

Одарка Прохоренко¹, Іван Лагодзінський²

¹кандидат технічних наук, доцент кафедри зварювального виробництва
Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна)
E-mail: dariawelding@gmail.com. ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2589-7056>
ResearcherID: [J-4556-2017](https://orcid.org/0000-0003-2589-7056). SCOPUS Author ID: [57765152000](https://orcid.org/0000-0003-2589-7056)

²аспірант, асистент кафедри зварювального виробництва
Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна)
E-mail: i.lahodzynski@gmail.com. ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7986-9440>
ResearcherID: [JZT-5376-2024](https://orcid.org/0000-0002-7986-9440). SCOPUS Author ID: [57221758864](https://orcid.org/0000-0002-7986-9440)

ЧИСЛОВЕ МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПРИ АДИТИВНОМУ MIG НАПЛАВЛЕННІ КРЕМНІЄВОЮ БРОНЗОЮ CuSi3Mn1

Досліджено напружено-деформований стан адитивно згенерованих виробів із застосуванням кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 (БрКМц3-1). Розроблена скінченно-елементна модель, на базі якої виконане числове моделювання пошарового наплавлення просторового виробу. Досліджено зміни температурного поля та виявлено, що характер зміни температур і величина її зменшення у відповідному шарі після наплавлення наступних шарів є однаковими і не залежать від траєкторії наплавлення. Встановлено, що для нижніх (1-4 шар) та верхніх (останніх) шарів характерний об'ємний напружений стан, який призводить до утворення тріщин на стадії охолодження в діапазоні температур 475–550 °C при зменшенні межі міцності наплавленого матеріалу $\sigma_b < 170$ МПа.

Ключові слова: WAAM; GMAW; напружено-деформований стан; адитивні технології; CuSi3Mn1; пошарове наплавлення.

Рис.: 14. Табл.: 3. Бібл.: 26.

Актуальність теми дослідження. Дугове адитивне виробництво або Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) – це метод тривимірного друку металу, який заснований на пошаровому дуговому наплавленні. Gas Metal Arc Welding (GMAW) або дугове зварювання з використанням плавкого присадного дроту у захисних газах є одним з різновидів WAAM технологій. Переваги WAAM-GMAW способу полягають у досить високій швидкості наплавлення шарів, простоті налаштування обладнання та практично відсутності обмежень у габаритах генерованих виробів [1].

Однак, висока швидкість наплавлення у поєднанні зі значним тепловкладенням та нерівномірністю усадки наплавлених шарів під час охолодження, яка залежить від геометрії запланованого профілю виробу, збільшують вірогідність утворення значних за величиною залишкових напружень та деформацій у готових виробах [2]. Проблеми формоутворення (надмірна хвилястість поверхні), які пов'язані зі значною шорсткістю готової поверхні та необхідністю значного припуску для наступної обробки після наплавлення, можуть бути вирішені різними технологічними методами: зміною складу захисних газових сумішей [3] або застосуванням їх комбінації з різними методами GMAW наплавлення [4].

Постановка проблеми. Водночас проблеми утворення залишкових напружень та деформацій при пошаровому наплавленні за дослідженнями [5; 6], є основними через потужне тепловкладення, що є особливістю WAAM процесу. Запропоновані [7; 8] практичні підходи для вирішення проблем, пов'язаних з утворенням залишкових напружень обмежені здебільшого розробкою стратегій щодо вибору траєкторії наплавлення для зменшення концентрації напружень і вирішують проблему локально. Ситуація погіршується в разі збільшення 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.

Дослідження напружено-деформованого стану (НДС) під час використання WAAM технологій переважно присвячені матеріалам, які широко застосовуються у промисловості [9] та представлені в більшій кількості низьковуглецевими [10; 11] і нержавіючими сталями [12; 13], ніж кольоровими металами і сплавами.

Враховуючи досить високу вартість мідних сплавів, є сенс у використанні WAAM технологій для виготовлення заготовок необхідних деталей зі зменшеною кількістю відходів металообробки при виготовленні кінцевого виробу.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Кремнієві бронзи типу CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) широко використовуються у машинобудуванні завдяки своїм антифрикційним, жаростійким, корозійно стійким та пружинним властивостям. такий сплав має гарну зварність завдяки вмісту марганцю в кількості 1,0...1,5 % та використовується для зварювання-паяння біметалевих систем Fe-Ti [14], міді, паяння низьковуглецевих і нержавіючих сталей [15]. Однак, вміст кремнію (2,7...3,5 %) у складі сплаву підвищує рідкотекучість при наплавленні, що спричиняє нерівномірність формування поверхні при адитивному виготовленні.

Автори досліджень [16] вказують на анізотропію характеристик CuSi3Mn1 під час адитивного наплавлення чотирьох шарів, що спровоковано структурним ростом довгастих стовпчастих зерен з орієнтацією в напрямку тепловідведення в процесі кристалізації. Поєднання рідкотекучості, високого коефіцієнта теплового розширення та значної усадки під час кристалізації, сприяє утворенню значних залишкових напружень та деформацій при пошаровому адитивному наплавленні. У роботі [17] спостерігається відрив пошарово наплавленого зразка від основи внаслідок деформування від усадки сукупності попередніх наплавлених шарів. У попередніх дослідженнях [18] адитивного наплавлення плоского вертикального зразка CuSi3Mn1 при використанні імпульсної подачі зварювального струму, зафіксовано виникнення великої кількості вертикальних поперечних тріщин. На думку авторів, така поведінка кремнієвої бронзи CuSi3Mn1 спровокована структурними перетвореннями, які спричиняють анізотропію механічних властивостей матеріалу й тимчасовими напруженнями під час наплавлення.

Виділення недосліджених частин загальної проблеми. Застосування експериментальних методів визначення НДС виробів, виготовлених за допомогою WAAM технологій 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 проблем, пов'язаних з утворенням залишкових напружень і деформацій, 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 [19; 20] підтверджують доцільність використання МСЕ у спеціалізованих програмних комплексах типу Simufact Welding, ANSYS, WeldPrediction, Sysweld та інших.

