

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова
Кораблебудівний навчально-науковий інститут

Кафедра Зварювального виробництва

«Допущений до захисту»

Завідувач кафедри

 Драган С.В.

«17» 12 2024р.

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА
на здобуття ступеня вищої освіти **«магістр»**
(потрібне залишити)

на тему: **ДОСЛІДЖЕННЯ ТА УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ
ПОШАРОВОГО ПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ НА СТАЛІ
АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ ДЛЯ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА**

Виконав: студент 6121м групи

 **Петров Ю.О.**
(підпис)

Керівник роботи:

канд. техн. наук, доцент

(посада, науковий ступень вчене звання)

 **Лабарткава А.В.**
(підпис)

Миколаїв – 2024 р.

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова
Кораблебудівний навчально-науковий інститут

Кафедра *Зварювального виробництва*
Спеціальність 131 Прикладна механіка
Освітня програма Інжиніринг зварювання та споріднених процесів

«ЗАТВЕРДЖУЮ»
Гарант освітньої програми
_____ Драган С.В.
(підпис)
«__» _____ 2024 р.

ЗАВДАННЯ
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ
на здобуття ступеня вищої освіти «магістр»
(потрібне залишити)

Студенту *Петрову Юрію Олександровичу*
(Прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема роботи: *Дослідження та удосконалення технології пошарового плазмового наплавлення на сталі аустенітного класу для адитивного виробництва*

Керівник роботи *Лабарткава Андрій Володимирович*

Затверджені наказом ректора № _____ від «__» _____ 20__ року

2. Термін подання роботи: 15.12.2024 р.

3. Вихідні дані по роботі: Дослідження технології пошарового плазмового наплавлення на сталі аустенітного класу.

4. Перелік питань, що належать до розробки (найменування розділів):

Розділ 1. Аналіз сучасного стану технологій адитивного наплавлення металу;
Розділ 2. Матеріали, обладнання та методика дослідження; Розділ 3. Дослідження впливу термічного циклу наплавлення на процес кристалізації; Розділ 4. Вплив пошарового холодного проковування на формування структури при плазмовому наплавленні електродом, що плавиться.

5. Перелік презентаційних матеріалів: Параметри моделі, математична та фізична модель, поля напружень для розрахованих варіантів, аналіз результатів моделювання.

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1.	Лабарткава А.В.	15.09.2024	10.10.2024
2.	Лабарткава А.В.	15.09.2024	18.10.2024
3.	Лабарткава А.В.	15.09.2024	15.11.2024
4.	Лабарткава А.В.	15.09.2024	15.12.2024

7. Дата видачі завдання 15.09.2024

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

Номер	Назва етапів роботи	Терміни виконання етапів роботи	Примітка
1.	Аналіз сучасного стану технологій адитивного наплавлення металу	15.09.2024-10.10.2024	
2.	Матеріали, обладнання та методика дослідження	11.10.2024-18.10.2024	
3.	Дослідження впливу термічного циклу наплавлення на процес кристалізації	19.10.2024-15.11.2024	
4.	Вплив пошарового холодного проковування на формування структури при плазмовому наплавленні електродом, що плавиться	16.11.2024-05.12.2024	
5.	Складання змісту, загальних висновків по роботі та списку використаної літератури	06.12.2024-10.12.2024	
6.	Оформлення графічного матеріалу	11.12.2024-15.12.2024	

Студент

(підпис)

Петров Ю.О.

(ПІБ)

Керівник роботи

(підпис)

Лабарткава А.В.

(ПІБ)

АНОТАЦІЯ

ПЗ: 68 с., 31 рис., 4 табл., 47 джерел інформації.

Дипломна робота присвячена **дослідженню та удосконаленню технології пошарового плазмового наплавлення на сталі аустенітного класу для адитивного виробництва.**

Метою роботи є дослідження та удосконалення процесу впливу пошарового плазмового наплавлення на процес кристалізації, формування структури та властивостей сталей аустенітного класу для використання в адитивному виробництві.

У роботі проаналізовано сучасний стан технологій наплавлення, вивчено вплив термічного циклу на процес кристалізації та формування мікроструктури наплавленого металу, а також запропоновано технологічні підходи до зменшення залишкових напружень і підвищення механічних властивостей.

Методами плазмового та плазма-МІГ наплавлення отримано зразки, на яких проведено металографічний аналіз, оцінено хімічний склад, міждендритну відстань, макро- та мікроструктуру. Результати показали, що використання холодного проковування сприяє зменшенню розміру зерна, зниженню анізотропії властивостей та поліпшенню твердості наплавленого металу.

Практична цінність роботи полягає у розробці рекомендацій для підвищення якості виробів, отриманих методом адитивного виробництва, зокрема при створенні деталей складної геометрії та високих експлуатаційних характеристик.

Ключові слова: плазмове наплавлення, адитивне виробництво, термічний цикл, аустенітні сталі, мікроструктура, механічні властивості.

ABSTRACT

EN: 68 pages, 31 figures, 4 tables, 47 references.

The diploma thesis is devoted to **the study and improvement of the layer-by-layer plasma cladding technology for additive manufacturing using austenitic steels**.

The aim of the work is to investigate and enhance the process of layer-by-layer plasma cladding and its influence on crystallization, structure formation, and properties of austenitic steels for use in additive manufacturing.

The work analyzes the current state of cladding technologies, examines the influence of the thermal cycle on the crystallization process and microstructure formation of the clad metal, and proposes technological approaches to reducing residual stresses and improving mechanical properties.

Samples obtained using plasma and plasma-MIG cladding methods were subjected to metallographic analysis, chemical composition assessment, interdendritic spacing measurement, macro- and microstructure examination. The results showed that the application of cold forging contributes to grain refinement, reduction of property anisotropy, and improvement of clad metal hardness.

The practical value of this work lies in the development of recommendations for improving the quality of products manufactured by additive methods, particularly for creating complex geometries and high-performance components.

Keywords: plasma cladding, additive manufacturing, thermal cycle, austenitic steels, microstructure, mechanical properties.

ЗМІСТ

ВСТУП	6
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ТЕХНОЛОГІЙ АДИТИВНОГО НАПЛАВЛЕННЯ МЕТАЛУ	9
1.1 Сучасні методи наплавлення в адитивному виробництві.....	9
1.2 Дротова наплавка висококонцентрованими джерелами енергії	11
1.3 Технологічні прийоми впливу на процеси кристалізації.....	14
1.4 Дослідження особливостей кристалізації аустенітних сталей	16
1.5 Вплив швидкості охолодження на механізм кристалізації.....	23
Висновки до розділу 1, мета та завдання роботи.....	24
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ	26
2.1 Застосовувані матеріали	26
2.2 Застосовуване обладнання для наплавлення.....	26
2.3 Методика дослідження	27
РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ НАПЛАВЛЕННЯ НА ПРОЦЕС КРИСТАЛІЗАЦІЇ	31
3.1 Вплив термічного циклу при одношаровому наплавленні.....	31
3.2 Розрахунковий аналіз температурно-часових параметрів при плазмовій та плазма-МІГ наплавленні	34
3.3 Вплив термічного циклу при багатошаровому наплавленні	43
3.4 Кількісний аналіз розмірностей мікроструктури наплавлених зразків.....	47
Висновки до розділу 3	48
РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ПОШАРОВОГО ХОЛОДНОГО ПРОКОВУВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ ПЛАЗМОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ЕЛЕКТРОДОМ, ЩО ПЛАВИТЬСЯ.....	50

					<i>КР.131.6121М.08.04.00.ПЗ</i>	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		3

4.1 Дослідження макроструктури оброблювальних зразків.....	50
4.2 Дослідження мікроструктури оброблювальних зразків	52
4.3 Кількісний аналіз розмірності мікроструктури наплавлених зразків .	57
4.4 Результати вимірювання твердості наплавлених зразків	57
Висновки до розділу 4	60
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	61
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	63

					<i>КР.131.6121М.08.04.00.ПЗ</i>	Арк.
						4
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

					КР.131.6121М.08.04.00.ПЗ								
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата									
Студент		Петров Ю.О.			Вступ					Літ.	Арк.	Аркуші	
Керівник		Лабарткава А.В.											
Консультант		.								НУК ім. адмірала Макарова			
Н. Контр													
Зав. каф.		Драган С.В.											

ВСТУП

В даний час активно розвиваються технології адитивного формування виробів методом пошарового дротяного наплавлення, що пов'язано з можливістю отримувати деталі різноманітної геометричної форми, у тому числі великих розмірів, а також зменшити витрату матеріалу, що важливо для мало- та дрібносерійного виробництва. При цьому можна отримувати вироби з новим рівнем механічних властивостей, відмінних від традиційних методів виробництва. Пошарове д्रोкове наплавлення може здійснюватися різними методами. Як джерела нагрівання використовують лазер, електронний промінь, електричні та плазмові дуги.

З літературних даних відомо, що незалежно від способу і виду матеріалу, що наплавляється, однією з важливих особливостей адитивного формування виробів методом пошарового наплавлення є неоднорідність і анізотропія механічних характеристик. Це обумовлено особливостями процесу кристалізації металу при пошаровому наплавленні, що приводить до неоднорідної структури в об'ємі наплавленого шару та транскристалітного характеру зростання зерен.

Широкі можливості для вирішення цих проблем надають технології наплавлення з використанням концентрованих джерел енергії, таких як плазмове наплавлення, а також застосування технологічних прийомів, що впливають на процеси кристалізації. Технологічні прийоми можуть бути спрямовані на рідку ванну металу, що наплавляється, або на шари металу, що закристалізувалися. При дії на зварювальну ванну застосовують теплові коливання або механічні збурення, а як вплив на матеріал підкладки зазвичай використовують метод холодного деформування.

З метою отримання найбільш повної інформації про закономірності та особливості процесів кристалізації при пошаровому вирощуванні виробів, для досліджень найкраще застосовувати дріт із сплавів, які не відчують фазової перекристалізації при охолодженні і не змінюють своєї структури. Як такий матеріал може бути використаний дріт з високолегованої сталі аустенітного класу

					<i>KP.131.6121M.08.04.00.ПЗ</i>	Арк.
						6
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

з пороговим феритним числом FN8 (зміст феритної фази в наплавленому металі становить в межах 3-8%). Особливістю цих сталей є те, що кристалізація в них протікає за різними механізмами залежно від співвідношення легуючих елементів, які можуть залежати від способу наплавлення та технологічних параметрів. Крім того, ці сталі широко застосовуються в промисловості і мають хороші експлуатаційні властивості.

Таким чином, дослідження процесу кристалізації при пошаровому дротяному наплавленні сталей аустенітного класу висококонцентрованими джерелами тепла є актуальним.

					<i>КР.131.6121М.08.04.00.ПЗ</i>	Арк.
						7
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

					КР.131.6121М.08.04.01.ПЗ					
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	Аналіз сучасного стану технологій адитивного наплавлення металу			Літ.	Арк.	Аркушів
Студент		Петров Ю.О.								
Керівник		Лабарткава А.В.								
Консультант		.						НУК ім. адмірала Макарова		
Н. Контр										
.Зав. каф.		Драган С.В.								

РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ТЕХНОЛОГІЙ АДИТИВНОГО НАПЛАВЛЕННЯ МЕТАЛУ

1.1 Сучасні методи наплавлення в адитивному виробництві

Адитивне виробництво – це створення виробів, засноване на поетапному додаванні матеріалу на основу у вигляді плоскої платформи або осьової заготовки. У самому терміні «адитивність» (від лат. *additivus* – додається) закладено основний принцип цього процесу. Такий спосіб виготовлення також називають вирощуванням через пошарове створення виробу [1].

Адитивне виробництво є перспективною альтернативою традиційному виробництву при створенні складних і великогабаритних деталей, при одиничному та дрібносерійному виробництві. Воно дозволяє знизити витрати матеріалу виготовлення деталі, використовуючи рівно стільки матеріалу, скільки потрібно для виробництва конкретної деталі, що особливо важливо під час виробництва компонентів з дорогих металів [2].

Протягом останніх 30 років було розроблено понад 20 способів адитивного виробництва. Їх класифікують за видами матеріалів і за типами використовуваних джерел підведення енергії. У машинобудуванні, медицині, аерокосмічній промисловості при адитивному виробництві, як правило, застосовуються металеві матеріали у вигляді порошків та суцільнометалевих дротів [3]. Присадочні дроти широко застосовуються для зварювання та наплавлення, мають велику номенклатуру, як за хімічним складом, так і за типорозмірами. Дріт має значно меншу питому площу поверхні, ніж порошкові матеріали, і менш схильний до окислення та поглинання вологи або забруднюючих речовин. Система подачі присадного дроту в зону наплавлення значно простіше і компактніше порошкового живильника [4, 5].

При виготовленні заготовок з розплавленням присадного матеріалу найчастіше застосовуються променеві (електронний промінь та лазер) та дугові (електрична та плазмова дуга) джерела нагріву. Променеві джерела нагріву

					КР.131.6121М.08.04.01.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		9

доцільно застосовувати для створення тонкостінних малогабаритних виробів зі складною геометричною формою. Способи адитивного виробництва на основі дугового наплавлення, разом з використанням дрітчастих присадочних матеріалів, ефективні для створення габаритних виробів простої форми. Одним із таких способів є дрітчасти-дугове адитивне виробництво WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) [6, 7].

Для створення металевих виробів за технологією WAAM застосовуються різні принципові схеми дугового зварювання: зварювання металевим електродом у газовому середовищі (GMAW), газоелектричне зварювання вольфрамовим електродом (GTAW) та зварювання плазмовою дугою (PAW), а також комбінації кількох способів наплавлення або гібридних технологій. GMAW – це тип зварювання, інакше званий MIG/MAG-зварюванням (дугове зварювання електродом, що плавиться в середовищі інертного газу), який передбачає автоматичну подачу безперервного твердого електроду, що плавиться в захисній зовнішній газовій атмосфері. Технологія GTAW є, по суті, дуговим зварюванням вольфрамовим електродом в інертному газі. Як інертний газ для створення захисної атмосфери часто використовують гелій або аргон. Сплавлення шарів матеріалу, який подається, відбувається завдяки нагріванню матеріалу електричною дугою між електродом і оброблюваною деталлю. Технологія передбачає можливість зварювання під тиском та використання зварювальних металів. Захисний газ подається через зварювальний апарат [8].

