого із використанням дугових джерел тепла;
- виготовити зразки пошаровим дуговим наплавленням із застосуванням GMAW-CMT/Pulse методів дротом з CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) суцільного перетину у середовищі чистого аргону (100 % Ar) на підкладці з аустенітної нержавіючої сталі E304;
- дослідити геометричні характеристики поверхонь отриманих зразків;
- дослідити структурну будову напавленого металу зразків, отриманих GMAW-CMT/Pulse методами дугового наплавлення, та схильність до утворення дефектів.

Методика експериментів. Досліди з GMAW-CMT/Pulse наплавлення виконані на експериментальному стенді для зварювання прямолінійних швів (вісь X) з консолю для двохкоординатного (по осі Y, Z) позиціонування зварювального пальника (рис. 1, а). Використано зварювальне джерело Fronius TransPulse Synergic 2700 у тандемі з пальником PullMig CMT MHP 400i. Як і у попередніх дослідженнях [9], обрано стратегію наплавлення у зворотньо-поступальному напрямку по чергово для кожного шару (рис. 1, б). Дослідні роботи виконані на матеріальній базі ТОВ «Науково-Виробничий Центр «Плазер».

Дослідження пошарового синтезу виконувались на пластинах з аустенітної нержавіючої сталі AISI 304 (08X18H10) товщиною 6 мм. Пошарове наплавлення виконувалось електродним дротом суцільного перерізу CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) діаме-

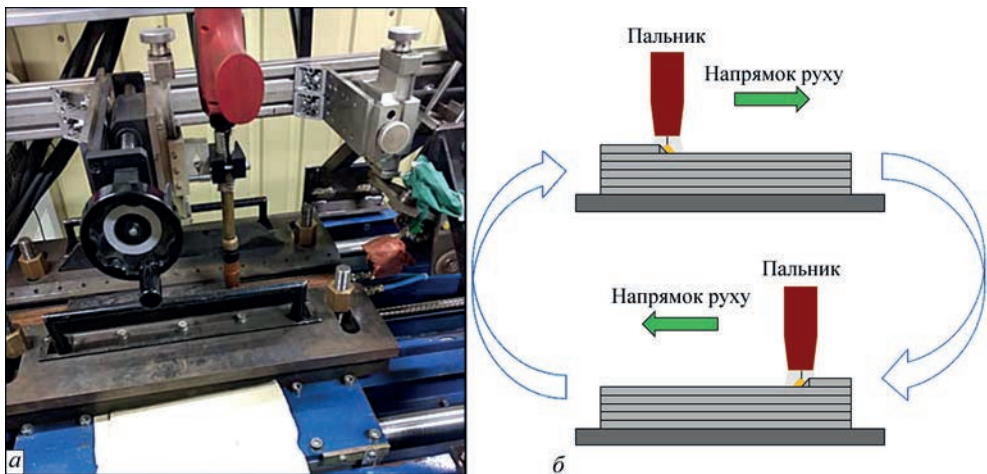


Рис. 1. Обладнання та методика наплавлення: а – стэнд для наплавлення прямолінійних швів; б – напрямок руху пальника при пошаровому наплавленні

тром $d_e = 1,2 \text{ мм}^2$. Наплавлення при обох GMAW-CMT та Pulse процесах здійснювали за однакової швидкості наплавлення ($V_{зв} = 600 \text{ мм/хв}$) та подачі присадного дроту ($V_{п.д.} = 3,5 \text{ м/хв}$). Захисний газ 100 % Ar.

Режими пошарового наплавлення зразків наведені в табл. 1. Погонна енергія та параметри режиму (струм, напруга) узяті за середнім арифметичним значенням, внаслідок складності відслідковування параметрів струму в момент імпульсної подачі (Pulse метод) та особливостей GMAW-CMT процесу з короткими замиканнями, описані в роботі [10].

Враховуючи поступове зниження тепловідводу в основу та акумуляцію тепла у попередніх шарах при почерговому нарощуванні шарів, обрано стратегію охолодження до 120 °C після кожного шару. Це дозволяє виключити вплив надлишкового тепла на процес кристалізації та формоутворення кожного окремого шару, убезпечити вже напавлені шари металу від надлишкового перегріву, що підтверджується результатами попередніх робіт [9, 10].

Зразки для досліджень макро- та мікроструктури були підготовлені методом вирізання зі сформованих стінок механічним шляхом із додаванням змащувально-охолоджувальної рідини для уникнення перегріву металу зі спотворенням його структури.

Для дослідження структури, зразки були підготовлені на високошвидкісних полірувальних кругах з використанням алмазних паст. Виявлення структури металу дослідних зразків проводили шляхом хімічного травлення в гарячому розчині

азотної (HNO_3), ортофосфорної (H_3PO_4) та оцтової (CH_3COOH) кислот у співвідношенні 10–30–60 % відповідно.