Враховуючи вищевказані проблеми, зумовлені термодформаційними процесами та структурними перетвореннями у бронзі марки CuSi3Mn1 під час адитивного наплавлення об'ємних виробів, дослідження параметрів НДС є актуальним завданням.

Метою дослідження є аналіз напружено-деформованого стану адитивно наплавлених методом GMAW виробів із кремнієвої бронзи CuSi3Mn (БрКМц3-1) та встановлення причини виникнення критичних дефектів у вигляді тріщин.

Основні задачі дослідження. Виготовити зразок пошаровим дуговим наплавленням із застосуванням GMAW методу і дротом з CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) суцільного перерізу у середовищі чистого аргону (100 % Ar) на підкладці з аустенітної нержавіючої сталі E304.

Побудувати термічні цикли на основі експериментальних даних, отриманих з використанням термопар. Зафіксувати режими наплавлення кожного шару зразка та геометричні характеристики отриманих шарів для подальшого використання при скінченно-елементному моделюванні процесу.

Розробити й верифікувати скінченно-елементну модель наплавленого зразка.

Виконати теоретичний аналіз параметрів напружено-деформованого стану наплавленого зразка з CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) для визначення причини виникнення дефектів типу «тріщина».

Виклад основного матеріалу. Дослідний зразок виготовляли методом GMAW наплавлення з використанням трикоординатного CNC-стенда (рис. 1, а) і зварювального джерела Fronius VarioStar 2500. Для наплавлення на основу – пластину завтовшки 6 мм у вигляді рівнобічного трикутника з довжиною кожної сторони 110 мм з аустенітної нержавіючої сталі E304, використано дріт CuSi3Mn1 (БрКМц3-1) діаметром $d_e = 1,2$ мм. Основа жорстко закріплена короткими швами завдовжки 20 мм на прямокутній підкладці розмірами 114×98×10 мм, яка виготовлена з низьковуглецевої сталі марки Ст3сп (рис. 1, б).

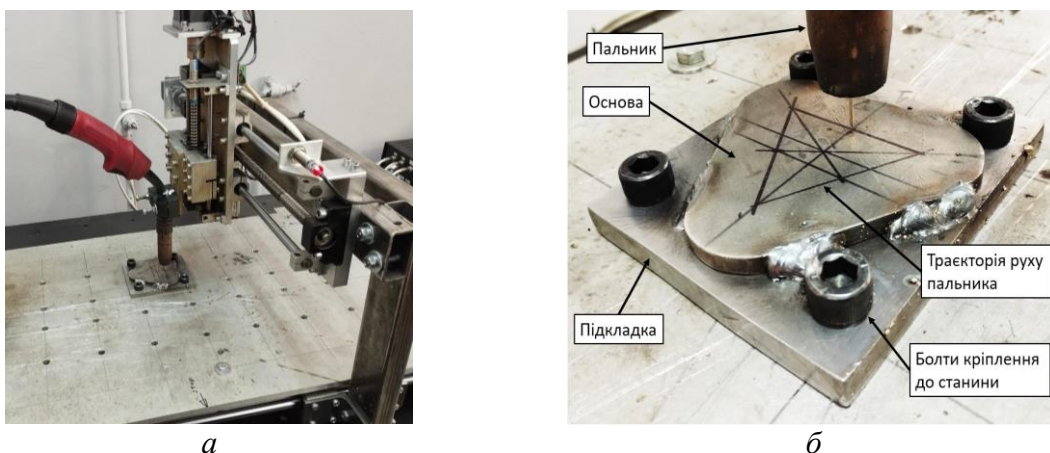


Рис. 1. Обладнання та методика наплавлення:

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 $V_{плд} = 75$ мм/сек. Зі збільшенням кількості наплавлених шарів спостерігаються зміни струму та напруги режиму наплавлення окремих шарів (табл. 1), що відповідає відомим даним [20] про досягнення стаціонарного режиму наплавлення після 6–7 шару. Зафіксовані для кожного окремого шару (табл. 1) режими під час експериментального наплавлення призми використані для вирішення МСЕ теплової задачі.

Таблиця 1 – Параметри режимів наплавлення шарів

№ проходу	Дріт	Захисний газ	Погонна енергія, Дж/мм	Струм, А	Напруга, В	Діаметр сопла, мм	Швидкість подачі дроту $V_{плд}$, 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				

Скінченно-елементне моделювання та властивості матеріалів. Розроблена скінченно-елементна модель має 32 420 елементів та 23 370 вузлів і складається з наплавлених шарів, трикутної основи завтовшки 6 мм і сторонами завдовжки 110 мм кожна та жорсткої підкладки з габаритними розмірами 114×98×10 мм. Загальна кількість наплавлених шарів – 10, висота одного шару – 1,328 мм (рис. 2). Скінченно-елементна сітка трикутної основи в зоні наплавлення першого шару бронзи згущена для підвищення точності результатів у зоні високоградієнтного впливу від джерела тепла. Розміри сітки складають: для жорсткої підкладки – 2,8×2,9×3 мм, для трикутної основи – 1,2×1×2 мм, для наплавленого шару – 1,16×1,2×0,66 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 (рис. 2).

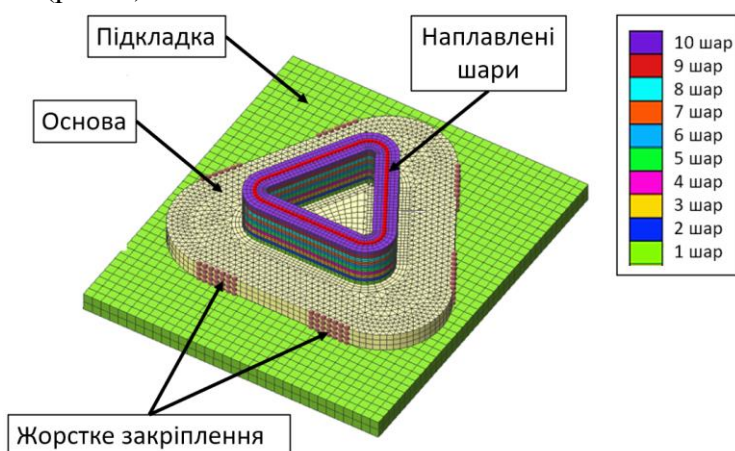


Рис. 2. Тривимірний скінченно-елементний моделювання наплавленої рівнобічної трикутної призми з основою і підкладкою

Механічні й теплофізичні характеристики для CuSi3Mn1 представлені у [22]. Термомеханічний аналіз поведінки матеріалу виконаний з урахуванням особливостей перебігу термодформаційних процесів в процесі наплавлення шарів. Числовий розв’язок задачі термопружнопластичності отриманий із використанням кривих пластичності матеріалу (рис. 3) [22].