Зварювання плазмовою дугою (PAW) є модифікацією газоелектричного зварювання вольфрамовим електродом (GTAW). У даній технології використовується спеціальна насадка, що фокусує, завдяки якій виходить більш точна, тонка і довга електрична дуга, ніж в процесі GTAW-зварювання. Завдяки насадці, що звужує, значно зростає напруга дуги і, отже, ступінь іонізації газу. Крім підвищення температури самої дуги, насадка фокусує ділянку плазмової дуги з найбільшою температурою на вузькій поверхні зварного шва, зменшуючи її розсіювання. У результаті виходить джерело більш концентрованого та

					КР.131.6121М.08.04.01.ПЗ	Арк.
						10
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

потужного нагріву, що істотно підвищує ефективність теплопередачі і дозволяє збільшувати швидкість проходу [3].

Наплавлення з використанням плазмової дуги можна віднести до способів наплавлення висококонцентрованими джерелами енергії.

1.2 Дротова наплавка висококонцентрованими джерелами енергії

Сутність плазмового наплавлення полягає в розплавленні присадного металу струменем плазми та перенесенні його на основний метал. Разом з присадним матеріалом розплавляється поверхневий шар основного металу, утворюючи наплавлений шар. У процесі плазмового наплавлення створюється дуга між неплавким вольфрамовим електродом (катодом) і мідним анодом у пальнику. Інертний газ (зазвичай аргон) пропускається через сопло, яке фокусує електричну дугу. Це призводить до більш високої щільності енергії та формування більш стабільної дуги [3].

Виріб, що наплавляється, може бути включений в електричний ланцюг (наплавлення плазмовою дугою) або бути нейтральним (наплавлення плазмовим струменем). В останньому випадку дуга горить між електродом плазмотрону, що не плавиться, і присадним матеріалом (рисунок 1.1). Поверхня основного металу нагрівається струменем плазми та краплями присадного металу [9].

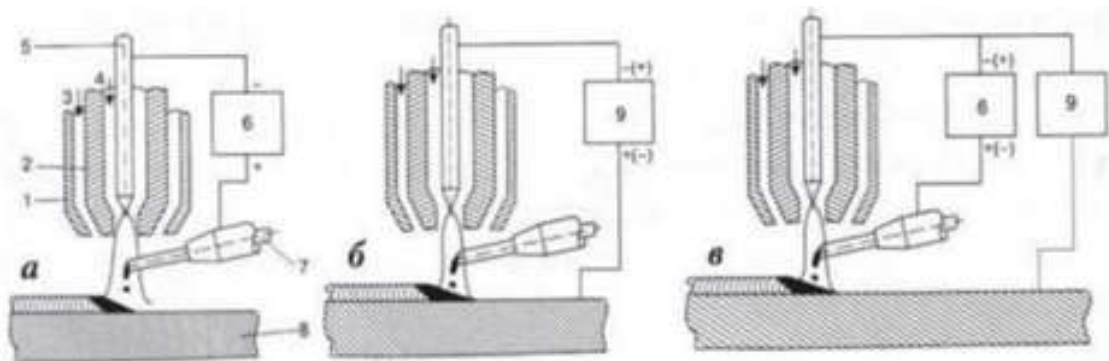


Рисунок 1.1 – Схеми плазмового наплавлення з присадкою одного дроту:

а – плазмовим струменем з струмопровідним присадним дротом; *б* – плазмовою дугою з нейтральним присадним дротом; *в* – подвійний дугою (1 – захисне сопло; 2 – плазмоутворююче сопло; 3 – захисний газ; 4 – плазмоутворюючий газ; 5 – електрод; 6 – джерело живлення непрямої дуги; 7 – дріт; 8 – виріб; 9 – джерело живлення дуги прямого дії) [9].

Наплавлення може виконуватися в один або кілька шарів струмом прямої або зворотної полярності. Вибір способу наплавлення залежить від матеріалів та конструкції виробу. Для активних матеріалів (алюмінієві сплави) доцільно застосовувати плазмову дугу зворотної полярності та передбачати більш якісний захист зони наплавлення, при напавленні конструкційних сталей виправданіше застосування прямої полярності дуги.

Універсальність процесів плазмового наплавлення забезпечується великою кількістю регульованих параметрів. До основних параметрів режиму відносяться полярність дуги, величина струму, діаметр плазмоутворюючого сопла, швидкість переміщення (у тому числі швидкість і вид поперечних коливань), витрата плазмоутворюючого газу, відстань від зрізу сопла до виробу [10].

Широкий діапазон регулювання енергетичних параметрів плазмової дуги є особливістю плазмового наплавлення, що відрізняє її від інших методів і зумовлює її ефективність.

Плазмова наплавка електродом, що плавиться (плазма-МІГ) є гібридним процесом, що поєднує плазмову наплавку і наплавку електродом, що плавиться. Дріт, що наплавляється, подається по осі плазмової дуги і дугового розряду між дротом і виробом в оточенні плазми (рисунок 1.2).



Рисунок 1.2 – Зовнішній вигляд дуги плазмового наплавлення електродом, що плавиться [10]

Особливістю плазма-МІГ є одночасне співвісне горіння двох дуг: плазмової дуги і дуги, що плавить електрод (МІГ дуги). У цьому кожна дуга живиться від власного зварювального джерела живлення [11, 12]. Живлення електроду, що плавиться від окремого джерела забезпечує поєднання властивостей дугової наплавки електродом, що плавиться, і властивостей плазмового наплавлення [13].

Існує кілька схем плазма-МІГ наплавлення в залежності від способу генерування плазми [12]. Основними є схеми плазма-МІГ наплавлення з неплавким вольфрамовим електродом (рис. 1.3 а) і з водоохолоджуванним кільцевим мідним анодом-сопло (рис. 1.3 б).

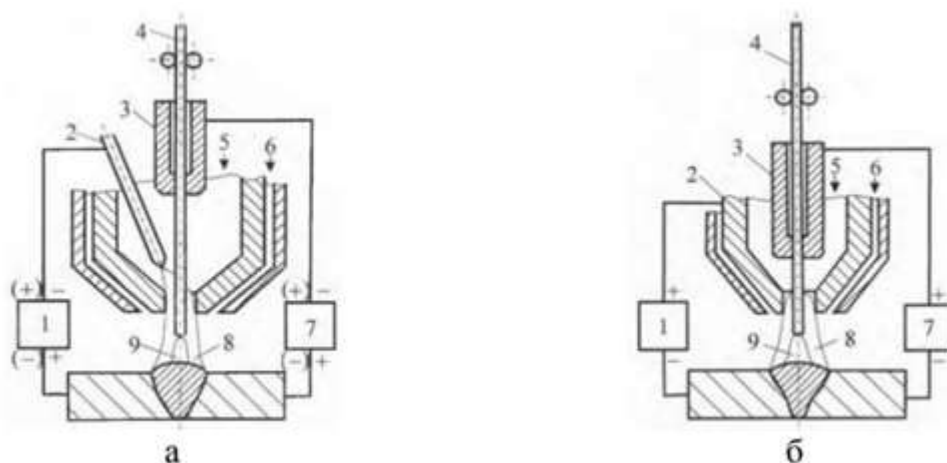


Рисунок 1.3 – Схема плазмово-дугового наплавлення електродом, що плавиться:

а – з вольфрамовим електродом, що не плавиться; *б* – з кільцевим анодом;

1 – джерело живлення плазмової дуги; 2 – електрод, що не плавиться;

3 – струмопідвідний наконечник; 4 – електрод, що плавиться;

5 – плазмоутворюючий газ; 6 – захисний газ; 7 – джерело живлення дугового розряду електроду, що плавиться; 8 – плазмова дуга; 9 – дуговий розряд, електроду, що плавиться [12]

Плавлення присадного дроту здійснюється теплотою власної дуги та теплотою плазмової дуги. Використання двох джерел нагріву підвищує стабільність дуги, збільшує пляму нагріву та швидкість плавлення дроту, а

незалежне регулювання струму дугового розряду та плазмової дуги дозволяє керувати технологічними характеристиками у широких межах [13].

Технології наплавлення з використанням високонцентрованих джерел енергії дозволяють отримувати якісні вироби при адитивному виробництві [14], проте залишаються проблеми, пов'язані з залишковим напруженням, анізотропією та утворенням пір [15]. Використання дротяного присадного матеріалу повністю не усуває ці недоліки, що позначається на характеристиках міцності і втоми, а також на корозійній стійкості металу. Тому пошарове вирощування виробів при адитивному виробництві вимагає вивчення впливу технологічних прийомів на закономірності формування наплавленого валика, структуру та властивості одержуваного матеріалу.

1.3 Технологічні прийоми впливу на процеси кристалізації

При адитивному виробництві використовується широкий діапазон металів та сплавів. При пошаровому вирощуванні застосовуються вуглецеві та леговані сталі [16], кольорові метали та алюмінієві, титанові, нікелеві сплави [17], а також різномірні матеріали [18].

Технологічні прийоми впливу на процеси кристалізації можуть застосовуватися для всіх вищеперелічених матеріалів і спрямовані на рідкий метал зварювальної ванни або на основний матеріал. Аналіз літературних джерел показує, що існують різні класифікації способів впливу на зварювальну ванну та отримання дрібнозернистої структури [19, 20, 21]. Однією з них є поділ способів введення збурень у ванну на контактні та безконтактні. До контактних відносяться високочастотні ультразвукові коливання зварювальної ванни, електрода або виробу і механічні низькочастотні коливання електрода або виробу.

До способів безконтактної передачі коливань відносяться використання модульованого струму, накладання електромагнітного поля, застосування лазерного та електронного променів [22]. Пристрої для реалізації способів безконтактної передачі коливань універсальні і вимагають великих змін у технологічному процесі.

					КР.131.6121М.08.04.01.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		14

Застосування електромагнітного поля дає можливість впливати на розплав зварювальної ванни як низькою частотою, так і ультразвуковою [19, 23]. Управляти зварювальною ванною можна при електромагнітному перемішуванні, при накладенні поперечного магнітного поля та при впливі на дугу [24]. Застосування модуляції струму впливає на структуру і властивості металу [25, 26], проте питання впливу частоти модуляції струму на формування структури ще недостатньо вивчене.

Як вплив на матеріал підкладки зазвичай використовують метод холодного деформування. Подібна обробка пластичними деформаціями відома і застосовується для зварних виробів з метою збільшення ресурсу експлуатації [27]. У роботах [28, 29] на прикладі ряду сплавів показано, що застосування пошарового проковування при адитивному вирощуванні заготовки призводить до зниження технологічних напружень, зменшення розмірів зерна і, як наслідок, підвищення рівня механічних характеристик основного металу, зниження пористості та анізотропії металу.

Дослідження структури та властивостей алюмінієвих та алюмінієво-магнієвих сплавів показали, що матеріал з дрібним рекристалізованим зерном має підвищені характеристики міцності та пластичності в порівнянні з матеріалом, нанесеним без пошарового проковування, що має дендритну структуру [30, 31]. Для титанових сплавів встановлено, що найкращі механічні властивості та найбільш сприятлива мікроструктура наплавленого металу досяжні при багатошаровій наплавці із застосуванням пошарового проковування та подальшої термообробки наплавленого виробу [32]. Механічні властивості наплавлених зразків у цьому випадку відповідають механічним властивостям виробів, отриманих за допомогою штампування.

Для сталей застосовуються, як контактні, так і безконтактні методи впливу. Сприятливий вплив на структуроутворення високолегованих сталей мають ультразвукові коливання, що накладаються в процесі наплавлення. Встановлено, що досягається зменшення розміру зерна та збільшення твердості наплавленого шару до 10% по відношенню до режимів обробки без додаткового впливу [33].

					<i>KP.131.6121M.08.04.01.ПЗ</i>	Арк.
						15
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Для розгляду та дослідження способів подрібнення структури при кристалізації краще використовувати однофазні сплави, що не зазнають поліморфних перетворень при охолодженні. До таких сплавів відносяться нержавіючі сталі, що широко застосовуються в промисловості і мають хороші експлуатаційні властивості.

1.4 Дослідження особливостей кристалізації аустенітних сталей

Широкий діапазон і велика різноманітність марок нержавіючих сталей дозволяє застосовувати ці сталі для різних цілей у багатьох галузях промисловості. Найбільшою групою нержавіючих сталей є аустенітні нержавіючі сталі, які мають відносно скромні механічні властивості, але вони значною мірою переважаються їхньою чудовою корозійною стійкістю в багатьох середовищах [34].

Складність зварювання та наплавлення сталей аустенітного класу пов'язана з їхньою схильністю до утворення гарячих тріщин у процесі кристалізації [35].

Під гарячим розтріскуванням розуміється розтріскування, що виникає під час зварювання, лиття або гарячої обробки при температурах, близьких до температури плавлення матеріалу [36]. Тріщини в процесі затвердіння в металі зварного шва вважаються найбільш шкідливими і спостерігаються частіше, ніж інші види розтріскування. Для пояснення явища розтріскування при затвердінні висунуто кілька теорій. Початкові теорії враховували, що гаряче розтріскування пов'язані з сегрегацією [37]. Пізніше Шерер та ін. заявили, що стійкі до розтріскування наплавки можуть бути отримані, якщо вміст фериту в закінченому звареному шві 5-35% [38]. Режим затвердіння був визнаний основним визначальним фактором, гарантуючи, що ферито-аустенітний або феритний режим забезпечує найкращу стійкість до гарячого розтріскування. Остаточна структура металу зварного шва повинна містити кілька відсотків дельта-фериту, що є ознакою якісного зварного шва [39].

З літературних даних [35, 40] відомо, що структура сталей аустенітного класу, що формується, безпосередньо залежить від хімічного складу та

					КР.131.6121М.08.04.01.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		16

теплофізичних умов кристалізації, що визначаються методом обробки. Параметром, що характеризує вплив різних умов обробки, є швидкість охолодження. Хімічний склад та швидкість охолодження впливають на схему кристалізації, на перерозподіл розчинених речовин та утворення другої фази під час кристалізації та на ферито-аустенітні фазові перетворення [41].

Хімічний склад можна оцінити за псевдобінарними діаграмами стану системи Fe–Cr–Ni за постійного вмісту заліза (рисунок 1.4).