Дослідження структури виконували із застосуванням металографічного мікроскопу Neophot-32. Твердість фазових складових визначалась за шкалою Віккерса на твердомірі «LECO M-400». Навантаження складало 1Н (100 г), час прикладення навантаження 10 с. Цифрові знімки структур одержані за допомогою фотокамери «Olympus C-500».

Для аналізу напружено-деформованого стану (НДС) в напавлених зразках, застосовано метод скінченних елементів. Моделювання включає побудову 3D скінченно-елементної моделі напавлених зразків. В дослідженнях застосована модель типу рівностороннього трикутника зі стороною $l = 50 \text{ мм}$, що має ділянки зміни напрямку наплавлення. Це дозволяє оцінити вплив та розподіл нерівномірного теплового навантаження при наявності криволінійної траєкторії [14]. Геометрична модель зразка, граничні умови і скінченно-елементна сітка зображені на рис. 2.

За допомогою скінченно-елементної моделі проведено аналіз напружено-деформованого стану. Система рівнянь рівноваги розв’язувалася у серії малих кроків, починаючи від початку процесу друку і до охолодження зварного шва до температури навколишнього середовища. Кожен крок включав розрахунок приростів переміщень вузлів за допомогою методу ітерацій Ньютона. Після кожної ітерації оновлювалися дані про рівень деформацій і напружень, а також проводився роз-

Таблиця 1. Режими пошарового дугового наплавлення

Спосіб	Присадний дріт	Захисний газ	Погонна енергія, Дж/мм	Струм, А	Напруга, В	Діаметр сопла, мм	Швидкість подачі дроту $V_{п.д.}$, м/хв	Швидкість наплавлення $V_{зв}$, мм/хв	Витрати газу, л/хв
GMAW-CMT	CuSi3Mn1 (БрКМц3)	100 % Ar	125	131	12	16	3,5	600	15
GMAW-Pulse			192	120	20				

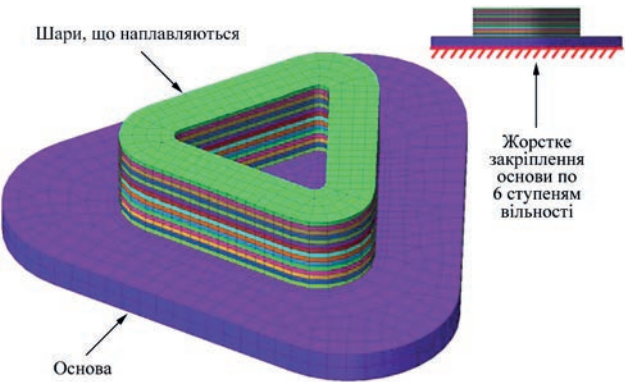


Рис. 2. Скінченно-елементна сітка та граничні умови для скінченно-елементного моделювання процесу GMAW-Pulse наплавлення

рахунок залишкової усадкової сили. У моделі використовувалась теорія пластичності з кінематичним зміцненням як характеристика поведінки металу. Такий підхід до моделювання забезпечив детальне розуміння та аналіз процесів, що відбуваються під час 3D наплавлення GMAW-Pulse процесом.

Результати досліджень та їх обговорення. На рис. 4, 5 представлені результати аналізу залежності змін геометричних характеристик отриманих зразків з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) від застосованого методу GMAW-CMT/Pulse наплавлення.

Для оцінки геометричних характеристик поверхні зразків, використано підхід з визначенням

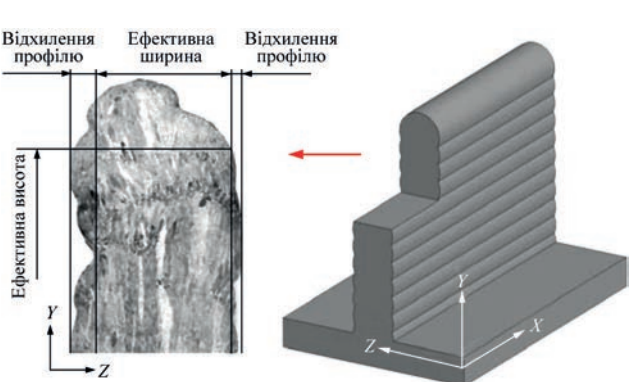


Рис. 3. Визначення параметрів ефективної висоти, ефективної товщини та максимального відхилення профілю [6]

параметрів ефективної висоти та ширини стінки зразка, що запропонований авторами в роботі [15] та використаний у попередніх дослідях з низьковуглецевими сталями [9]. Даний підхід дозволяє з досить високою точністю встановити долю корисного наплавленого металу виробу та відсоток металу, що йде на припуск для наступної чистої обробки. Максимальне значення відхилення профілю стінки симетрично від осі наплавлених шарів (рис. 3) дозволяє оцінити нерівномірність поверхні готового виробу. Максимальна ефективність використання металу досягається при мінімальних значеннях нерівномірності поверхні. Це особливо актуально при використанні кольорових металів, та мідних сплавів (CuSi3Mn1), у зв'язку з