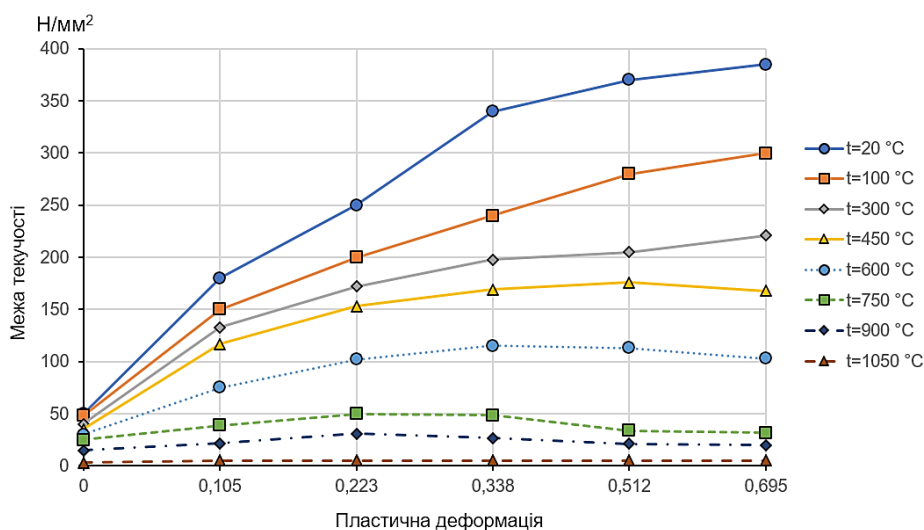


Рис. 3. Криві пластичності для CuSi3Mn1 [22]

Властивості матеріалу основи, яка виготовлена з аустенітної нержавіючої сталі (E304) наявні у базах матеріалів програмних комплексів для скінчено-елементного розрахунку та надано у [23].

Джерело тепла і термомеханічний аналіз. У зв'язку з тим, що напружено-деформований стан друкозварних виробів, які виготовлені за допомогою технології WAAM, залежить від кінетики термомодеформаційних процесів, зумовлених впливом зварювальної дуги, для числового моделювання теплових процесів необхідно використовувати відповідну модель джерела тепла. Нині в науково-дослідній практиці для аналізу теплових процесів під час дугового зварювання/наплавлення найчастіше використовують математичну модель об'ємного джерела нагріву за J. Goldak [24] у вигляді подвійного еліпсоїда, яка розроблена з урахуванням нормального (за Гауссом) закону розподілу щільності потужності джерела нагрівання в об'ємі тіла (рис. 4). Особливістю моделі є незалежне задання розподілу питомої теплової потужності для головної і хвостової частин зварювальної ванни.

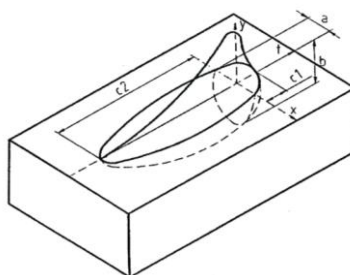


Рис. 4. Модель об'ємного джерела тепла за J. Goldak [24]

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:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_{vol}, \quad (1)$$

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:

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

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

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 Ox, Oy, Oz ; f_f і f_r – коефіцієнти, які визначають співвідношення для тепла, введеного у фронтальну та хвостову частину еліпсоїда; a_f, a_r, b, c – відповідні радіуси нормального розподілу.

Для опису умов теплообміну використовуються граничні умови виду:

$$\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial n} \right)_n = h [T_c(\tau) - T_n(\tau)], \quad (4)$$

де n – нормаль до поверхні; h – сумарний коефіцієнт тепловіддачі, який враховує теплообмін конвекцією і випромінюванням; T_c і T_n – температура навколишнього середовища і поверхні відповідно. Індекс n належить до значень на поверхні.

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

$$T(x, y, z) = T_0, \quad (5)$$

де T_0 – початкова температура.

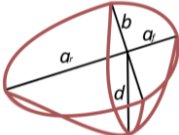
Розв'язок задачі теплопровідності з використанням МСЕ зводиться до мінімізації функціоналу, який описує крайову задачу (1) – (5). Для групи кінцевих елементів це приводить до такого матричного рівняння [25]:

$$[C] \frac{\{T\}}{\partial \tau} + [K] \{T\} = \{F\}, \tag{6}$$

де $[C]$, $[K]$ – глобальні матриці теплоємності і теплопровідності; $\{T\}$ – вектор-стовпець температур у вузлах скінченно-елементної сітки; $\{F\}$ – вектор-стовпець теплового навантаження у вузлах.

Параметри режимів для моделювання джерела тепла (зварювальний струм – I та напруга на дузі – U) обираємо для кожного шару відповідно до таблиці 1, а геометричні розміри джерела - відповідають значенням експерименту та вказані у таблиці 2. ККД для GMAW джерела тепла взято з [26].

Таблиця 2 – Параметри моделі джерела тепла для MIG наплавлення

Спосіб наплавлення		a_f , мм	a_r , мм	b , мм	d , мм	$\eta_{ккд}^*$	f_f
MIG		2	6	3,5	1,7	0,8	0,5

Дослідження теплового і напружено-деформованого стану виконано для моделі рівнобічної тригранної призми зі стороною завдовжки 50 мм. Така модель дозволяє оцінити вплив та розподіл нерівномірного теплового навантаження для криволінійної траєкторії руху джерела тепла по замкненому контуру (рис. 2, а) [21].