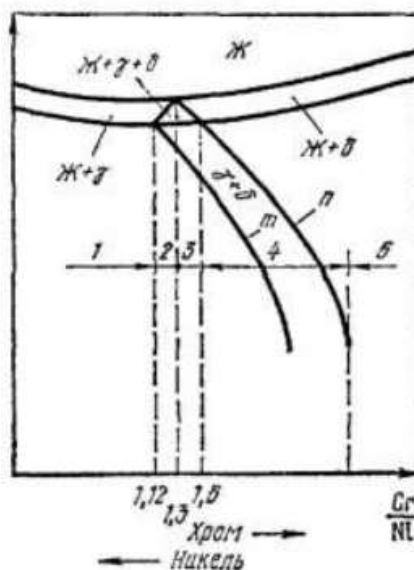


Рисунок 1.4 – Псевдобінарна фазова діаграма [42]

Залежно від співвідношення аустенітно-стабілізуючих ($Ni_{екв}$) і ферито-стабілізуючих елементів ($Cr_{екв}$) кристалізація в цих сталях може протікати через первинний аустеніт або ферит з подальшим утворенням аустеніту за різними механізмами затвердіння.

Існує кілька думок щодо механізмів кристалізації сталей аустенітного класу. Автори [41, 44] виділяють три типи кристалізації: при співвідношенні $Cr_{екв}/Ni_{екв} < 1,12$ кристалізація протікає шляхом виділення з рідини γ -твердого розчину до повного зникнення рідкої фази; при співвідношенні $Cr_{екв}/Ni_{екв} < 1,3$ в інтервалі температур між ліквідусом і солідус відбувається послідовне виділення з рідини двох твердих фаз (аустеніту і міждендритного евтектичного фериту); при

співвідношення $Cr_{екв}/Ni_{екв} > 1,3$ провідною фазою є ферит, з якого формується осьова частина дендритних осередків.

Автори робіт [35, 42, 43] описують, що в металі зварних швів аустенітних нержавіючих сталей можливі чотири основні механізми кристалізації та перетворення у твердій фазі. Типи кристалізації, реакції та кінцеві мікроструктури, що виділяються даними авторами, наведені в таблиці 1.1, а схеми кристалізації на рисунку 1.5.

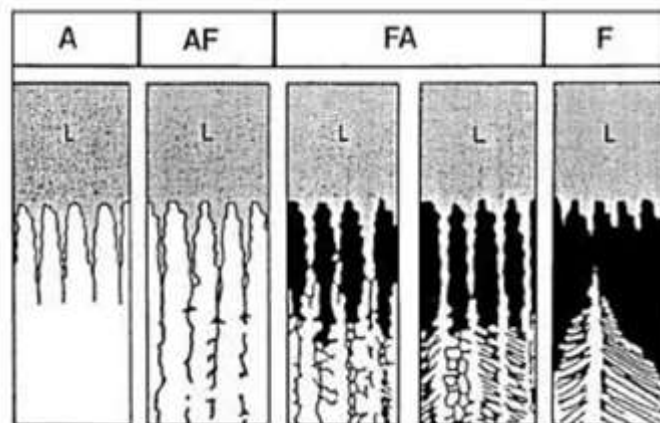


Рисунок 1.5 – Схематичне представлення режимів затвердіння в зварних швах з аустенітної нержавіючої сталі із фазовими морфологіями [42]

На рисунку 1.5 наведено такі умовні позначення: L – рідина, A – аустенітний механізм кристалізації, AF – аустенітно-феритний механізм кристалізації, FA – ферито-аустенітний механізм кристалізації, F – феритний механізм кристалізації.

Автори роботи [44] виділяють п'ятий (евтектичний) механізм кристалізації. Він утворюється в результаті одночасного затвердіння аустеніту та фериту з евтектичної рідини. Зазвичай до евтектичного механізму кристалізації (E) відносять ті мікроструктури, в яких складно визначити аустеніт або ферит були першою фазою.

Таблиця 1.1 – Типи кристалізації, реакції та кінцеві мікроструктури

Механізм кристалізації	Реакція	Мікроструктура
Аустенітний	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Повністю аустенітна з чіткою структурою кристалізації
Аустенітно-феритний	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{\text{евт}} \rightarrow A + Fe_{\text{евт}}$	Ферит по межах комірок і дендритів
Ферито-аустенітний	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{\text{пер/евт}} \rightarrow F + A$	Скелетна та/або пластинчаста структура фериту, що утворився при перетворенні з фериту на аустеніт
Феритний	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Голчастий ферит або феритна матриця з аустенітом по межах зерен та пластин структури Відманштеттена

L – рідина, A – аустеніт, F – ферит, $Fe_{\text{евт}}$ – ферит в результаті евтектичної реакції, $(F + A)_{\text{пер/евт}}$ – перетектичне перетворення.

Розглянемо докладніше механізми кристалізації сталей аустенітного класу та вплив на них швидкості охолодження.

Аустенітний механізм кристалізації (A). При аустенітному механізмі кристалізації (рис. 1.6) у металі шва утворюється первинний аустеніт. Повністю аустенітна мікроструктура зберігається при охолодженні до кімнатної температури. При металографічних дослідженнях осередки та дендрити у такій структурі чітко видно завдяки сегрегації легуючих елементів та домішок (рис. 1.7). [45, 46]



Рисунок 1.6 – Аустенітний механізм кристалізації [47]

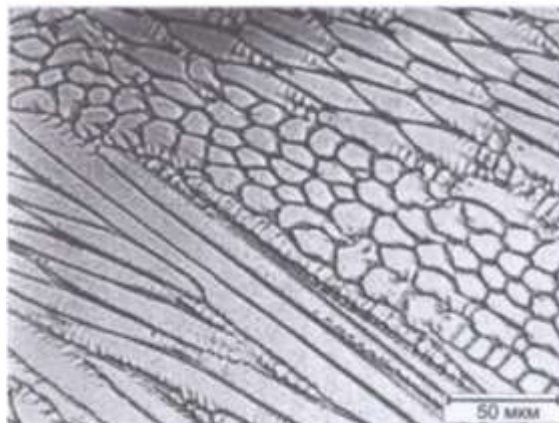


Рисунок 1.7 – Мікроструктура при кристалізації типу А [45]

Аустенітно-феритний або первинний аустенітний (AF) механізм кристалізації. У процесі кристалізації при даному механізмі першою фазою утворюється аустеніт, а в кінці процесу кристалізації поряд з первинним аустенітом утворюється деяка кількість фериту за допомогою евтектичної реакції (рисунок 1.8, 1.9). Це відбувається внаслідок ліквідації та сегрегації

феритостабілізуючих елементів та збагачення ними міждендритних просторів [45, 47].



Рисунок 1.8 – Аустенітно-феритний механізм кристалізації [47]

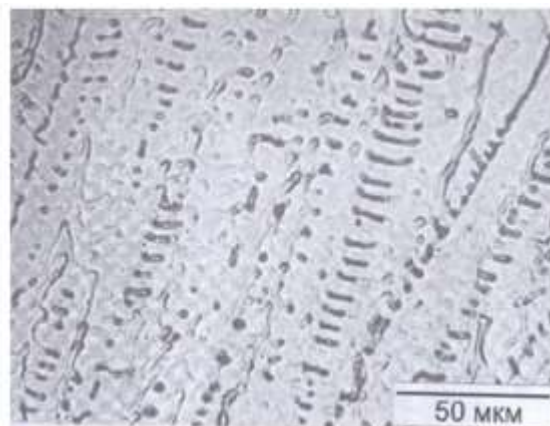


Рисунок 1.9 – Мікроструктура при кристалізації на кшталт АФ [45]

Ферито-аустенітний або первинний феритний (ФА) механізм кристалізації. При ферито-аустенітному механізмі кристалізації першою фазою утворюється ферит, але, внаслідок нестабільності фериту при більш низьких температурах, в процесі охолодження відбувається повторне фазове перетектичне перетворення, після яких сплави міститимуть у своїй структурі не тільки ферит, а й аустеніт

(рисунок 1.10). Після завершення кристалізації мікроструктура металу складається з дендритів первинного фериту з міждендритними прошарками аустеніту, морфологія фериту може бути скелетною (червоподібною) або пластинчастою (мереживною) (рисунок 1.11). При цьому кількість аустеніту та морфологія фериту залежить від значення $Cr_{скв}/Ni_{скв}$ та умов кристалізації [45, 47].



Рисунок 1.10 – Ферито-аустенітний механізм кристалізації:
a – скелетна морфологія фериту, *б* – пластинчаста морфологія [45]

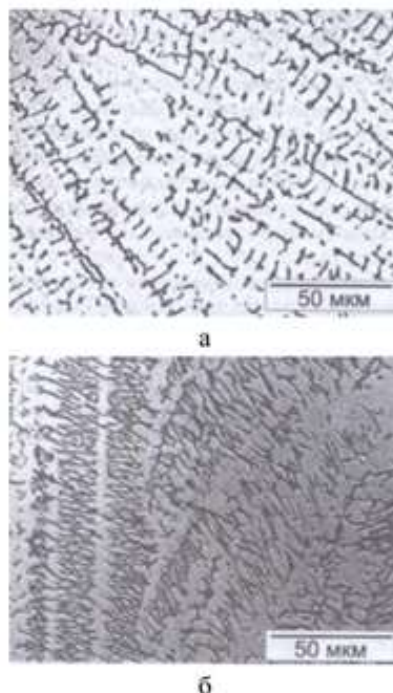


Рисунок 1.10 – Мікроструктура при кристалізації типу FA:

a – скелетна морфологія фериту, *б* – пластинчаста морфологія [45]

Феритний механізм кристалізації (F). При феритному механізмі кристалізації першою фазою утворюється ферит, потім у процесі охолодження по межах феритних зерен утворюється аустеніт. Кристалізація за типом F не характерна для аустенітних нержавіючих сталей [45].

1.5 Вплив швидкості охолодження на механізм кристалізації

При аустенітному механізмі кристалізації швидкість охолодження впливає на тип кристалізації. При низьких швидкостях охолодження тип кристалізації є дендритним, при високих – пористим. Загальний вид мікроструктури є масивом осередків, що являють собою гексагональну сітку.

При аустенітно-феритному механізмі кристалізації при низькій швидкості охолодження утворюються дендрити з феритом на стінках, при високій швидкості – комірки, частки фериту присутні в межах та на стінках комірки.

Ферит, що утворюється вздовж меж зерен, відносно стабільний і чинить опір перетворенню на аустеніт в умовах охолодження при наплавленні, так як він вже достатньо збагачений елементами-феритизаторами [45].

При ферито-аустенітному механізмі кристалізації швидкість охолодження впливає на морфологію фериту, при низькій або помірній швидкості охолодження морфологія фериту скелетна або червоподібна, при високій швидкості охолодження та/або при збільшенні значення $Cr_{екв}/Ni_{екв}$ має місце пластинчаста морфологія або кружальниця. Вона формується на місці скелетної внаслідок обмеження швидкості дифузії при ферито-аустенітному перетворенні. При дуже високих швидкостях охолодження та кристалізації можливе повне перетворення фериту на аустеніт внаслідок бездифузійного механізму перетворення. Також можлива зміна первинного характеру кристалізації при переході з феритного типу кристалізації на аустенітний при високих швидкостях кристалізації. Отже, при зміні швидкості охолодження ферито-аустенітний механізм кристалізації може змінитися на аустенітно-феритний або евтектичний.

					КР.131.6121М.08.04.01.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		23

Висновки до розділу 1, мета та завдання роботи

1. Адитивне виробництво є перспективною альтернативою традиційному виробництву при створенні складних і великогабаритних деталей, що особливо важливо під час виробництва компонентів з дорогих металів.

2. Технології наплавлення з використанням високонцентрованих джерел енергії, таких як плазмове, дозволяють отримувати якісні вироби при адитивному виробництві, що відрізняє їх від інших методів і зумовлює їх ефективність.

3. В результаті дослідження способів подрібнення структури аустенітних сталей при кристалізації встановлено, що краще використовувати однофазні сплави, які не зазнають поліморфних перетворень при охолодженні.

4. Показано, що застосування пошарового проковування при адитивному вирощуванні заготовки приводить до зниження технологічних напружень, зменшення розмірів зерна і, як наслідок, підвищення рівня механічних характеристик основного металу, зниження пористості та анізотропії металу.

Метою дипломної роботи є дослідження та удосконалення процесу впливу пошарового плазмового наплавлення на процес кристалізації, формування структури та властивостей сталей аустенітного класу для використання в адитивному виробництві.

Відповідно до поставленої мети було визначено основні завдання роботи:

1. Розробити математичний опис джерела тепла для вирішення теплової задачі, що імітує плазмове наплавлення і плазмове наплавлення електродом, що плавиться.

2. Визначити вплив термічного циклу пошарового плазмового наплавлення на процес кристалізації, формування структури та властивостей сталей аустенітного класу.

3. Дослідити вплив пошарової холодної деформації на формування структури і властивостей аустенітної сталі при плазмовому наплавленні електродом, що плавиться.

					КР.131.6121М.08.04.01.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		24

					КР.131.6121М.08.04.02.ПЗ					
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	Матеріали, обладнання та методика дослідження			Літ.	Арк.	Аркуші
Студент		Петров Ю.О.								
Керівник		Лабарткава А.В.								
Консультант		.						НУК ім. адмірала Макарова		
Н. Контр										
Зав. каф.		Драган С.В.								

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Застосовувані матеріали

Для отримання дослідних зразків застосовувався зварювальний дріт ОК Autrod 308LSi ESAB, хімічний склад та механічні характеристики дроту за стандартом EN ISO 14343-2017 наведені у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Характеристики дроту 308LSi згідно EN ISO 14343-2017

Хімічний склад у %						
C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
≥ 0.03	1.50-2.10	0.65-1.00	19,5-21,0	9.0-11.0	≥ 0.030	≥ 0.020
Механічні властивості наплавленого металу						
Межа текучості, σ_T		Межа міцності, σ_B		Відносне подовження, δ		
400 МПа		570 МПа		36%		

Матеріал даного хімічного складу відноситься до нержавіючої сталі аустенітного класу. Феритне число дроту – FN8, що вказує на вміст феритної фази в наплавленому металі, який знаходиться у межах 3-8% (~4,5%).

Методами плазмової та плазма-МІГ наплавлення були отримані одиночні та багатошарові валики на пластині товщиною 10 мм із сталі 12X18H10T.

2.2 Застосовуване обладнання для наплавлення

Устаткування для плазмового наплавлення. Плазмове наплавлення відбувалося в камері із захисною атмосферою зварювальним апаратом EWM Tetrix 400 Plasma за наступним технологічним режимом: середній струм наплавлення $I = 195$ А, напруга дуги $U = 22$ В; швидкість подачі дроту $V_{\text{дрот}} = 3,5$ м/хв; швидкість наплавлення $V_{\text{нап}} = 20$ м/год; об'єм аргону, що подається в плазмоутворююче сопло $Q_{\text{пл}} = 3$ л/хв; відстань від зразка до перерізу сопла зварювального пальника $h = 10$ мм, діаметр плазмоутворюючого сопла 6 мм.