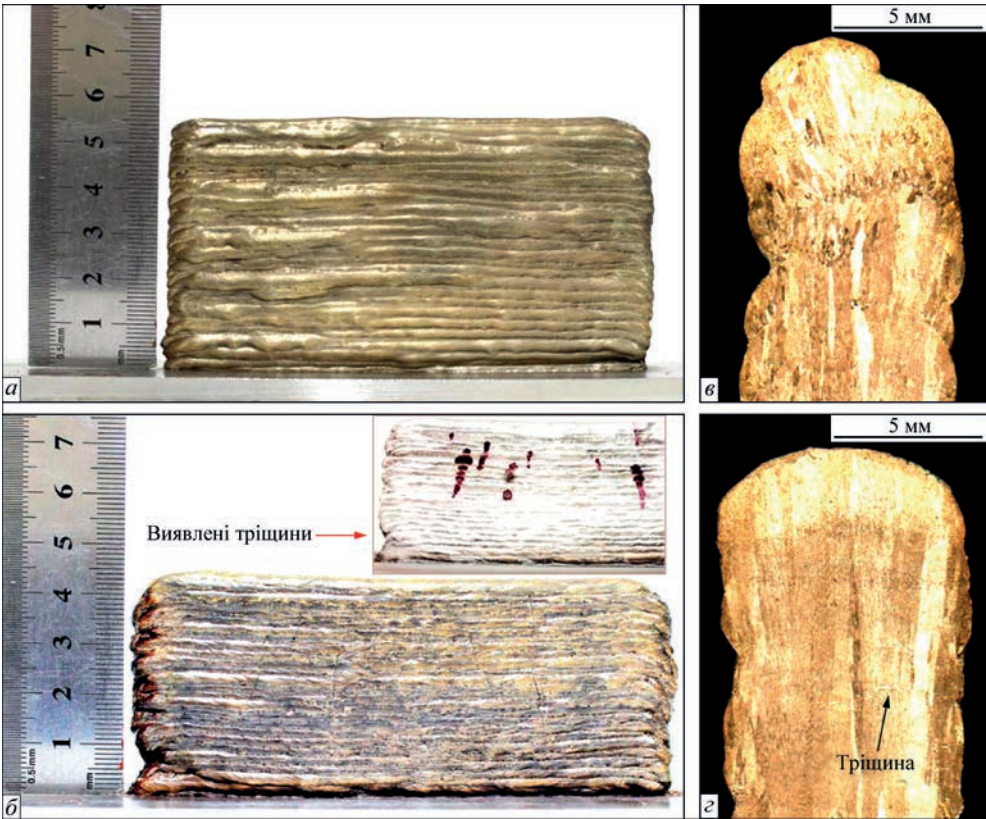


Рис. 4. Зразки кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1), виготовлені різними методами наплавлення: а – GMAW-CMT; б – GMAW-Pulse з тріщинами, виявленими капілярною дефектоскопією; в – GMAW-CMT, макроструктура; г – GMAW-Pulse, макроструктура з наявними тріщинами у поперечному перерізі шліфа

їх високою вартістю в порівнянні з низьколегованими та низьковуглецевими сталями [12].

Висота 50-ти наплавлених шарів кремнієвої бронзи (CuSi3Mn1), зразків отриманих GMAW-CMT процесом (рис. 4, а) на 25 % більша (44,9 та 54,9 мм відповідно), при зменшенні ефективної товщини шарів з 9,75 до 8,5 мм у порівнянні з GMAW-Pulse процесом (рис. 4, б).

При GMAW-CMT методі наплавлення, поверхні стінок мають чітко виражені напливи закристалізованого металу окремих шарів, 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. (рис. 4, б). Загалом, показники залежності нерівномірності (рис. 5), 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.

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 32-го шару спостерігається виникнення тріщин, що розташовані перпендикулярно напрямку наплавлення (рис. 4, б, з). 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.

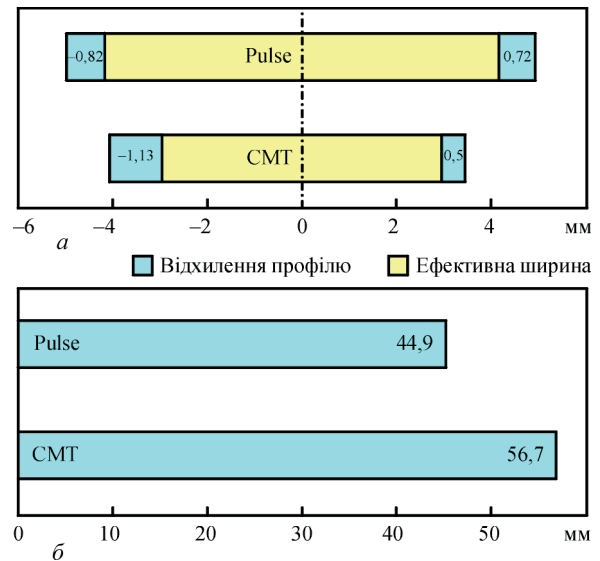


Рис. 5. Параметри залежності ефективної товщини стінок (а) та ефективної висоти (б) в залежності від методу адитивного GMAW-CMT/Pulse наплавлення

Мікроструктурний аналіз зразків виконаний на шліфах з охопленням трьох зон наплавлення: останнього шару наплавлення, перехідної зони сплавлення останнього та попереднього шару, попередні шари.