Для експериментального аналізу термічних циклів були встановлені 3 термопари (тип К, розмір спаю $d = 1,2$ мм, крок температурного розширення $0,25$ °С) зі зворотної сторони основи на траєкторії руху пальника, як показано на рис. 5. Зняття показів та запис температур по 3 точкам виконано за допомогою системи збору даних на базі мікроконтролера Arduino у парі з цифровим підсилювачем MAX6675 для кожного температурного каналу. Траєкторію наплавлення моделювали аналогічно експериментальному варіанту: наплавлення всіх 10 шарів виконували у поступальному напрямку для кожного шару (рис. 5, а).

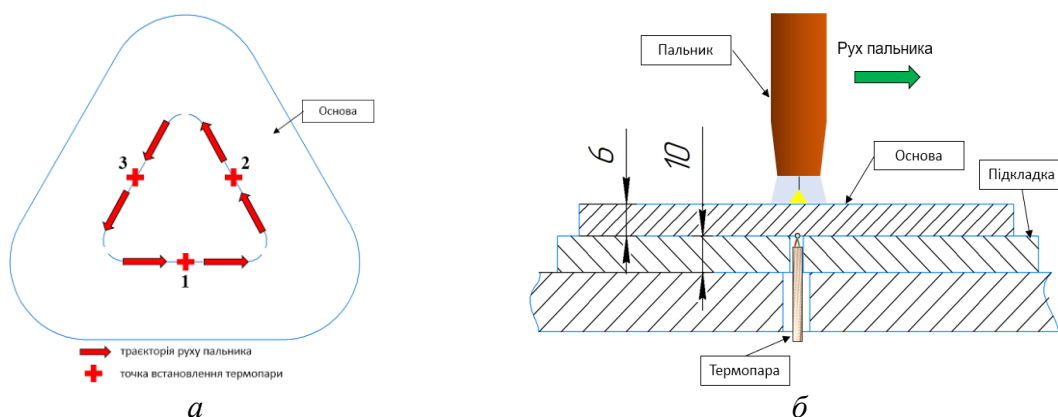


Рис. 5. Схема наплавлення:

а – розташування термопар і траєкторії руху пальника;
б – поперечний переріз місця встановлення термопар

Верифікація скінченно-елементної моделі виконана шляхом порівняння термічних циклів, отриманих при експериментальному пошаровому наплавленні й у результаті числового розрахунку. Порівняння модельних та експериментальних термічних циклів показано на рис. 6.

Як видно з рис. 6, значення пікових температур термічних циклів змодельованого процесу наплавлення майже збігаються зі значеннями, отриманими під час експерименту. Більш пологий спад температури при міжшаровому остиганні, отриманий при чис-

ловому розрахунку, пояснюється роботою розрахункового алгоритму: на стадії охолодження автоматично збільшується розрахунковий крок для зменшення загального часу розрахунку скінченно-елементної моделі.

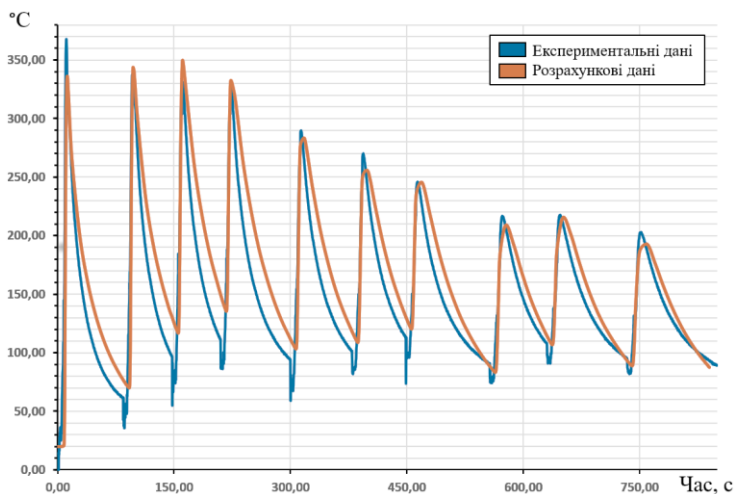


Рис. 6. Термічні цикли експериментального та змодельованого процесу пошарового наплавлення

Результати досліджень та їх обговорення. На рис. 7, а зображено наплавлений у ході експерименту зразок у вигляді тригранної рівнобічної призми. На рис. 7, б показано тріщини, які виникли поперек останнього шару, а також у попередніх шарах. Для виявлення тріщин у наплавленому зразку використано капілярну дефектоскопію відповідно до ДСТУ EN ISO 3452-2:2014.



а



б



в



г

*Рис. 7. 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 [13].

У 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 показано розподіл основних параметрів залишкового НДС по висоті призми для трьох характерних вертикальних перерізів «Nod Set 1», «Nod Set 2», «Nod Set 3» (рис. 8), які являють собою набори з 10 точок. Кожна точка розташована на поверхні відповідного шару, посередині ширини наплавленого валика і на середині довжини прямолінійної ділянки (рис. 8). Всі шари пронумеровані від 1 (нижній) до 10 (верхній) згідно з порядком їх наплавлення. Формування шарів виконували проти годинникової стрілки.

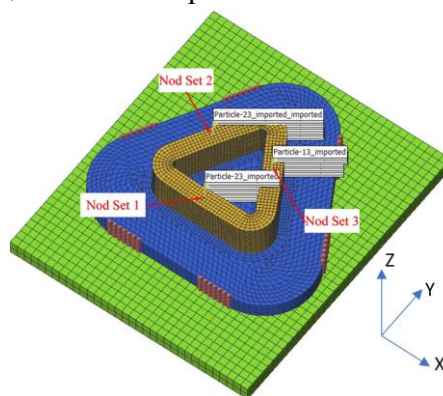


Рис. 8. Розташування характерних вертикальних перерізів для аналізу параметрів залишкового НДС тригранної призми

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

Розглянемо розподіл температур по висоті в одній із трьох граней рівнобічної призми: на прикладі «Nod Set 3». На рис. 9 зазначені кількісні значення температури у кожному шарі в момент його наплавлення, а також зміна температур в 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 °C під час наплавлення 1-5 шарів до 1415 °C – під час наплавлення 6-10 шарів, що можна пояснити тепловідведенням у нижні наплавлені шари.