					КР.131.6121М.08.04.02.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		26

Обладнання для плазмового наплавлення електродом, що плавиться.

Плазмове наплавлення електродом, що плавиться, здійснювалося плазмотроном для Плазма-МІГ зварювання, який підключався до джерела живлення КЕДР-400. Для плазмової дуги використовували джерело живлення для ТІГ зварювання Кедр Arc-319. Наплавлення здійснювалося за наступним технологічним режимом: струм плазмової дуги $I_d = 120$ А, струм дуги електрода, що плавиться $I_e = 210$ А; напруга дуги $U = 23-24$ В; швидкість подачі дроту $V_{\text{дрот}} = 6,6$ м/хв; швидкість переміщення пальника $V_{\text{п}} = 90$ см/хв; об'єм газу, що подається в зварювальний пальник – аргон $Q_{\text{зах}} = 7,5$ л/хв; об'єм аргону, що подається в плазмоутворююче сопло $Q_{\text{пл}} = 2,5$ л/хв. Плазмоутворюючим та захисним газом був аргон першого сорту за ГОСТ 10157-2016.

2.3 Методика дослідження

Металографічний аналіз багат шарового наплавлення

Для вивчення макро- та мікроструктури і механічних характеристик наплавленого металу були отримані заготовки у вигляді плоскої стінки. Дослідження структури проводилися на шліфах, вирізаних у поперечному та поздовжньому напрямку наплавлених зразків.

Шліфування проводили вздовж зразка на універсально-заточному верстаті моделі 3Е642. Шліфування зразків проводили периферією шліфувального круга на наступних режимах: частота обертання шпинделя не перевищувала 6400 об/хв, швидкість поздовжнього переміщення стола становила 1...3 м/хв, глибина врізання шліфувального круга у зразок за один прохід складала 0,02 мм. Шліфувальний круг використовували з умовним позначенням І 150х20х32 25А 10-ІІ С2 7 КІА 35 м/с А І кл. ГОСТ 2424-83. Подальше доведення шліфів виконували на верстаті марки Р-2G з послідовним використанням електрокорундових шкуроч № № 32, 16 і 8, водостійких шкуроч "КЗ" № № 4 і 5 та шкуроч мікронної зернистості М40, М20. На папері кожного номера зразок шліфувався тільки у одному напрямку. При зміні абразивного матеріалу зразки промивалися у струмені води. Після закінчення шліфування

					КР.131.6121М.08.04.02.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		27

зразки промивалися у 96% етиловому спирті і висушувались. Швидкість шліфування регулювали шляхом зміни положення зразка на колі при незмінному числі обертів диска. Отримана у результаті механічної шліфовки шорсткість поверхні шліфа становила приблизно 0,63 ... 0,50 мкм.

Полірування мікрошліфів виконували механічним способом на верстаті з горизонтальним диском, обтягнутим приладовим сукном. Частота обертання диска діаметром 200 мм не перевищувала 1200 об/хв. Після закінчення полірування зразки промивалися у спирті і висушувались.

Для виявлення макро- та мікроструктури на шліфах застосовувався реактив Васильєва (соляна кислота 500 мл, сірчана кислота 250 мл, мідний купорос (100 г, вода 500 мл). Знімки мікроструктур отримували за допомогою цифрової камери *Delta Optical HDCE-20C*, що укомплектована програмним забезпеченням для обробки зображень *Scope Image 9.0*, на оптичному металографічному мікроскопі ММУ-3. Розмірна лінійка на знімках встановлювалася за допомогою об'єкт мікрометра ГОСТ 7513-55, який знімався на тому ж збільшенні, що й відповідна мікроструктура.

Кількісний аналіз міждендритної відстані наплавлених зразків

Кількісний аналіз міждендритної відстані наплавлених зразків проводився у програмі ВідеоТест Розмір, призначеної для роботи із зображеннями, а також серіями зображень у складі одного документа. Програма забезпечує широкі можливості для проведення вимірювань, редагування та перетворення зображень, а також для проведення аналізу структури металів під мікроскопом для контролю якості та оцінки відповідності вимогам стандартів.

Для вимірювання міждендритної відстані використовувалися пошиті фотографії поперечного перерізу наплавлених зразків. Були використані 3 фотографії, на двох фотографіях по 2 шари, на одній – один наплавлений шар.

Кожен наплавлений шар був розділений на 5 рівних по висоті ділянок від основи до верхньої частини шару. На кожній ділянці було проведено 10 вимірів.

					КР.131.6121М.08.04.02.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		28

Таким чином отримано 250 вимірювань міждендритної відстані на зразку. Графіки будувалися за середніми значеннями ділянок.

Таким чином, в даному розділі розглянуто матеріали та обладнання, що використовується для плазмового наплавлення аустенітних сталей, а також методики їх досліджень.

					<i>КР.131.6121М.08.04.02.ПЗ</i>	Арк.
						29
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

					КР.131.6121М.08.04.03.ПЗ		
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата			
Студент	Петров Ю.О.				Дослідження впливу термічного циклу наплавлення на процес кристалізації	Літ.	Арк.
Керівник	Лабарткава А.В.						
Консультант	.					НУК ім. адмірала Макарова	
Н. Контр							
Зав. каф.	Драган С.В.						

РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ НАПЛАВЛЕННЯ НА ПРОЦЕС КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Керувати термічними циклами при адитивному пошаровому наплавленні можливо змінюючи параметри режиму процесу, але це спричинить зміну форми і розмірів наплавлюваних шарів. За умови заданої товщини стінки з мінімальним припуском на механічну обробку для стабільного формування шарів варіювати параметрами в межах одного методу наплавлення практично не вдається. Більшою мірою параметри термічних циклів залежать від теплової потужності, що вводиться, її питомої щільності і характеру розподілу теплоти, які визначаються способом наплавлення. Тому з метою дослідження впливу термічного циклу наплавлення на процес кристалізації та формування структури сталей аустенітного класу були розглянуті два види плазмового наплавлення: плазмова та плазма-МІГ, що мають різний рівень та характер тепловкладання.

3.1 Вплив термічного циклу при одношаровому наплавленні

Методами плазмової та плазма-МІГ наплавлення були отримані одиночні валики на пластині товщиною 10 мм із сталі 12X18H10T. Як присадний матеріал використовувався дріт ОК Autrod 308LSi ESAB. Параметри режиму наплавлення вибиралися з умов стабільного формування валика однакової форми за однакової швидкості.

На отриманих зразках було проведено: аналіз хімічного складу наплавленого металу рентгенофлуоресцентним методом та металографічні дослідження. Результати визначення хімічного складу наплавленого металу наведено в таблиці 3.1. Згідно з ГОСТом 5632-14 «Леговані нержавіючі сталі та сплави корозійностійкі, жаростійкі та жароміцні» наплавлений метал відповідає корозійностійкій сталі аустенітного класу 04X10H10.

					КР.131.6121М.08.04.03.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		31

Таблиця 3.1 – Хімічний склад наплавлених зразків

Вид наплавлення	Концентрація елементів атом. %							
	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Fe
Плазмова	0.016 ± 0.0011	20.15 ± 0.202	10.04 ± 0.127	0.780 ± 0.004	1.889 ± 0.020	0.022 ± 0.00082	0.015 ± 0.00087	основа
Плазмова-МІГ	0.012 ± 0.00082	19.62 ± 0.122	9.511 ± 0.061	0.653 ± 0.024	1.873 ± 0.019	0.024 ± 0.00071	0.017 ± 0.00082	основа
ГОСТ 5632- 14	≤ 0.04	17-19	9-11	≤ 0.80	≤ 2.0	≤ 0.03	≤ 0.02	основа

Проведений макро- та мікроструктурний металографічний аналіз зразків, вирізаних з поперечного перерізу наплавлених одиночних валиків, показав, що практично по всій висоті валика формуються стовпчасті кристаліти комірково-дендритної будови та їх розмір поступово зменшується від кореневої частини до верхньої. У верхній частині утворюються дрібні рівноосні кристаліти комірчастої будови (рисунок 3.1, 3.2). Така зміна структури по висоті валика свідчить про різну швидкість зростання кристалітів при яскраво вираженої спрямованої кристалізації. Крім того, виявлено прояв ферито-аустенітного (FA) та аустенітно-феритного (AF) механізму кристалізації в різних частках.

Дослідження одноваликових зразків, отриманих плазмовою наплавкою, показали, що кристалізація металу проходить по механізму FA з різним видом морфології фериту. У нижній частині валика має місце пластинчаста (мереживна) морфологія фериту, у середній та верхній частинах присутні і пластинчаста, і скелетна морфологія (рисунок 3.1).

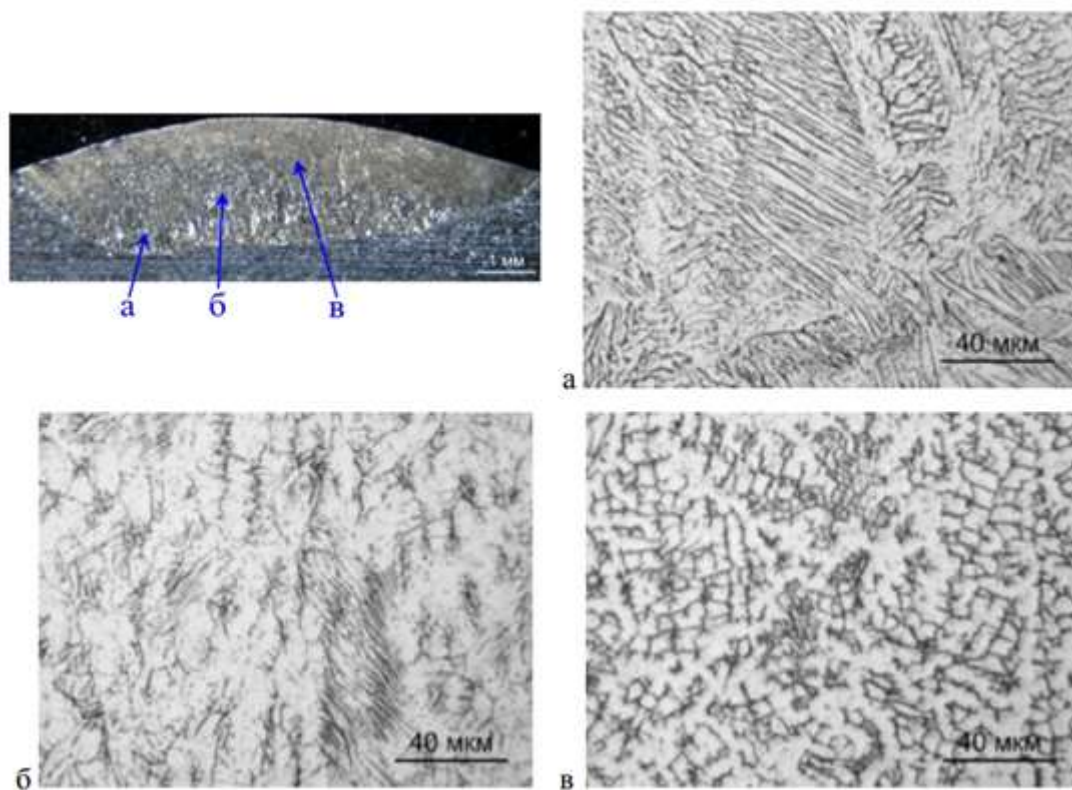


Рисунок 3.1 – Макро- та мікроструктура одноваликового зразка, отриманого плазмовою наплавкою

При плазма-МІГ наплавленні у верхній частині валика механізм кристалізації FA з різними морфологіями фериту, а нижня та середня частини валика кристалізуються як за FA механізму, морфологія фериту в основному скелетна, так і AF механізму. Ділянки з механізмом AF кристалізації з'являються приблизно на 1/3 від глибини проплавлення, але не більше ніж на 10% полів зору (рисунок 3.2).

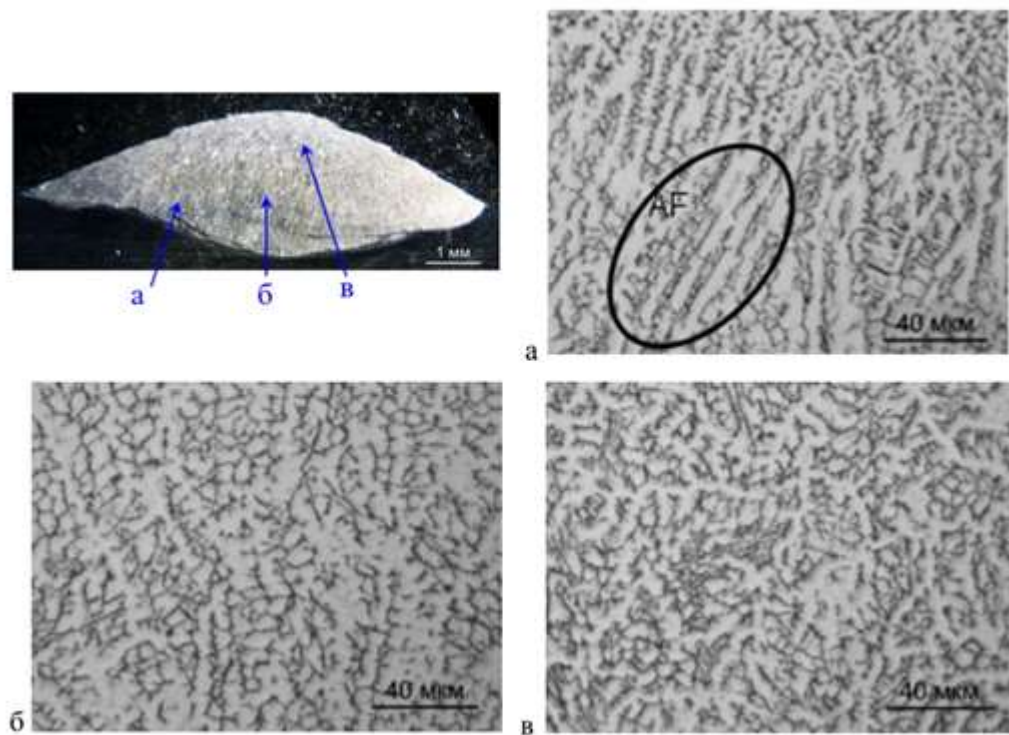


Рисунок 3.2 – Макро- та мікроструктура одноваликового зразка, отриманого плазовим наплавленням електродом, що плавиться

3.2 Розрахунковий аналіз температурно-часових параметрів при плазовій та плазма-МІГ наплавленні

Для порівняльного аналізу температурно-часових параметрів при одношаровій плазовій та плазма-МІГ наплавці були проведені розрахункові дослідження за допомогою теплових моделей, отриманих на основі диференціального рівняння теплопровідності в рухомій системі координат з нерухомим джерелом тепла:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + V \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{1}{c\rho} \cdot F(x', y', z', t),$$

де $F(x', y', z', t)$ – функція джерела тепла; x', y', z' – координати джерела тепла.