На полірованій поверхні шліфів усіх досліджених зразків, в невеликій кількості виявлені дрібні неметалеві включення неправильної форми і одиничні прозори включення сіро-блакитного кольору, що походить на пори. Включення здебільшого спостерігаються вздовж центральної осі по всій висоті досліджених зон наплавлень (рис. 6, а-з). На поверхні зразка наплавленого GMAW-CMT методом критичних дефектів не виявлено. Механізм утворення силікатних включень у процесі на-

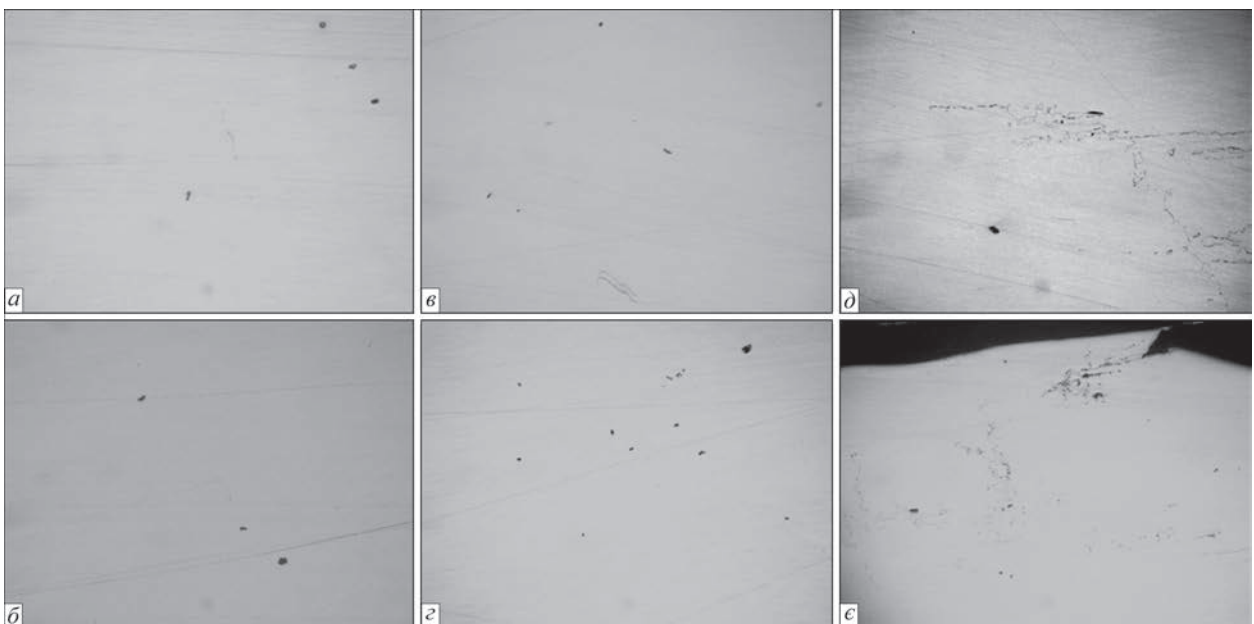


Рис. 6. Макроструктури ($\times 100$) зразків кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) виготовлених різними методами наплавлення: а, б – GMAW-CMT; в, з – GMAW-Pulse; д – GMAW-Pulse, тріщина в товщі металу зразка; е – GMAW-Pulse, розтріскування від бокової крайки валика

плавлення бронз описано в роботі [16], та пояснюється перепавленням тонких плівок CuO і SiO_2 , що утворились внаслідок потрапляння у розплав зварювальної ванни адсорбованого кисню з попереднього наплавленого шару.

На поверхні зразка, наплавленого GMAW-Pulse, виявлені численні мікротріщини як навколо бокової крайки (рис. 6, *e*), так і ближче до центру наплавленого валика. Також, спостерігаються мікротріщини, що починаються на відстані приблизно 6000 мкм від верхнього краю наплавленого валика і закінчуються на ділянці останнього шару (рис. 6, *d*; рис. 8, *a*, *b*).

Метал зразків, виготовлених GMAW-CMT/Pulse методами наплавлення, складається з α -твердого розчину. Для GMAW-CMT методу структура останнього шару характерна для багатошарових наплавлень: стовпчаста структура литого металу, яка вказує на направленість кристалізації, і являє собою дрібну дендритну структуру (рис. 8, *a*). Структура перехідної зони складається з масивних зерен, витягнутих по висоті зразка та слідів первинної структури у вигляді переривчастих ланцюжків темних глобулярних виділень субзерен розміром 100...150 мкм та субструктур з вираженою орієнтацією (рис. 7, *b*). Структура попередніх шарів схожа з перехідною зоною та останнім шаром. Однак, в невеликій кількості з'являється структура з вираженою орієнтацією також і в світлих зернах (рис. 7, *e*).