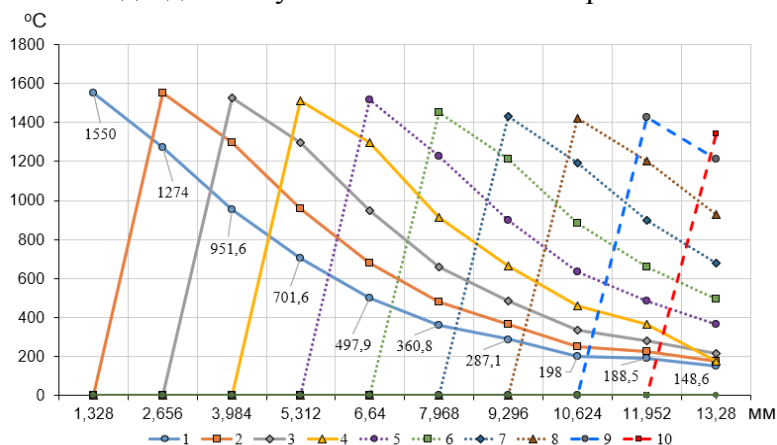


Рис. 9. Температури у наплавлених шарах для «Nod Set 3» у момент формування наступного шару

Міцнісні характеристики наплавленого металу залежать від температури згідно з рис. 10 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. При наплавленні 5-го та наступних шарів температура у 1-му шарі знижується до значень $498\text{ }^{\circ}\text{C}$ і властивості міцності матеріалу відновлюються (рис. 10). При цьому також необхідно взяти до уваги кількісну зміну значень еквівалентних напружень (рис. 11) у кожному шарі для відповідних температур і порівняти їх з границею міцності бронзи, щоб визначити можливість утворення тріщини у відповідному шарі під час охолодження.

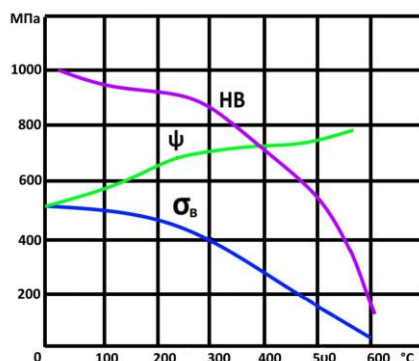


Рис. 10. Залежність механічних властивостей кремнієвої бронзи CuSi_3Mn_1 (БрКМц3-1) від температури [22]

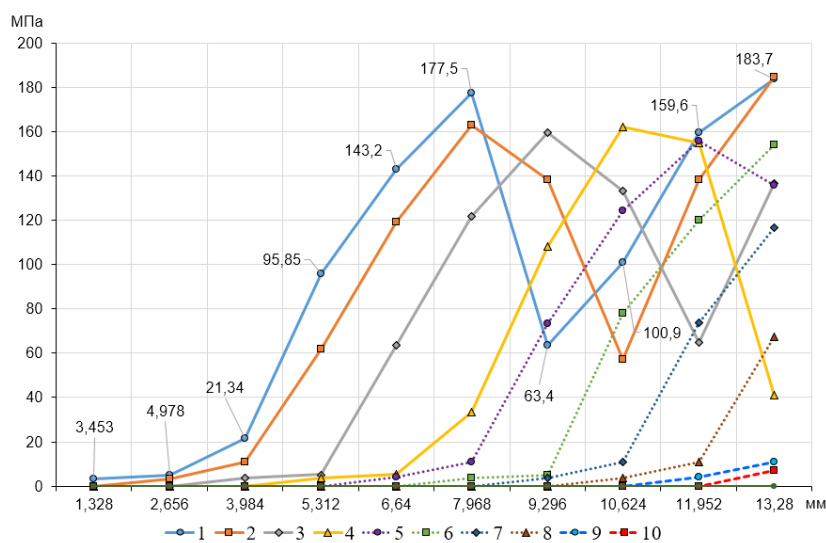


Рис. 11. Еквівалентні напруження у наплавлених шарах для «Nod Set 3» у момент формування наступного шару

У таблиці 3 показано порівняльний аналіз даних з рис. 9–11 для 1-го і 2-го шарів (Nod Set 3) для оцінки можливості утворення тріщини та визначення номеру шару, наплавлення якого призведе до утворення тріщини у 1-му і 2-му шарі.

З таблиці 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 становить $497\text{ }^{\circ}\text{C}$ і еквівалентні напруження у точці на поверхні розділу 1-го і 2-го шарів становлять 143 МПа , що становить $0,9\sigma_{\text{в}}$ (160 МПа) при цій температурі (рис. 10). Для 2-го шару температура нагріву в момент наплавлення 6-го шару складає $478\text{ }^{\circ}\text{C}$ і еквівалентні напруження в точці на поверхні 2-го шару становлять 163 МПа , що становить $0,8\sigma_{\text{в}}$ (195 МПа) при цій температурі (рис. 10).

Таблиця 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, °С	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, °С	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
5	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 табл. 3 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 рис. 7, з, такі міркування підтверджуються експериментом.

Далі розглянемо особливості розподілу параметрів залишкового НДС у стінках призми. Як видно з рис. 12, 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 °С (температура початку розвитку пластичних деформацій у бронзі за умови жорсткого закріплення) і підвищенням жорсткості виробу при накладанні кожного наступного шару (рис. 12), що призводить до формування менших за величиною значень результуючих залишкових еквівалентних пластичних деформацій у кожному наступному наплавленому шарі. 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, зумовлені більшою нерівномірністю нагрівання в порівнянні з другою і третьою стінками призми.