Одним із методів вирішення задач теплопровідності є метод джерел (метод функцій Гріна), що дозволяє отримувати аналітичні рішення в залежності від

різних крайових задач та характеру зварювального джерела енергії. Інтегральне рішення задачі теплопровідності даним методом має вигляд:

$$T(x, y, z, \tau) = \int_{\tau} \int_z \int_y \int_x G(x, x', y, y', z, z', \tau) \cdot F(x', y', z', \tau) \partial x' \partial y' \partial z' \partial \tau,$$

де – $G(x, x', y, y', z, z', \tau)$ стандартизована функція Гріна, $F(x', y', z', \tau)$ – функція джерела тепла, x', y', z' – координати джерела тепла.

Функція Гріна допускає неповний поділ змінних (вона поділяється за просторовими змінними x, y, z , але не поділяється за часом τ), тобто може бути представлена у вигляді добутку одновимірних функцій Гріна, що підбираються виходячи з крайових умов:

$$G(x, x', y, y', z, z', \tau) = G_x(x, x', \tau) G_y(y, y', \tau) G_z(z, z', \tau),$$

При цьому для визначення функції Гріна найчастіше застосовують миттєве точкове джерело, яке описується за допомогою функції Дірака $\delta(x)$.

Для оцінки характеру розподілу температурних полів при плазмовій та плазма-МІГ наплавці виберемо такі крайові умови:

1) розрахункову схему – нескінченна пластина завтовшки δ :

$$-\infty < x < \infty; \quad -\infty < y < \infty; \quad 0 < z < \delta$$

2) граничні умови змішаного типу:

- на поверхнях $z = 0$ і $z = \delta$ граничні умови другого роду дорівнюють 0:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=0} = \left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=\delta} = 0$$

- по x і y граничні умови першого роду дорівнюють 0;

3) Температура у початковий час дорівнює 0.

При виборі видів джерел тепла враховувалися особливості передачі тепловкладання у вироби при плазмовій та плазма-МІГ наплавці (рисунок 3.3)

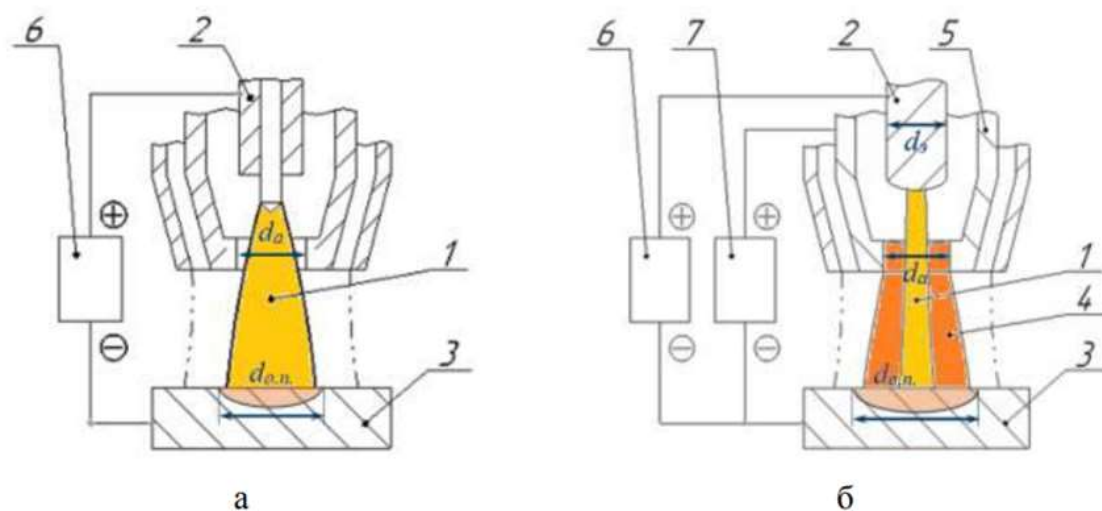


Рисунок 3.3 – Схеми роботи плазмотрона в однодуговому (а) та дводуговому (б) режимах; 1 - плазмова дуга, що горить з сопла (кільцевого анода) на виріб, 2 - електрод-анод, 3 - виріб, 4 - плазмова дуга, що горить з електрода-анода на виріб, 5 - плазмоутворююче сопло (кільцевий анод), 6- живлення дуги сопло-виріб, 7 - джерело живлення електрод-виріб

При плазмовій наплавці (рисунок 3.3 а), коли дуга 1 горить між мідним водоохолоджуваним анодом 2 і виробом 3, розмір зони нагріву (діаметр анодної плями $d_{a.n.}$) визначається діаметром кільцевого електрода (d_a) і висотою розташування плазмотрона над виробом, впливу збільшення плями нагріву на виробі ($d_{a.n.} = d_a + b$). Виходячи з цього, джерело тепла для плазмового наплавлення можна представити як плоский нормально-круговий в нескінченній пластині.

Математичний опис функції джерела тепла у разі має такий вид:

$$F_{pl}(r, z, \tau) = \frac{g_{pl} \eta_{pl}}{c\rho} E(r') \delta(z') E(\tau)$$

$$E(r') = \begin{cases} 1 & \text{при } 0 \leq r' \leq R \\ 0 & \text{при } R < r' < \infty \end{cases}; \quad E(\tau) = \begin{cases} 1 & \text{при } t_0 \leq \tau \leq t \\ 0 & \text{при } \tau > t \end{cases}; \quad t_0 = \frac{1}{4aK}; \quad K = \frac{12}{d_a^2},$$

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

КР.131.6121М.08.04.03.ПЗ

Арк.

36

де g_{pl} – потужність джерела тепла; η_{pl} – коефіцієнт корисної дії; – координати джерела тепла, $r' = \sqrt{x'^2 + y'^2}$; R – радіус джерела тепла $R = \frac{1}{2} d_{a.п.}$; $E(r')$ та $E(\tau)$ – поодинокі функції. Для імітації впливу нормально-кругового джерела розраховується час фіктивного дії джерела t_0 через коефіцієнт зосередження K для заданого діаметра кільцевого анода d_a .

При плазмовій наплавці електродом, що плавиться (рисунок 3.3, б) тепловкладання у виробі створюється дією двох джерел: першого – плазмовою дугою 1, що горить між електродом і виробом, що плавиться, другого – плазмовою дугою 4, що горить між мідним водоохолоджуваним анодом і виробом. Тому при моделюванні теплових процесів для даного способу наплавлення температурне поле можна представити як суперпозицію температурних полів від дії 2-х джерел тепла з урахуванням часток їх тепловкладень: об'ємного та плоского нормально-кругових джерел, що діють на поверхні нескінченної пластини.

Математичний опис функції джерела тепла у разі має такий вид:

$$F_{pm}(r, z, \tau) = \frac{1}{c\rho} \left[g_{mig} \eta_{mig} \delta(r') \delta(z') E(\tau) + g_{pl} \eta_{pl} E(r') \delta(z') E(\tau) \right]$$

$$E(r') = \begin{cases} 1 & \text{при } 0 \leq r' \leq R \\ 0 & \text{при } R < r' < \infty \end{cases}; \quad E(\tau) = \begin{cases} 1 & \text{при } t_0 \leq \tau \leq t \\ 0 & \text{при } \tau > t \end{cases}; \quad t_0 = \frac{1}{4aK}; \quad K = \frac{12}{d^2},$$

де g_{mig} та g_{pl} – потужності джерел тепла; η_{mig} та η_{pl} – коефіцієнт корисного дії; z', r' – координати джерел тепла, $r' = \sqrt{x'^2 + y'^2}$; R – радіус джерела тепла $R = d_{a.n.}$; $E(r')$ та $E(\tau)$ – поодинокі функції. Час дії для першого фіктивного джерела t_0 визначається з урахуванням діаметра електрода, що плавиться d_e для другого – з урахуванням діаметра кільцевого анода d_a .

Використовуючи методику побудови теплових моделей за допомогою функцій Гріна та провівши перетворення, були отримані наступні рівняння для вирішення теплової задачі:

- для плазмового наплавлення:

$$T_{pl}(x, y, z, t) = \frac{g_{pl} \eta_{pl}}{16c\rho b^2\sqrt{a\pi}} \int_0^t \frac{1}{\sqrt{\tau + t_0}} \left[\operatorname{erf} \left(\frac{x + b + V\tau}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) - \operatorname{erf} \left(\frac{x - b + V\tau}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) \right] \cdot \left[\operatorname{erf} \left(\frac{y + b}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) - \operatorname{erf} \left(\frac{y - b}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) \right] \cdot \sum_{-\infty}^{\infty} \exp \left[-\frac{(z + 2n\delta)^2}{4a\tau} \right] d\tau,$$

- для наплавлення плазма-МІГ:

$$T_{pm}(x, y, z, t) = T_{mig}(x, y, z, t) + T_{pl}(x, y, z, t),$$

$$T_{mig}(x, y, z, t) = \frac{g_{mig} \eta_{mig}}{c\rho\sqrt{4a\pi}^3} \cdot \int_0^t \frac{1}{\sqrt{\tau + t_0}^3} \cdot \exp \left[-\frac{(x + V\tau)^2 + y^2}{4a(\tau + t_0)} \right] \cdot \sum_{-\infty}^{\infty} \exp \left[-\frac{(z + 2n\delta)^2}{4a\tau} \right] d\tau,$$

де V – швидкість зварювання, c – питома теплоємність, ρ – густина металу, δ – товщина пластини, a – коефіцієнт поверхневої тепловіддачі.

Дані моделі дозволяють оцінити розподіл температур, термічні цикли, криві охолодження та швидкості охолодження при впливі на нескінченну пластину джерел тепла потужністю еквівалентній потужності при плазмовому та плазма-МІГ наплавленні. Потужність джерел тепла, що імітують плазмову та плазма-МІГ наплавку і швидкість переміщення, визначали з режимів наплавлення. Під час проведення розрахунків використовувався прикладний програмний пакет Mathcad Prime.

На рисунку 3.4 представлено розподіл температур у поперечному перерізі (площина YOZ) за впливом джерел тепла. При одній формі проплавлення в результаті дії плазмового джерела тепла в металі утворюється більш концентроване температурне поле, порівняно з впливом джерела тепла при плазма-МІГ процесі (рисунок 3.4 а, б).

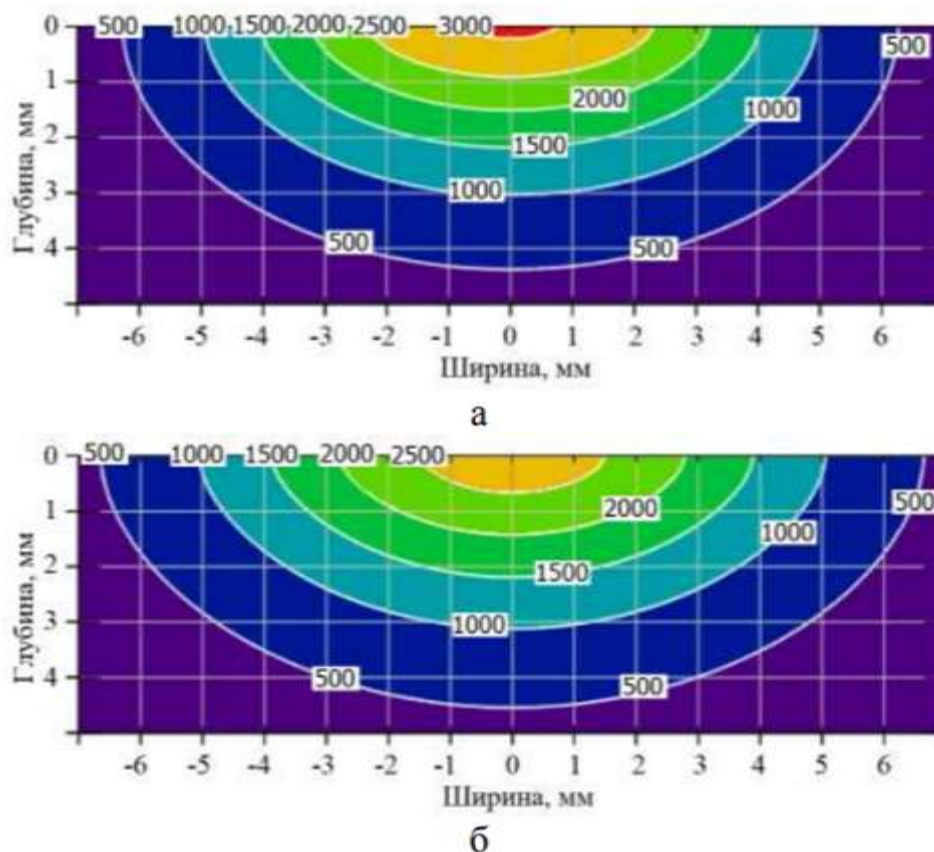


Рисунок 3.4 – Результати розрахунку розподілу температур у поперченому перерізі: *а* – плазмове наплавлення, *б* – плазма-МІГ наплавлення

Для кількісного порівняння температурно-часових параметрів при плазмовому та плазмо-дуговому нагріванні було здійснено розрахунок термічних циклів за шириною та глибиною зварювальної ванни (рисунок 3.5) та розрахунок швидкостей охолодження рідкого металу в інтервалі температур T_{max} (максимальна температура нагрівання) – TL (температура кристалізації). Зміни швидкостей охолодження по ширині та глибині зварювальної ванни, а також діапазони швидкостей охолодження рідкого металу при плазмовій та плазма-МІГ напавленні представлені на рисунку 3.6. Зміни діапазонів швидкостей охолодження в інтервалі температур $T_{max} - TL$ представлені за шириною та глибиною зварювальної ванни в умовних координатах Ky та Kz : $Ky = y/b$, $Kz = z/h$, де y , z – координати ширини та глибини відповідно, b – максимальна напівширина зварювальної ванни, h – максимальна глибина зварювальної ванни.