Структура останнього шару зразків, отриманих GMAW-Pulse наплавленням, відрізняється від CMT процесу. В останньому шарі не спостерігається дендритної структури. В структурній будові наявні залишки литого металу у вигляді переривчастих смуг і світлої матриці. На деяких ділян-

ках світлої матриці спостерігається субструктура у вигляді пластин з вираженою орієнтацією (рис. 7, *z*). Структура перехідних шарів схожа на структуру характерну для GMAW-CMT наплавлення (рис. 7, *d*). Попередні шари мають схожу до попередніх зон структуру, наявні залишки литих кристалітів та масивні зерна з різним ступенем травлення (рис. 7, *e*). В більш темних зернах спостерігається субструктура така сама, як і у перехідній зоні сплавлення шарів.

На макрошліфі зразка (рис. 4, *z*), наплавленого з імпульсною подачею струму, можна спостерігати чіткі межі розділу окремих шарів з формуванням масивних стовпчастих зерен, що орієнтовані у напрямку тепловідводу. Така структура підтверджує висновки зроблені у роботі [10] відносно надлишкового перегріву зварювальної ванни з наступним утворенням анізотропної структури наплавленого металу. Потенційно, це може бути причиною виникнення критичних дефектів типу тріщин (рис. 8) при наплавленні достатньої кількості шарів з паралельним накопиченням незкомпенсованих напружень розтягу від усадки металу при кристалізації. Для GMAW-CMT процесу характерна деяка дезорієнтованість зерен структури (рис. 4, *в*).

Мікротвердість окремих зон металу наплавлених зразків наведена в табл. 2.

Мікротвердість окремих зон в цілому для Pulse наплавлення, відносно CMT методу, дещо збігається з висновками авторів, які наведені в роботі [8] у контексті збільшення твердості наплавленого шару при підвищенні тепловкладення.

Скінченно-елементне моделювання. У процесі створення виробів за допомогою багатошарового 3D друку, формування тріщин може бути результатом різних чинників. Одним із них є фор-

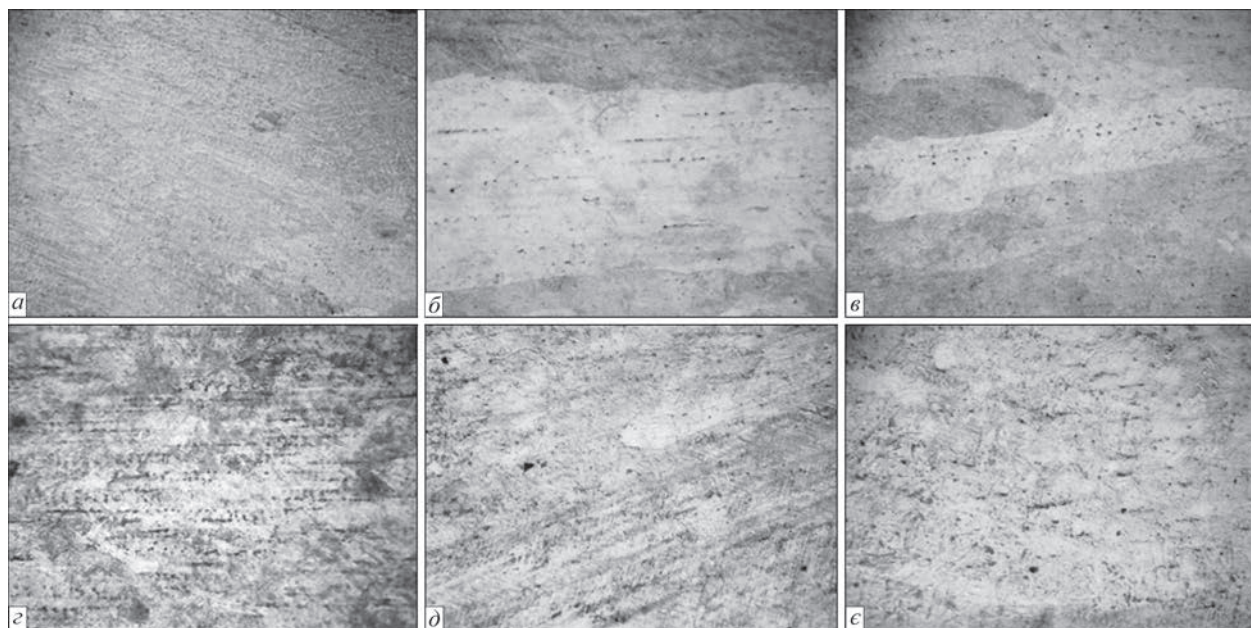


Рис. 7. Мікроструктури ($\times 800$) зразків кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1), виготовлених різними методами наплавлення: *a*, *b*, *в* – GMAW-CMT; *z*, *d*, *e* – GMAW-Pulse; *a*, *z* – останній наплавлений шар; *b*, *d* – перехідна зона; *в*, *e* – попередні шари