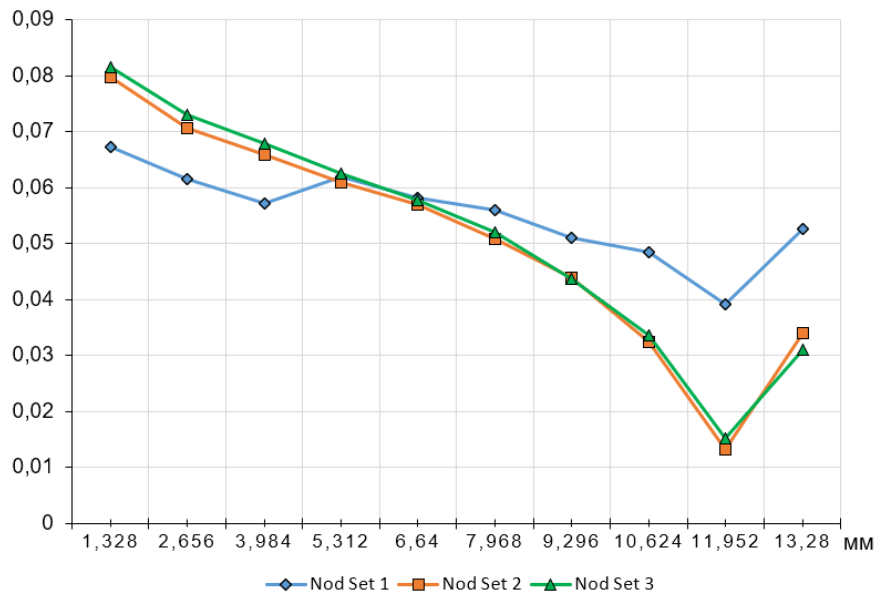


Рис. 12. Розподіл еквівалентних залишкових пластичних деформацій по висоті у трьох гранях призми для «Nod Set 1», «Nod Set 2», «Nod Set 3»

Аналіз залишкового напруженого стану у гранях призми на основі розподілу головних нормальних напружень (рис. 13) показав, що найбільше за величиною максимальне (перше) нормальне напруження утворюється у 4-7 наплавлених шарах (на рівні ~200...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 (рис. 13) та $\sigma_2 = 81$ МПа і $\sigma_3 = 11$ МПа – у першій грані (рис. 13) 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.

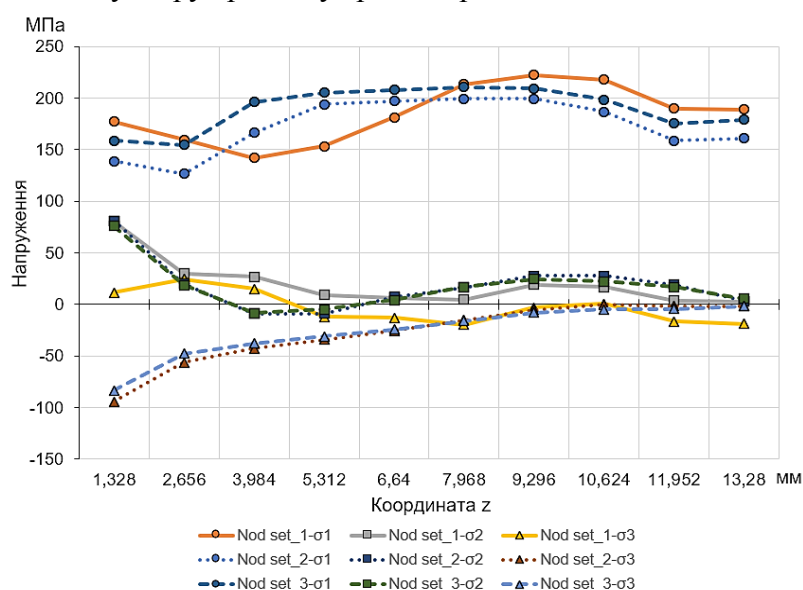


Рис. 13. Розподіл головних нормальних напружень по висоті граней призми для «Nod Set 1», «Nod Set 2», «Nod Set 3»

З рис. 14 видно, що характер розподілу залишкових еквівалентних напружень є подібним у всіх стінках на рівні 6-10 шарів, хоча величини мають розбіжність близько 10...20 % (21...38 МПа). При цьому від 6-го 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 й величина напружень є подібними лише у другій і третій стінках. Усереднена величина еквівалентних напружень у гранях призми складає 191 МПа, що більше границі текучості матеріалу (150 МПа) в 1,3 раза, але у 2,5 раза 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 (рис. 14).

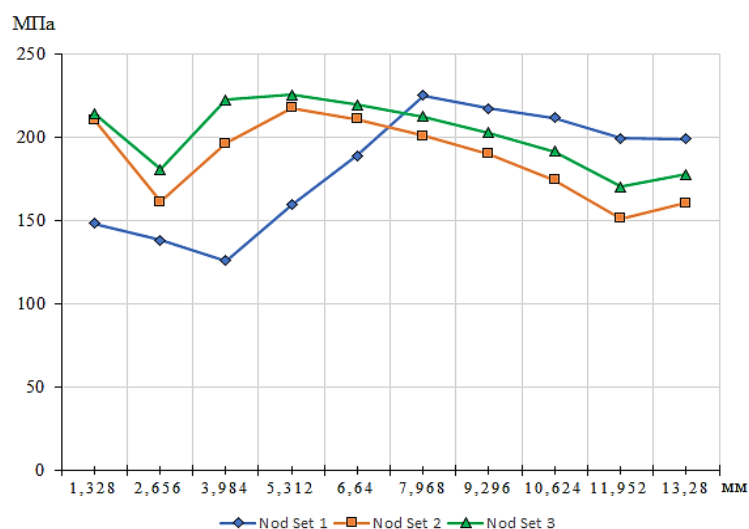


Рис. 14. Розподіл залишкових еквівалентних залишкових напружень по висоті у трьох гранях призми для «Nod Set 1», «Nod Set 2», «Nod Set 3»

Висновки. Розроблена скінченно-елементна модель об'ємної геометричної фігури у вигляді тригранної рівнобічної призми, виготовленої пошаровим наплавленням методом GMAW, яка дозволяє на основі числового розв'язку зв'язаної задачі термопружнопластичності визначати параметри напружено-деформованого стану в будь-який момент нагрівання і охолодження зразка з урахуванням хімічного складу матеріалів підложки і зварювального дроту, зміни з температурою теплофізичних і механічних властивостей матеріалів, послідовності наплавлення шарів.

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

Показано, що найбільші залишкові еквівалентні пластичні деформації формуються у першому шарі з поступовим зменшенням величини у кожному наступному наплавленому шарі, що пов'язано зі зменшенням ступеня об'ємності напруженого стану призми від 1-го до 10-го шару.