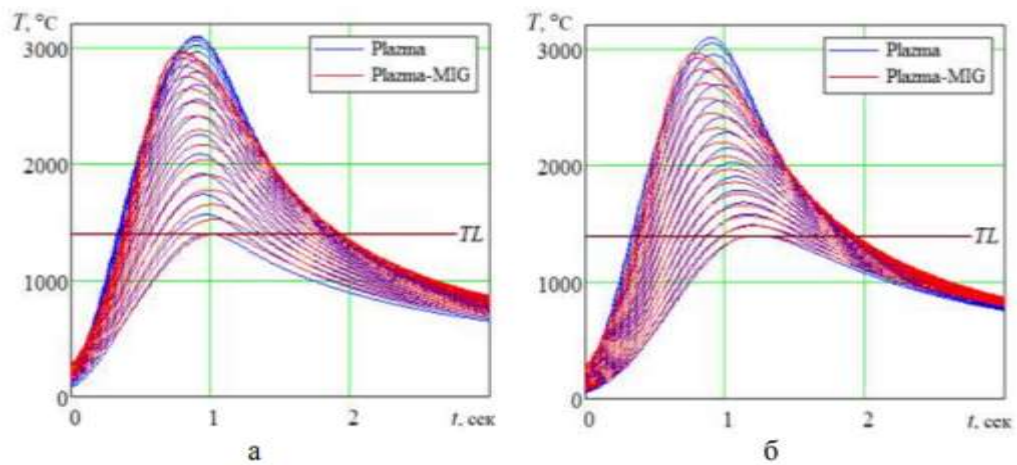


Рисунок 3.5 – Результати розрахунку термічних циклів за шириною (а) та глибиною (б) зони проплавлення

Аналіз отриманих результатів показав, що при одній і тій же формі проплавлення спостерігаються відмінності за максимальними температурами нагріву та характером термічних циклів, при цьому час перебування металу в рідкому стані та час охолодження з максимальної температури до температури кристалізації (TL) відрізняються незначно (рис. 3.5 а, б).

За об'ємом зварювальної ванни швидкості охолодження до TL змінюються у широкому діапазоні: від нуля на периферії до максимальних значень у центральній частині. При плазмовому наплавленні максимальна швидкість охолодження ($V_{охл}$) не перевищує 1700 °C/сек, а при наплавленні плазма-МІГ – 1350 °C/сек (рисунок 3.6 а). Для кожного виду наплавлення це свій певний діапазон швидкостей охолодження, при цьому діапазон швидкостей охолодження при плазмовому наплавленні ширше, ніж при наплавленні плазма-МІГ (рисунок 3.6 б, в).

Таким чином, проведені розрахунки підтвердили, що при плазмовому наплавленні процес кристалізації відбувається при більш високих швидкостях охолодження, ніж при наплавленні плазма-МІГ.

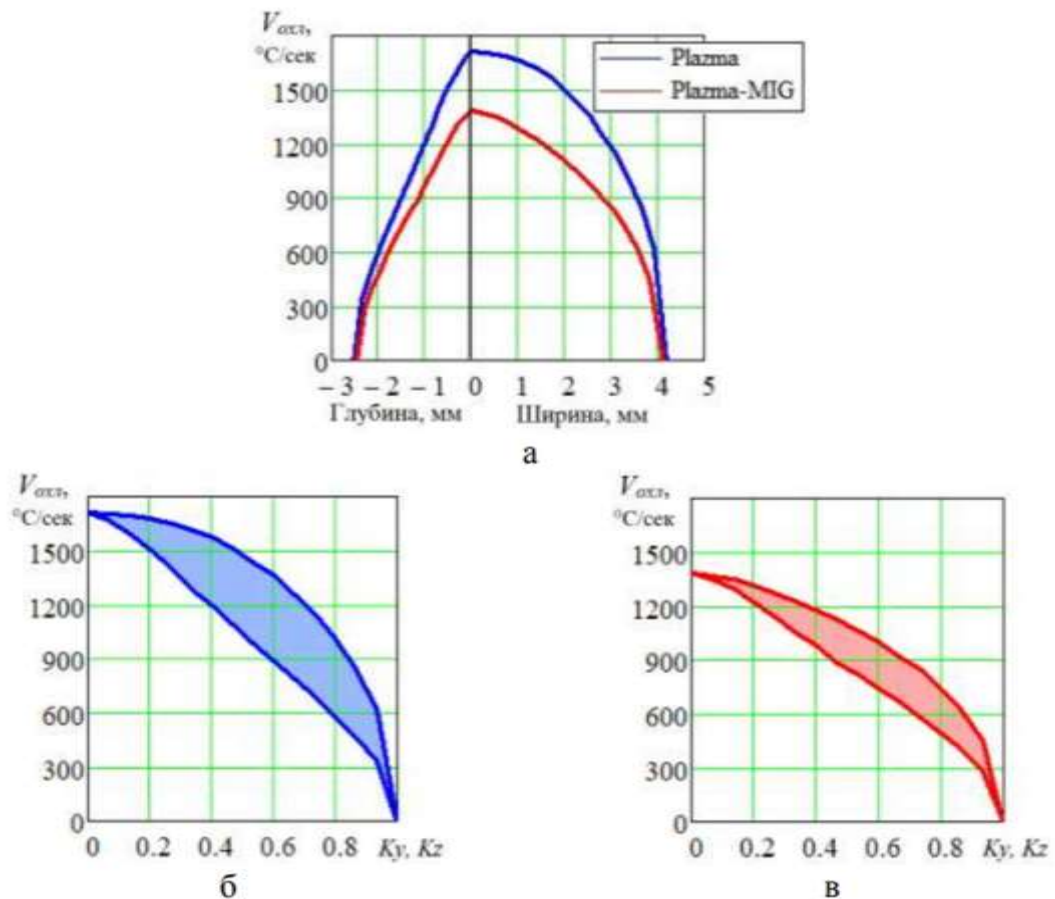


Рисунок 3.6 – Результати розрахунку швидкості охолодження рідкого металу до TL :

а – зміни швидкостей охолодження по ширині та глибині зварювальної ванни, діапазони швидкостей охолодження для плазмового наплавлення (б) та плазма-МІГ (в)

Враховуючи, що швидкості охолодження в рідкій ванні змінюються за її об'ємом, встановити кількісний критерій для зміни схем кристалізації за швидкістю охолодження досить складно, і може виявитися некоректно. Виходячи з цього, було прийнято рішення визначити градієнт температур у площині YOZ та порівняти його з ізотермою фронту кристалізації та структурою металу у поперечному перерізі. Градієнт температур визначався за такою формулою:

$$GT(x, y, z) = \sqrt{\left(\frac{dT}{dx}\right)^2 + \left(\frac{dT}{dy}\right)^2 + \left(\frac{dT}{dz}\right)^2},$$

Тобто градієнт температур залежить від всієї теплової картини металу, що наплавляється. На рисунку 3.7 представлені карти розподілу градієнта температур спільно з ізотермічними лініями розподілу температур (синій колір) у площині YOZ для плазма-МІГ наплавлення (а) та плазмового наплавлення (б). Карти показують, як змінюється градієнт температур у всьому об'ємі зварювальної ванни.

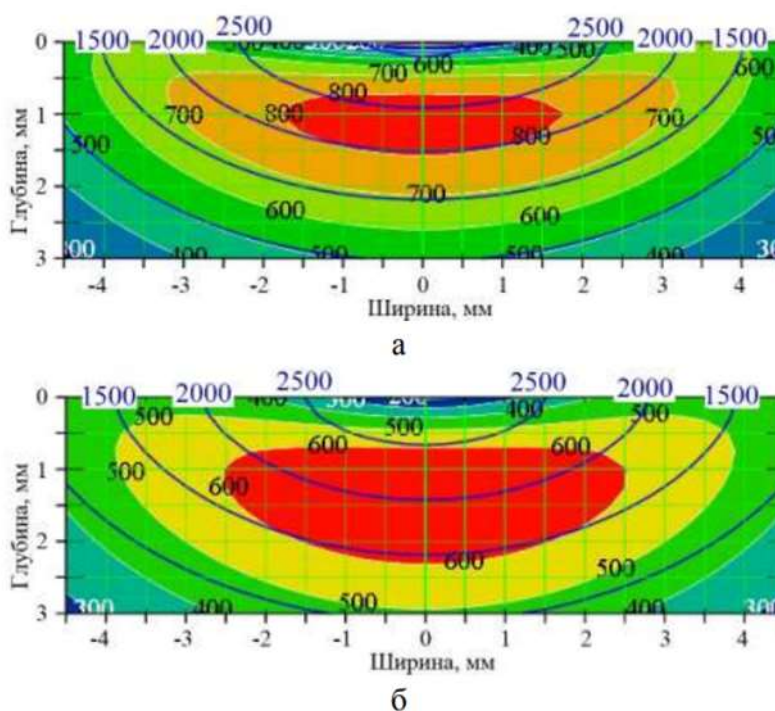


Рисунок 3.7 – Карти розподілу градієнта температур та ізотерми розподілу температур (сині лінії) у поперечному перерізі при плазмовому наплавленні (а) та плазма-МІГ наплавленні (б)

Визначальний вплив на схему кристалізації надаватиме градієнт температур безпосередньо за ізотермою кристалізації. На рисунку 3.8 представлені геометричні розміри ізотерми кристалізації в поперечному перерізі та градієнт температур для плазмового наплавлення та плазма-МІГ наплавлення. Як показали розрахунки, градієнт температур по ізотермі кристалізації ($1400\text{ }^{\circ}\text{C}$) при плазма-МІГ наплавці змінюється в межах від 450 до $590\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мм}$, а при плазмовому наплавленні – від 560 до $630\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мм}$.

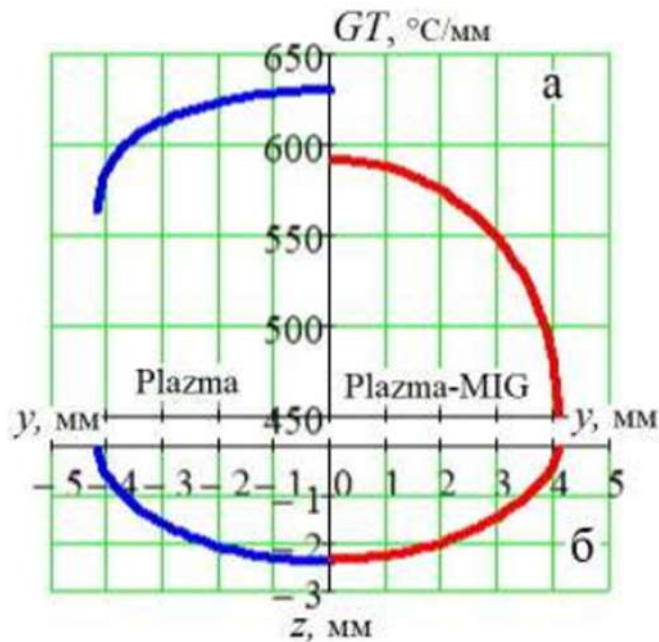


Рисунок 3.8 – Ізотерми кристалізації в поперечному перерізі (б) та градієнт температур (а) для плазмового наплавлення та плазма-МІГ

Раніше було встановлено, що при плазмовому напавленні весь метал кристалізувався за FA механізмом, а при напавленні плазма-МІГ в нижній і середній частині шару кристалізується як FA, так і за AF механізмом. Відповідно, можна зробити висновок, що якщо градієнт температур по фронту кристалізації становить більше 550 °C/мм, то кристалізація напавленого металу проходитиме по FA механізму. При градієнті температур по фронту кристалізації менше 550°C/мм частина металу почне кристалізуватися за AF механізмом, і чим нижче буде градієнт температур, тим більший об'єм металу кристалізуватиметься за цим механізмом.

3.3 Вплив термічного циклу при багат шаровому напавленні

Дослідження впливу термічного циклу при багат шаровій напавці показали, що при багат шаровій плазмовій та плазма-МІГ напавці утворюється макроструктура характерна для спрямованої транскристалізації металу, коли зерна стовпчастої форми проростають через кілька напавлених шарів, в протилежному напрямку до максимального тепловідведення. При даній

кристалізації в процесі охолодження рідкого металу наплавленого шару центрами кристалізації стають оплавлені зерна попереднього шару, і подальше зростання зерен відбувається зі збереженням кристалографічної орієнтації. В результаті утворюються довгі стовпчасті зерна, що проростають через наплавлені шари. При плазмовому наплавленні в макроструктурі практично не видно зони сплавлення між шарами, що наплавляються, стовпчасті кристаліти мають більшу ширину і меншу довжину (рисунок 3.9 *а*), ніж при наплавленні плазма-МІГ процесом. На зразках, отриманих плазма-МІГ наплавкою добре видно межі між шарами, стовпчасті кристаліти вузької та витягнутої форми (рисунок 3.9 *б*). Така відмінність у макроструктурі пов'язана з більш високою швидкістю охолодження в процесі кристалізації при плазмовому наплавленні, ніж при наплавленні плазма-МІГ процесом.

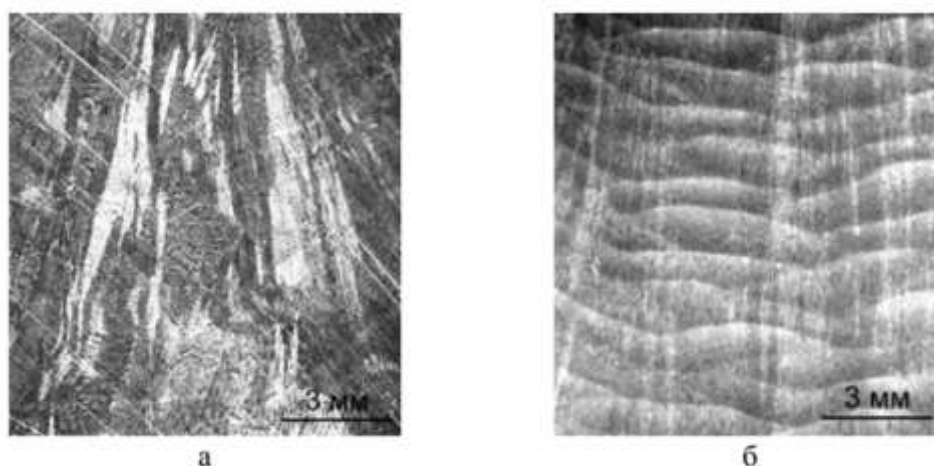


Рисунок 3.9 – Макроструктура наплавленого металу в поперечному перерізі:
а - плазмове наплавлення, *б* - наплавлення плазма-МІГ

На рисунках 3.10 та 3.11 представлена мікроструктура наплавленого металу в поперечному перерізі, отриманого плазмовою та плазма-МІГ наплавленням, відповідно. В обох випадках наплавлення мікроструктура має дендритну будову з утворенням δ -фериту в міждендритному просторі, характерну для наплавленого металу сталі аустенітного класу. На панорамних знімках (рис. 3.10 *а* та 3.11 *а*) видно стовпчасту форму дендритів, зони сплавлення між шарами та проростання дендритів крізь зони сплавлення. По глибині шарів спостерігається незначна зміна дисперсності мікроструктури. При наплавленні плазма-МІГ практично між усіма

шарами в зонах сплавлення спостерігається збіг напрямку зростання стовпчастих дендритів нижнього шару з верхнім (рисунк 3.11). При плазмовому наплавленні подібна тенденція зростання кристалітів спостерігається не у всіх шарах, транскристалітне зростання відбувається в межах 2-3 шарів.