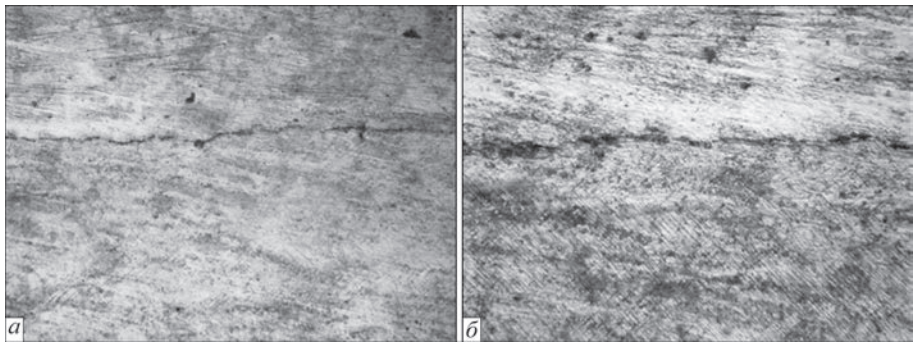


Рис. 8. Структури (×200) зон вздовж осі наплавлення GMAW-Pulse методом у перехідній області (а) та останньому шарі (б)

Таблиця 2. Середні значення зональної мікротвердості наплавлених зразків, МПа

Метод наплавлення	Останній шар	Перехідна зона	Попередні шари
CMT	1190	1120	1190
Pulse	1160	1450	1400

мування 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 готовому виробі.

Напружено-деформований стан наплавлених виробів залежить від кінетики термодформаційних процесів, що відбуваються при напавленні. В даний час в дослідницькій практиці для аналізу теплових процесів дугового зварювання і напавлення, в основному, використовується модель триви-

мірного джерела тепла Голдака [14] з нормальним розподілом питомої теплоти по всіх координатних осях в тепловому потоці, що має форму еліпсоїда.

Для аналізу напружено-деформованого стану та встановлення можливих причин утворення тріщин в зразках наплавлених GMAW-Pulse процесом, виконано скінченно-елементне моделювання пошарового наплавлення зразка з кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 на підкладку з аустенітної нержавіючої сталі.

Дослідна модель має наступні геометричні параметри: довжина сторони трикутника – 50 мм, товщина підкладки – 6 мм, кількість шарів – 15, висота шару (загальна висота) – 1 мм (загалом 15 мм). Матеріал що наплавляється – CuSi3Mn1, матеріал підкладки – аустенітна нержавіюча сталь AISI 304 (08X18H10).

Результати моделювання процесу наплавлення вказують, що при досягненні 13 – 15 шарів значно зростає рівень еквівалентних та поздовжніх нормальних напружень розтягу, що виникають

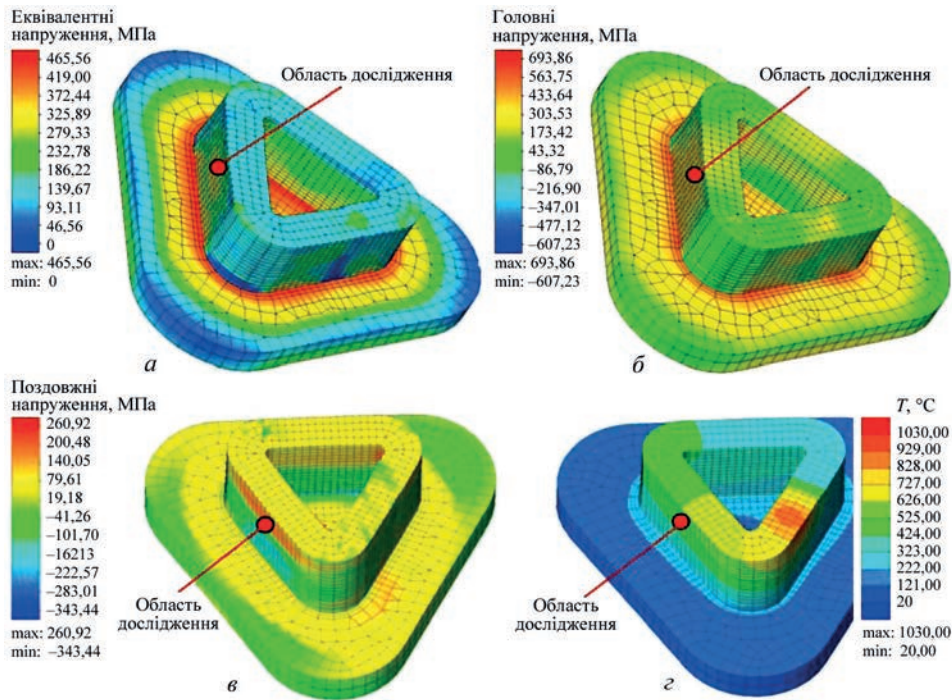


Рис. 9. Поля розподілу напружень та температур: а – еквівалентні напруження (МПа), б – максимальні головні напруження (МПа); в – нормальні напруження у напрямку вздовж напавленого шару (МПа); г – розподіл температур навколо ділянки утворення тріщини після напавлення 13 шару (°C)