Встановлено, що жорсткий зв'язок підкладки з наплавленими шарами зумовлює утворення об'ємного напруженого стану в нижніх (1-4) шарах, що підвищує вірогідність появи тріщини саме в цих шарах внаслідок зменшення межі міцності матеріалу на стадії охолодження.

Список використаних джерел

1. Treutler, K. The Current State of Research of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM): A Review / K. Treutler, V. Wesling // Applied Sciences. – 2021. – № 11(18). – P. 8619. DOI: <https://doi.org/10.3390/app11188619>.

2. Analysis of material property models on WAAM distortion using nonlinear numerical computation and experimental verification with P-GMAW / Y. H. P. Manurung, K. P. Prajadhiana, M. S. Adenan, B. Awiszus, M. Graf, A. Haelsing // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2021. – № 21(1). DOI: <https://doi.org/10.1007/b101137>.
3. Gurcik, T. Influence of shielding gas on geometrical quality of WAAM technology. / T. Gurcik, K. Kovanda, P. Rohan, // *METAL 2019 : 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*. – 2019. – Pp. 715-721. DOI: <https://doi.org/10.37904/metal.2019.871>.
4. Квасницький, В. В. Вплив методів GMAW і PAW адитивного дугового наплавлення та складу захисного газу на геометричні характеристики поверхонь і структуру металу виробів / В. В. Квасницький, І. М. Лагодзінський // *Автоматичне зварювання*. – 2023. – № 11. – С. 23-31. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.11.02>.
5. Heat propagation of circular thin-walled parts fabricated in additive manufacturing using gas metal arc welding / J. Xiong, R. Li, Y. Lei, H. Chen // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – № 251. – Pp. 12-19. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.08.007>.
6. A 3D dynamic analysis of thermal behavior during single-pass multi-layer weld-based rapid prototyping / H. Zhao, G. Zhang, Z. Yin, L. Wu // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2011. – № 211(3). – Pp. 488-495. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.11.002>.
7. Residual Stress Modeling with Phase Transformation for Wire Arc Additive Manufacturing of B91 Steel / X. Jimenez, W. Dong, S. Paul, M. A. Klecka, A. C. To // *JOM*. – 2020. – № 72(12). – Pp. 4178-4186. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04424-w>.
8. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing / C. R. Cunningham, J. M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, S. T. Newman // *Additive Manufacturing*. – 2018. – № 22. – Pp. 672-686. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.020>.
9. Huang, C. Stress-strain curves for wire arc additively manufactured steels / C. Huang, P. Kyvelou, L. Gardner // *Engineering Structures*. – 2023. – № 279. – № 115628. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2023.115628>.
10. Performance under tensile loading of point-by-point wire and arc additively manufactured steel bars for structural components / V.A. Silvestru, I. Ariza, J. Vienne, L. Michel, A. M. Aguilar Sanchez, U. Angst, A. Taras // *Materials & Design*. – 2021. – № 205. – № 109740. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109740>.
11. Experiments and numerical simulation of wire and arc additive manufactured steel materials / H. Xin, I. Tarus, L. Cheng, M. Veljkovic, N. Persem, L. Lorch // *Structures*. – 2021. – № 34. – Pp. 1393-1402. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.istruc.2021.08.055>.
12. Mechanical and microstructural testing of wire and arc additively manufactured sheet material / P. Kyvelou, H. Slack, D. D. Mountanou, M. A. Wadee, T. B. Britton, C. Buchanan, L. Gardner // *Materials & Design*. – 2020. – 108675. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108675>.
13. Description of anisotropic material response of wire and arc additively manufactured thin-walled stainless steel elements / N. Hadjipantelis, B. Weber, C. Buchanan, L. Gardner // *Thin-Walled Structures*. – 2022. – 171. – № 108634. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tws.2021.108634>.
14. Study on the microstructure optimization and mechanical properties of dissimilar TC4-304L arc-brazing joints / M. Gang, H. Xueming, H. Ye, S. Chen, W. Min // *Materials Science and Engineering*. – 2020. – A, 788. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139566>.
15. Joint evolution and strengthening mechanisms in arc brazed galvanised steels with Cu97Si3 filler / Z. S. Yu, R.F. Li, F.M. Zhou, M. F. Wu, K. Qi, Y. Y. Qian // *Materials Science and Technology*. 2004. – № 20(11). – Pp. 1479-1483. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708304225022133>.
16. Baby, J. Microstructural development during wire arc additive manufacturing of copper-based components / J. Baby, M. Amirthalingam, // *Welding in the World*. – 2020. – № 64. – Pp. 395-405. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00840-y>.
17. In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu-Al alloy by addition of silicon / W. Yanhu, C. Xizhang, K. Sergey, S. Chuanchu, N. S. Arshad, G. Namrata // *Applied Surface Science*. – 2019. – № 487. – Pp. 1366-1375. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.05.068>.
18. Лагодзінський, І. М. Особливості використання СМТ та Pulse технологій при дуговому адитивному виготовленні просторових виробів / І. М. Лагодзінський, В. В. Квасницький, А. А. Гринюк // *Зварювання та споріднені технології: перспективи розвитку : тези доп. V Міжнар. наук.-тех. конф. (м. Краматорськ, 19-20 жовт. 2021 р.)*. – Краматорськ : Донбаська державна машинобудівна академія, 2021. – С. 50-53.