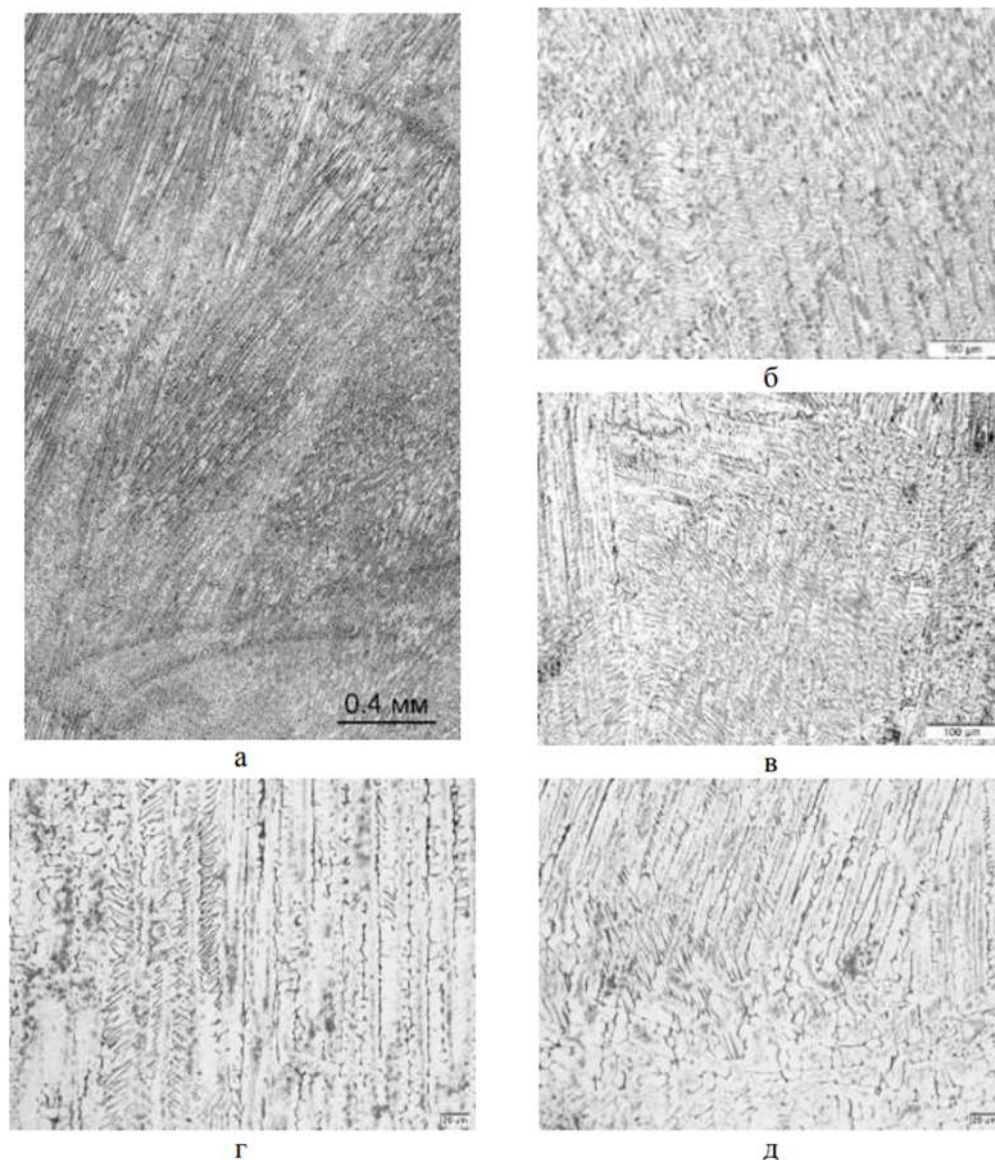


Рисунок 3.10 – Мікроструктури металу при плазмовому наплавленні:
а – панорамний знімок, $\times 50$; *б* – зона сплавлення, $\times 200$; *в, д* – зона
 сплавлення, $\times 500$

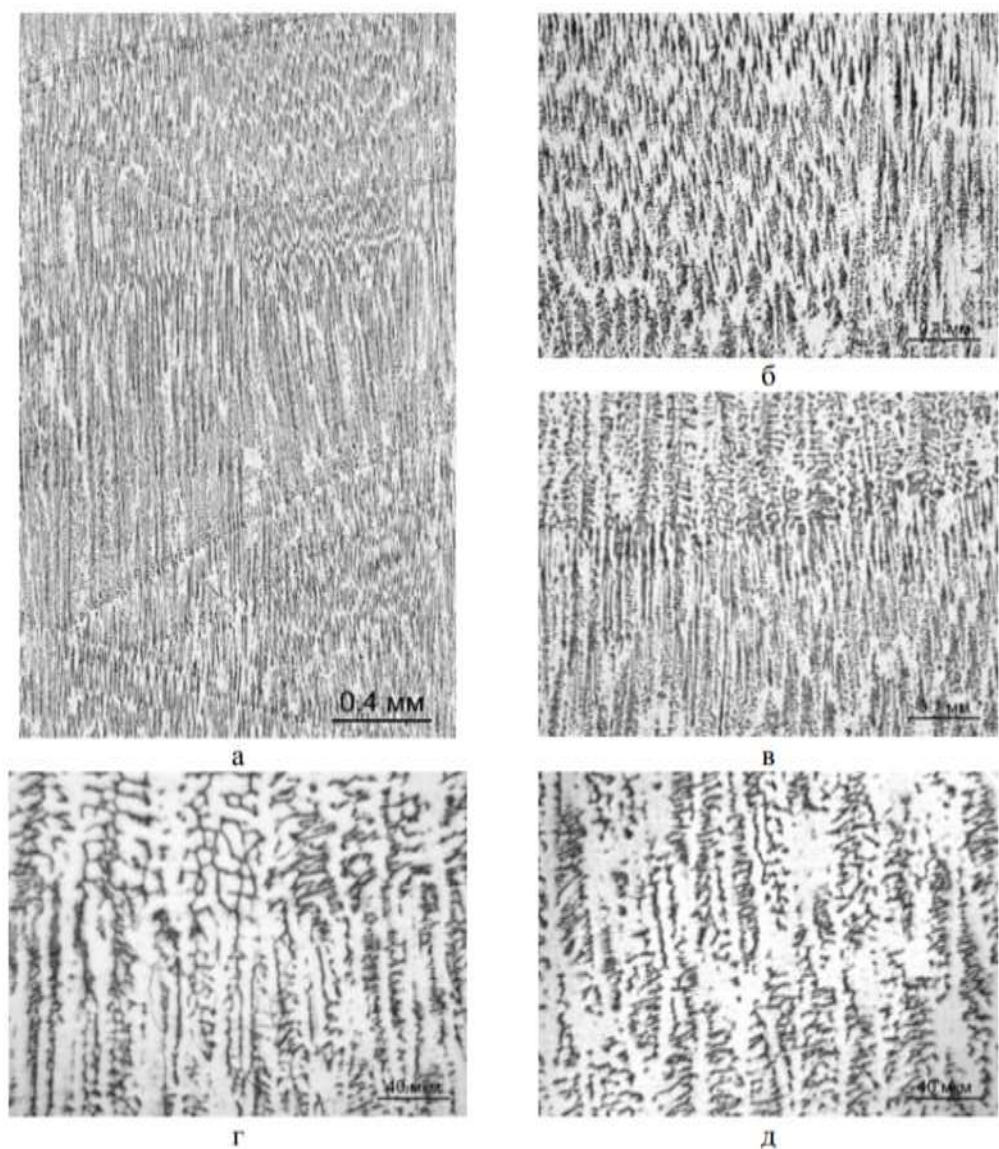


Рисунок 3.11 – Мікроструктури металу при напавленні плазма-МІГ:

а – панорамний знімок, $\times 50$; *б* – зона сплавлення, $\times 200$;

в, д – зона сплавлення, $\times 500$

Також варто відзначити, що при плазмовій напавці утворюється більш дрібнодисперсна мікроструктура з більш тонкими міждендритними виділеннями фериту (рисунок 3.10), ніж при напавленні плазма-МІГ процесом. Це можна пояснити проявом різного механізму кристалізації напавленого металу.

3.4 Кількісний аналіз розмірностей мікроструктури наплавлених зразків

Виходячи з того, що в експериментальних зразках формується дендритна мікроструктура, аналіз зміни її розмірів проводився за виміром міждендритної відстані: відстань між осями дендритів першого порядку. Вимірювання проводилося у програмі ВідеоТест Розмір на п'яти наплавлених шарах з використанням зшитих фотографій поперечного перерізу наплавлених зразків. На Рисунку 3.12 видно, що при плазма-МІГ наплавленні міждендритна відстань зменшується майже в 4 рази з 40 мкм у нижній частині шару до 11 мкм у верхній частині, при плазмовому наплавленні розмір міждендритних відстаней знаходиться в діапазоні від 27 до 19 мкм.

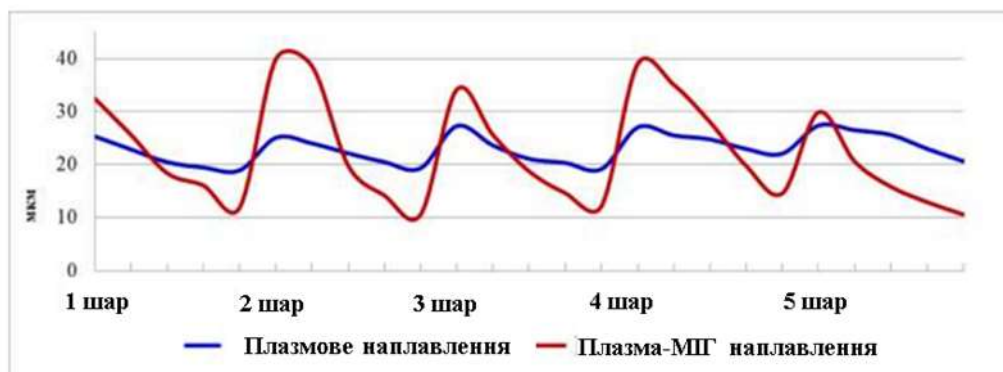


Рисунок 3.12 – Зміна розмірів міждендритної відстані по висоті шару

Таким чином, вимір міждендритної відстані в мікроструктурі зразків підтверджує зменшення розмірів дендритів при плазмовій наплавці і отримання більш однорідної мікроструктури за розмірністю.

Висновки до розділу 3

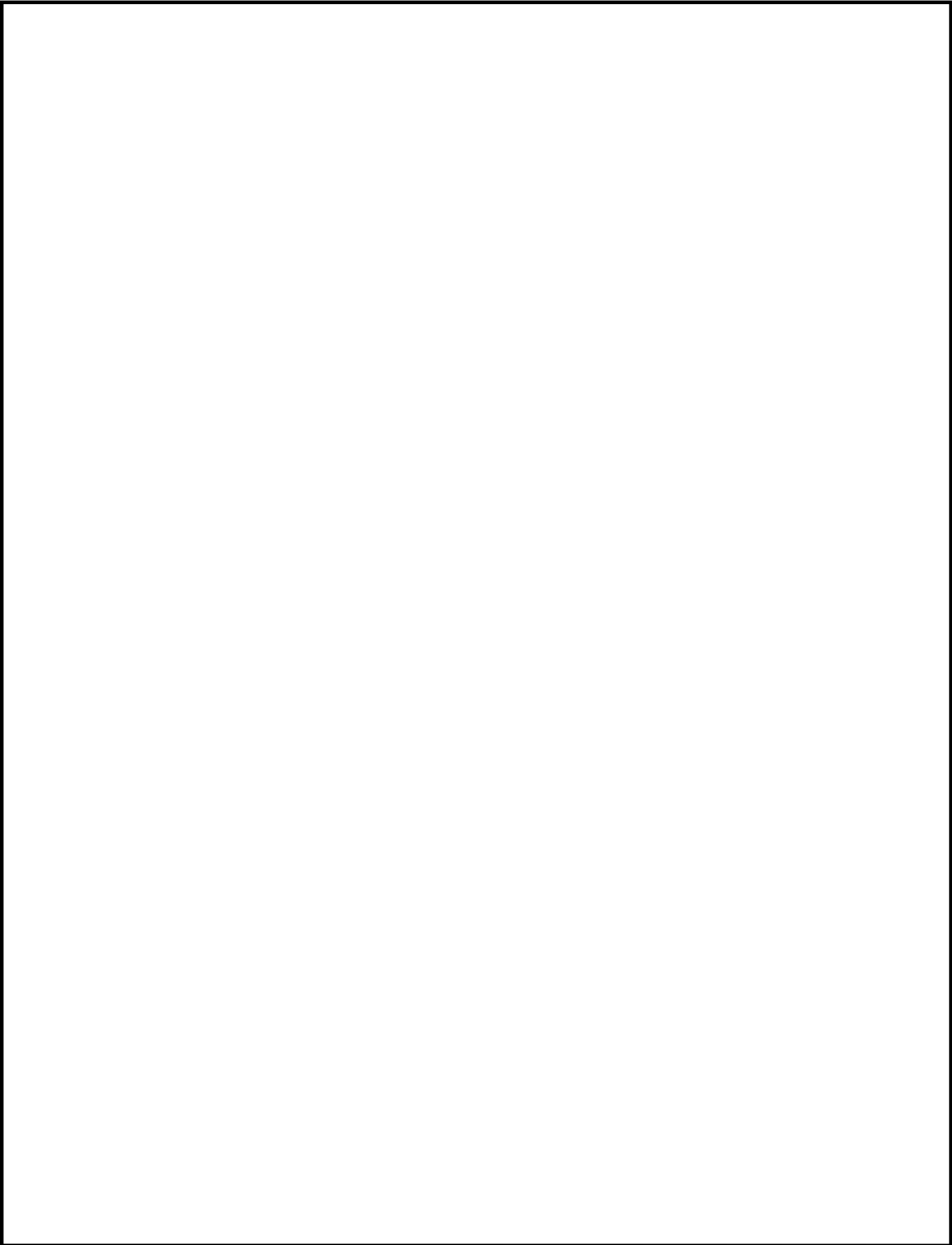
1. Запропоновано математичний опис джерел тепла для вирішення теплової задачі, що імітує плазмове наплавлення і плазмове наплавлення електродом, що плавиться. В результаті розрахунків встановлено, що за однакового часу перебування металу в рідкому стані при плазмовому нагріванні температурне поле більш концентроване і має вищий градієнт температур (до 800 °C/мм), порівняно з нагріванням плазма-МІГ. Максимальне значення швидкостей охолодження досягаються в центральній частині рідкої ванни і при плазмовому наплавленні перевищують 1700 °C/сек, а при наплавленні плазма-МІГ – 1350 °C/сек.