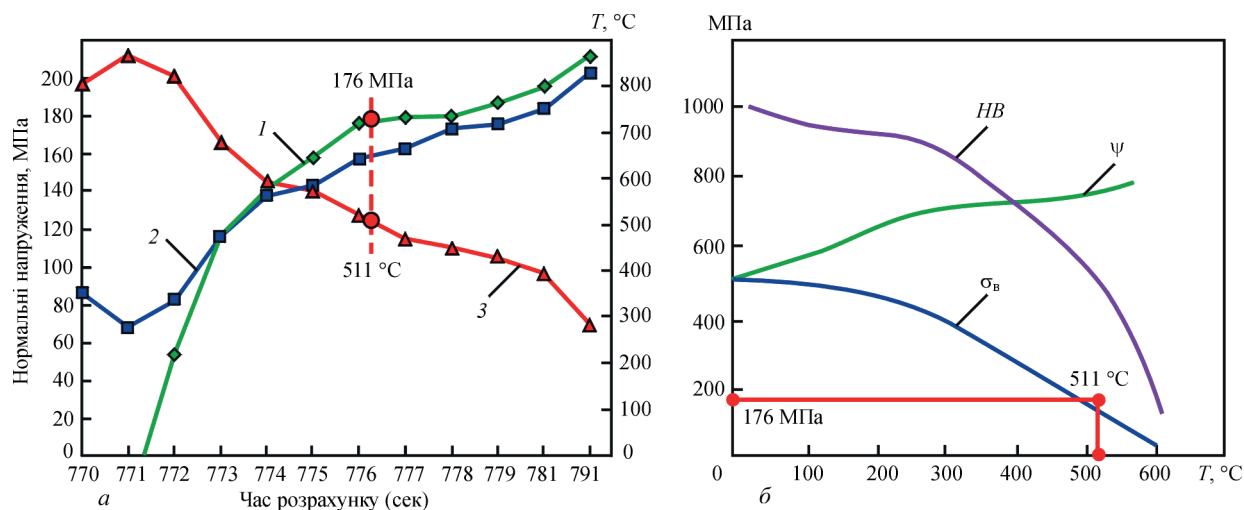


Рис. 10. Графік залежності нормальних (1), еквівалентних напружень (2) та температури (3) від часу після наплавлення для ділянки утворення тріщини (а); зміна механічних властивостей кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) від температури [4] (б)

вздовж траєкторії руху пальника внаслідок повторного нагріву попередньо наплавлених шарів у обраній області (рис. 10, а). В 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 °C (рис. 9, в та рис. 10, а, б).

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 (рис. 10, а) свідчить, що нормальні поздовжні напруження розтягу досягають границі міцності матеріалу у діапазоні температур 550...490 °C (рис. 10, б), що призводить до виникнення тріщин, виявлених при візуальних дослідженнях формоутворення та структури металу.

Висновки

Досліджені закономірності впливу GMAW методів наплавлення з використанням електричної дуги як джерела тепла на зміну геометричних характеристик, структуру, компонент напружено-деформованого стану та вірогідність виникнення дефектів при адитивному наплавленні кремнієвої бронзи CuSi3Mn1. Аналіз отриманих даних свідчить:

1. Метод наплавлення (GMAW-CMT/Pulse) суттєво впливає на геометричні характеристики наплавлених шарів. Найбільшу висоту та мінімальну товщину наплавлених зразків забезпечує метод GMAW-CMT, що пов'язано з меншим тепловиділенням у порівнянні з GMAW-Pulse методом. Зменшення тепловкладення призводить до зменшення глибини проплавлення в попередньо наплавлені шари, зниження температури металу зварювальної ванни, зменшення часу існування розплаву і як наслідок його розтікання.

2. При використанні GMAW-CMT процесу критичних дефектів у вигляді тріщин чи несплав-

лень не виявлено. Протилежний результат отримано при застосуванні дугового Pulse процесу при якому фіксується виникнення поперечних тріщин по усій довжині зразка, після досягнення 30-го наплавленого шару і вище. Геометрична форма кожного шару, у порівнянні з CMT процесом, має збільшену ширину та меншу висоту валика.

3. Аналіз мікроструктури металу зразків отриманих за обома технологіями наплавлення 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 твердістю. Мікротвердість зерен відрізняється на різних ділянках наплавлення та знаходиться в межах від 876...1280 МПа для CMT та 1160...1460 МПа для Pulse процесу.