19. 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 / O. Prokhorenko, S. Hainutdinov, V. Prokhorenko, C. Pulka, V. Senchyshyn // *Procedia Structural Integrity*. – 2022. – № 36. – Pp. 290-297. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.01.037>.
20. Grigorenko, G. M. Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures / G. M. Grigorenko, V. A. Kostin, V.V. Zhukov // *Electrometallurgy Today*. – 2017. – № 2. – Pp. 35-44. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2017.02.06>.
21. Creation of volumetric products using additive arc cladding with compact and powder filler materials / V. Kvasnytskyi, V. Korzhyk, I. Lahodzynkyi, Y. Illiashenko, S. Peleshenko, O. Voitenko // *IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*. – 2020. – Pp. 02SAMA16-1–02SAMA16-5. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>.
22. Spittel, M. Flow stress and plasticity of CuSi3Mn / M. Spittel, T. Spittel. – Springer, 2016. DOI: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-14174-4_62.
23. Handbook of Comparative World Steel Standards. – Japan : International Technical Information Institute, 2004. – 663 p.
24. Goldak, J. A. Computational Welding Mechanics / J. A. Goldak, M. Akhlagi. – Springer, 2005. – 321 p.
25. Zienkiewicz O. C. The finite element method for solid and structural mechanics / O. C. Zienkiewicz, R. L. Taylor, D. D. Fox. – Elsevier, 2014. – 657 p.
26. Haelsig, A. New Findings On The Efficiency Of Gas Shielded Arc Welding / A. Haelsig, M. Kusch, P. Mayer // *Welding in the World*. – 2012. – № 56(11-12). – Pp. 98-104. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03321400>.

References

1. Treutler, Kai, and Volker Wesling. (2021). The Current State of Research of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM): A Review. *Applied Sciences*, 11(18), 8619. <https://doi.org/10.3390/app11188619>.
2. Manurung, Y. H. P., Prajadhiana, K. P., Adenan, M. S., Awiszus, B., Graf, M., & Haelsig, A. (2021). Analysis of material property models on WAAM distortion using nonlinear numerical computation and experimental verification with P-GMAW. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 21(1). <https://doi.org/10.1007/b101137>.
3. 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. <https://doi.org/10.37904/metal.2019.871>.
4. Kvasnytskyi, V.V., Lahodzynskyi, I.M. (2023). Vplyv metodiv GMAW i PAW adytyvnoho duhovoho naplavlennia ta skladu zakhysnoho hazu na heometrychni kharakterystyky poverkhon i strukturu metalu vyrobiv [Influence of GMAW and PAW methods of additive arc surfacing and shielding gas composition on surface geometry and metal structure]. *Avtomatychne zvariuvannia – Automatic Welding, II*, 23–31. <https://doi.org/10.37434/as2023.11.02>.
5. 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>.
6. 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>.
7. 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>.
8. 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>.
9. 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>.
10. 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>.

11. Xin, H., Tarus, I., Cheng, L., Veljkovic, M., Persem, N., & Lorich, 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>.
12. Kyvelou, P., Slack, H., Mountanou, D. D., Wade, 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>.
13. 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>.
14. 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>.
15. 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>.
16. 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>.
17. 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>.
18. Lahodzynskyi, I.M., Kvasnytskyi, V.V., Hryniuk, A.A. (2023). Osoblyvosti vykorystannia CMT ta Pulse tekhnologii pry duhovomu adytyvnomu vyhotovlenni prostorovykh vyrobiv. Zvariuvannia ta sporidneni tekhnologii: perspektyvy rozvytku [Features of using CMT and Pulse technologies in arc additive manufacturing of spatial products]. *Tezy dopovidei V Mizhnarodnoi naukovu-tekhnichnoi konferentsii – Welding and related technologies: prospects for development: theses add. V International science and technology conf.* (pp. 50–53). Donbass state engineering academy.
19. 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, 2022, 290–297. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.01.037>.
20. 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>.
21. 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>.
22. Spittel, Marlene & Spittel, Thilo. (2016). Flow stress and plasticity of CuSi3Mn. http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-14174-4_62.
23. Handbook of Comparative World Steel Standards. (2004). International Technical Information Institute.
24. Goldak, J.A., Akhlagi, M. (2005). *Computational Welding Mechanics*. Springer.
25. Zienkiewicz, O.C., Taylor, R.L., Fox, D.D. (2014). The finite element method for solid and structural mechanics. Zienkiewicz– Elsevier.
26. 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>.

Отримано 03.02.2024

Daria Prokhorenko¹, Ivan Lahodzynskyi²

¹PhD in Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Welding
National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine)

E-mail: dariawelding@gmail.com. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0003-2589-7056>

ResearcherID: J-4556-2017. **SCOPUS Author ID:** 57765152000

²Doctoral Student, Assistant of the Department of Welding
National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» (Kyiv, Ukraine)

E-mail: i.lahodzynskyi@gmail.com. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0002-7986-9440>

ResearcherID: JZT-5376-2024. **SCOPUS Author ID:** 57221758864

NUMERICAL MODELING OF THE STRESS-STRAIN STATE DURING ADDITIVE MIG WELDING WITH CuSi3Mn SILICON BRONZE

The article analyzes in detail the stress-strain state during additive manufacturing using silicon bronze CuSi3Mn1 (БрКМц3-1), which is widely used in the machine-building industry for the manufacture of bushings, spring parts, and parts of chemical apparatus. The high cost of non-ferrous copper-based alloys makes it important to use Welding Arc Additive Manufacturing (WAAM) technologies. The processes of layer-by-layer surfacing of silicon bronzes lead to residual stresses at the tensile strength of the material, which can eventually provoke the development of critical defects in the form of cracks. Based on the simultaneous solution of the finite element method for the equations of heat balance and mechanics of a solid deformed body, the peculiarities of temperature distribution and parameters of the stress-strain state for the developed model of a triangular equilateral prism, which is additively generated from CuSi3Mn1 bronze, are determined. Verification of the experimental model with the calculated one was carried out by comparing the thermal cycles of surfacing. Based on the analysis of the results of numerical modeling, it was found that the nature of the temperature change and the magnitude of its decrease in the corresponding layer after the deposition of subsequent layers are the same and do not depend on the deposition trajectory, and the largest residual equivalent plastic deformations are formed in the first layer with a gradual decrease in the value in each subsequent deposited layer, which is associated with a decrease in the degree of volume of the VAT prism from the 1st to the 10th layer. The lower layers are characterized by a volumetric stress state due to the presence of rigid binders in the form of the substrate and the upper welded layers, which increases the probability of cracking in these layers during the cooling stage due to a decrease in the material's strength below $\sigma_B < 170$ MPa in the temperature range of 475-550 °C.

Keywords: WAAM; GMAW; stress-strain state; additive technologies; CuSi3Mn1; layer-by-layer surfacing.

Fig.: 14. Table: 3. References: 26.