4. Методом скінченно-елементного моделювання встановлено, що формування тріщин у зразках, виготовлених 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 °C.

Список літератури/ References

1. Ding, D, Pan, Z, Cuiuri, D, Li, H, Larkin, N. (2016) Adaptive path planning for wire-feed additive manufacturing using medial axis transformation. *J. of Cleaner Production*, 133, 942–952. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.06.036>
2. 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. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.380>
3. Mukin, D.V., Ivanov, S.Yu., Valdaytseva, 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. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.822.431>
4. Spittel, Marlene, Spittel, Thilo. (2016). *Flow stress and plasticity of CuSi3Mn1*. DOI: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-14174-4_62

5. Yanhu, W., Xizhang, C., Sergey, K. et al. (2019) In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu-Al alloy by addition of silicon. *Applied Surface Science*, 487, 1366–1375. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.05.068>
6. 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). DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab583e>
7. Wang, Y., Kononov, 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. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05470-4>
8. 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*. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-023-07972-9>
9. 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. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.11.02>
10. Kvasnytskyi, V.V., Lahodzinskyi, I.M. (2023) Influence of GMAW and PAW methods of additive arc surfacing and shielding gas composition on surface geometry and metal structure. *Avtomatych. Zvar.*, 11, 23–31. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.11.02>
11. Baby, J., Amirthalingam, M. (2020) Microstructural development during wire arc additive manufacturing of copper-based components. *Welding in the World*, 64, 395–405. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00840-y>
12. Gang, M., Xueming, H., Ye, H. et al. (2020) Study on the microstructure optimization and mechanical properties of dissimilar TC4–304L arc-brazing joints. *Materials Science and Engineering: A*, 788. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139566>
13. Donghong, D., Zengxi, P., Dominic C. et al. (2016) Adaptive path planning for wire-feed additive manufacturing using medial axis transformation. *J. of Cleaner Production*, 133, 942–952. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.06.036>
14. Yu, Z.S., Li, R.F., Zhou, F.M. et al. (2004) Joint evolution and strengthening mechanisms in arc brazed galvanized steels with Cu97Si3 filler. *Materials Science and Technology*, 20(11), 1479–1483. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708304225022133>
15. Kvasnytskyi, V., Korzyk, V., Lahodzinskyi, I. et al. (2020) Creation of volumetric products using additive arc cladding with compact and powder filler materials. *IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, pp. 02SAMA16-1–02SAMA16-5. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
16. 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*, 715–721. DOI: <https://doi.org/10.37904/metal.2019.871>
17. 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. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0349-3>

STUDY OF THE INFLUENCE OF GMAW-CMT AND PULSE PROCESSES OF ADDITIVE DEPOSITION OF SILICON BRONZE CUSI3MN1 ON THE GEOMETRIC CHARACTERISTICS OF THE SURFACE, STRUCTURE AND STRESS STRAIN STATE OF FINISHED PRODUCTS

A.O. Perepichay, I.M. Lahodzinskyi

NTUU «Igor Sikorsky Polytechnic Institute». 37 Beresteyskiy Ave., 03056, Kyiv, Ukraine. E-mail: perepichayandrey@gmail.com

Silicon bronzes of CuSi3Mn1 type (BrKMts3-1) are widely used in the machine-building, aerospace, and mining industries due to their properties. Given the rather high cost of copper-based non-ferrous alloys, the use of wire-arc additive manufacturing (WAAM) technologies is relevant. Cold Metal Transfer (CMT) and pulse arc surfacing (Pulse process) are used to prevent overheating and reduce the heat input during surfacing of copper-based alloys. The results of studies of layer-by-layer surfacing of silicon bronze indicate a certain dependence of geometric characteristics, structural composition, and susceptibility to defect formation on the applied surfacing method (GMAW-CMT/Pulse). Short-circuit surfacing provides a greater height of each bead than with pulse current supply (up to 25 %) and a reduction in the width of each bead, respectively. However, the surface unevenness also increases. The sample deposited by the GMAW-Pulse method contains critical defects in the form of transverse cracks. The stress-strain state modeling for the pulse surfacing method indicates a critical accumulation of normal tensile stresses, which, in combination with the anisotropic structure of the metal, may be the cause of crack formation. 16 Ref., 2 Tabl., 10 Fig.

Keywords: WAAM, GMAW, Cold Metal Transfer, pulse arc surfacing, additive technologies, CuSi3Mn1, layer-by-layer surfacing

Надійшла до редакції 06.12.2023

Отримано у переглянутому вигляді 15.01.2024

Прийнято 23.02.2024



XXIII Міжнародна науково-технічна конференція

«ПРИЛАДОБУДУВАННЯ: СТАН І ПЕРСПЕКТИВИ»

14 – 15 травня 2024 р., Київ, Україна

НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
Приладобудівний факультет, 03056, Київ, пр. Берестейський, 37, корп. 1

Реєстрація на сайті конференції

<http://conferences.uran.ua/> | <http://conferencepb.kpi.ua/conferencepb2024/>