2. Для оцінки впливу термічного циклу на формуючу структуру запропоновано кількісний критерій – градієнт температур по фронту кристалізації. Розраховано, що при плазмовому наплавленні градієнт температур змінюється від 560 до 630 °C/мм, при наплавленні плазма-МІГ від 450 до 590°C/мм.

3. Встановлено вплив градієнта температур на механізм кристалізації: при градієнті температур понад 550 °C/мм кристалізація наплавленого металу проходить за FA механізмом; при градієнті менше 550 °C/мм частина металу почне кристалізуватися по AF механізму, чим нижче градієнт, тим більший обсяг металу кристалізується за цим механізмом.

4. Встановлено, що при багатошаровому наплавленні в обох випадках утворюється структура характерна для спрямованої транскристалізації металу, коли зерна стовпчастої форми проростають через кілька наплавлених шарів. Центрами кристалізації є оплавлені зерна попереднього шару, подальше зростання кристалітів відбувається у тому ж напрямі. Застосування більш концентрованого джерела тепла при пошаровій плазмовій наплавці сприяє зменшенню ступеня транскристалітного зростання зерен, підвищенню дисперсності мікроструктури та зменшенню неоднорідності розміру мікроструктури за висотою наплавлених шарів.

					КР.131.6121М.08.04.03.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		48



					КР.131.6121М.08.04.04.ПЗ							
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	Вплив пошарового холодного проковування на формування структури при плазмовому наплавленні електродом, що плавиться				Літ.	Арк.	Аркушів	
Розроб.		Петров Ю.О.										
Керівник		Лабарткава А.В.										
Консультант									НУК ім. адмірала Макарова			
Н. Контр												
Зав. каф.		Драган С.В.										

РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ПОШАРОВОГО ХОЛОДНОГО ПРОКОВУВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ ПЛАЗМОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ЕЛЕКТРОДОМ, ЩО ПЛАВИТЬСЯ

4.1 Дослідження макроструктури оброблювальних зразків

Вплив на матеріал підкладки методом холодного деформування є технологічним прийомом впливу на процеси кристалізації при зварюванні та наплавленні. Подібна обробка пластичними деформаціями відома та застосовується для зварних виробів з метою збільшення ресурсу експлуатації виробів. Застосування пошарового проковування при адитивному вирощуванні заготовки приводить до зниження технологічних напружень, зменшення розмірів зерна і, як наслідок, підвищення рівня механічних характеристик основного металу, зниження пористості та анізотропії металу.

Пошарове кування здійснювалося після наплавлення кожного окремого валика з використанням пневматичного молотка SA7401H AIRPRO. Кування проводилося за заздалегідь вибраним режимом: швидкість руху молота $V = 100$ мм/хв (лінійне число ударів $N/L = 28,2$ ударів/мм при стандартній частоті ударів молота $N = 2820$ ударів/хв); вістря долота – півсфера радіусом $R = 20$ мм; енергія удару $E = 19,74$ Дж. Зусилля притискання пневмомолота становило 300 Н, що створювалося пневматичним циліндром. Температура кування наплавлених шарів становила $T = 250 - 300$ °С.

Макроструктура зразків у поздовжньому та поперечному перерізах представлена на рисунку 4.1. При багатошаровій наплавці без пошарового проковування утворюється макроструктура характерна для спрямованої транскристалізації металу, коли зерна стовпчастої форми проростають через кілька наплавлених шарів, протилежному до напрямку максимальному тепловідводу. При даній кристалізації в процесі охолодження рідкого металу наплавленого шару центрами кристалізації стають оплавлені зерна попереднього шару і подальше зростання зерен відбувається зі збереженням кристалографічної

					<i>КР.131.6121М.08.04.04.ПЗ</i>	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		50

орієнтації. В результаті утворюються довгі стовпчасті зерна, що проростають через наплавлені шари. Крім цього, в макроструктурі металу, наплавленого без пошарового проковування, чітко видно межі між шарами з тонкою перехідною зоною (рисунк 4.1 *а, б*). У макроструктурі зразків, наплавлених з пошаровим проковуванням, відсутні характерні ознаки транскристалізації металу. У макроструктурі поперечного перерізу не скрізь спостерігаються дрібні стовпчасті зерна, що ростуть в межах одного шару, переважно структура рівноосна (рисунк 4.1 *в*). У поздовжньому перерізі всередині шарів структура рівноосна (рисунк 4.1 *г*). Границю між наплавленими шарами найбільш добре видно в поздовжньому перерізі.

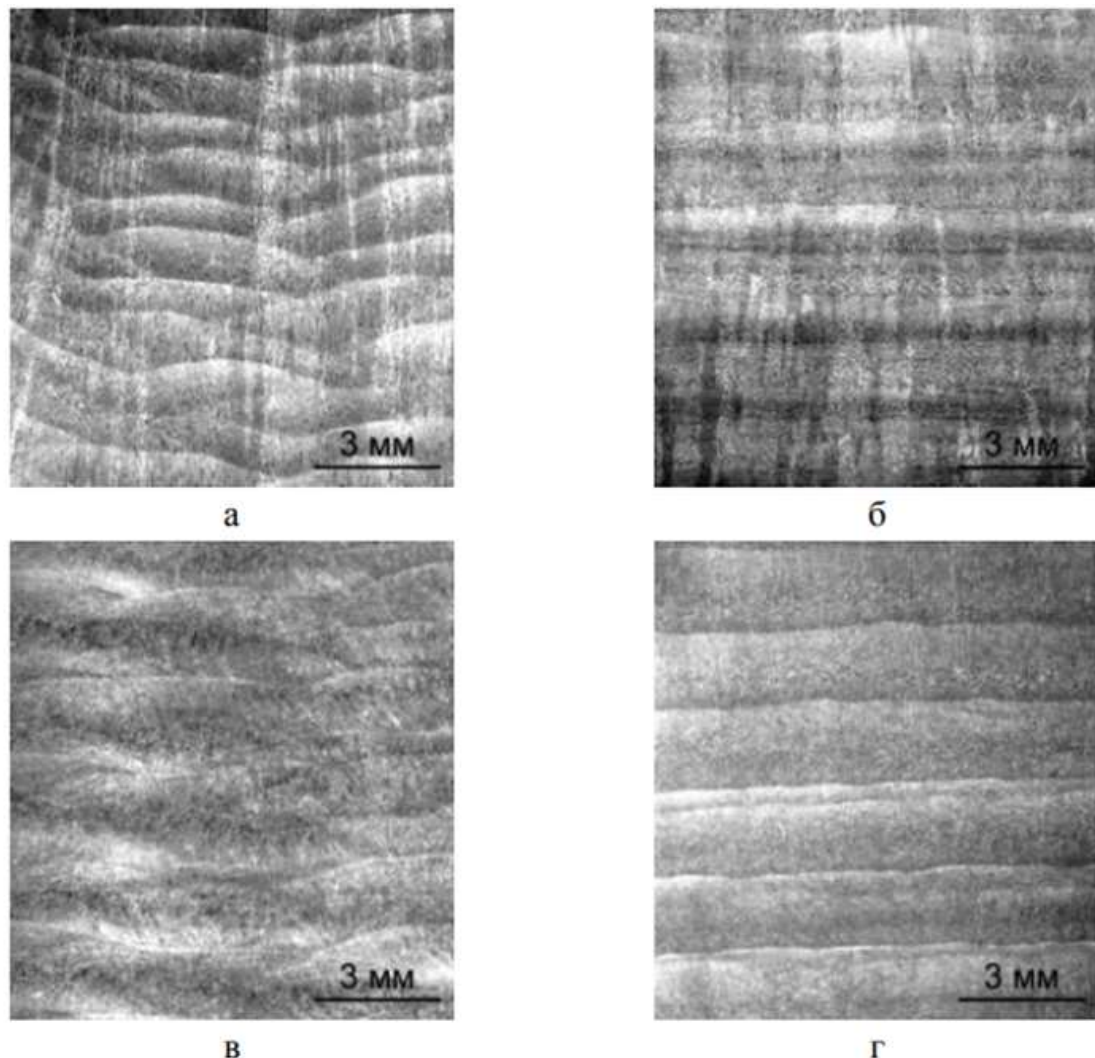


Рисунок 4.1 – Макроструктура наплавленого металу: *а, б* – при наплавленні без пошарового проковування, *в, г* – при наплавленні з пошаровим проковуванням; *а, в* – поперечний переріз, *б, г* – поздовжній переріз

4.2 Дослідження мікроструктури оброблювальних зразків

На рисунку 4.2 представлена мікроструктура наплавленого металу без пошарового проковування, поперечний переріз. Мікроструктура має дендритну будову, характерну для наплавленого металу сталі аустенітного класу. На панорамному знімку (рисунок 4.2 *а*) видно стовпчасту форму дендритів, зони сплавлення між шарами і проростання дендритів крізь зони сплавлення.

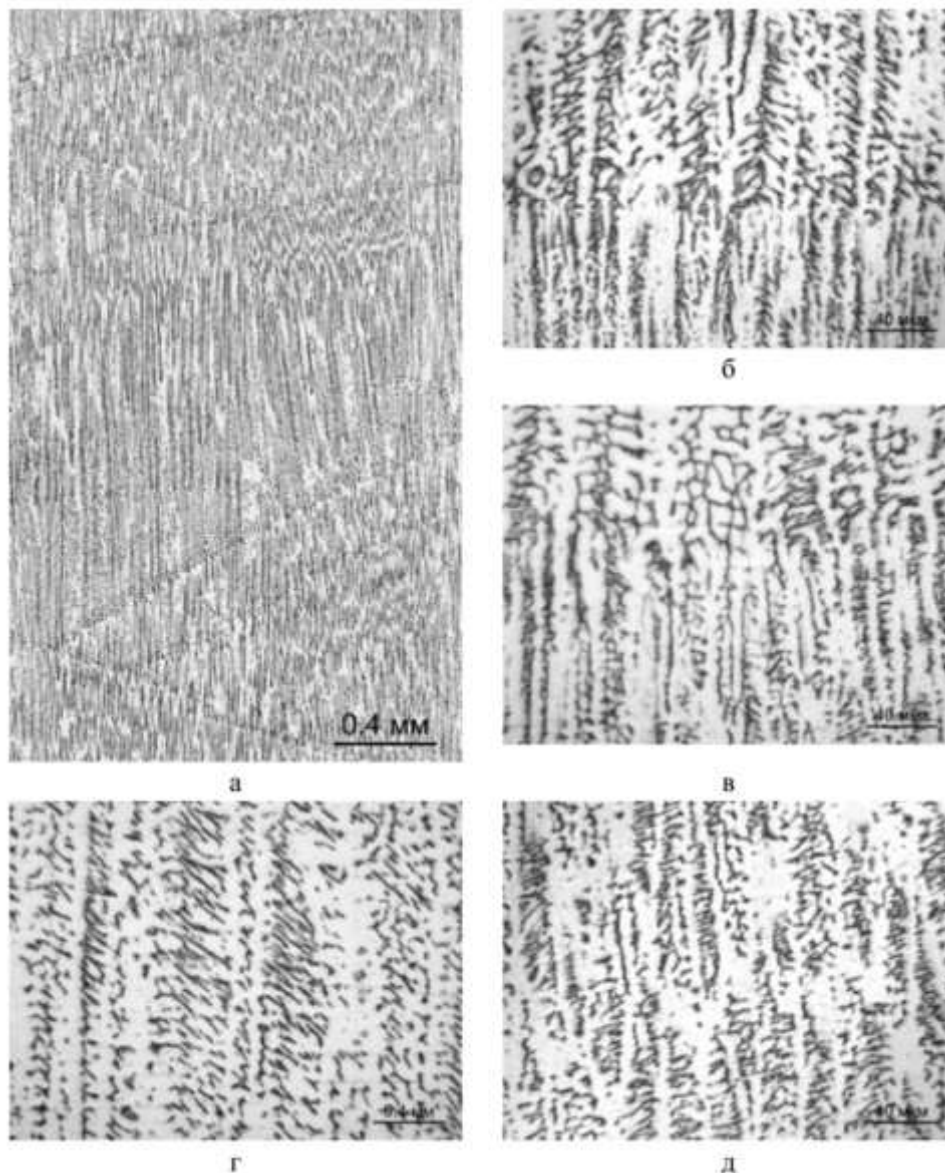


Рисунок 4.2 – Мікроструктури наплавленого металу без пошарового проковування:

а – панорамний знімок, $\times 50$; *б* – зона зплавлення, $\times 500$;

в, д – структура усередині шару $\times 500$

По глибині шарів спостерігається незначна зміна дисперсності мікроструктури. У зонах сплавлення між шарами (рисунок 4.2 б, в) видно збіг напрямку зростання стовпчастих дендритів нижнього шару з верхнім. Типова дендритна структура всередині шару представлена на рисунку 4.2 г, д. Дана мікроструктура характерна і для поздовжнього перерізу.

Мікроструктура наплавленого металу з пошаровим проковуванням представлена на рисунку 4.3. Цей метал має так само дендритну будову.

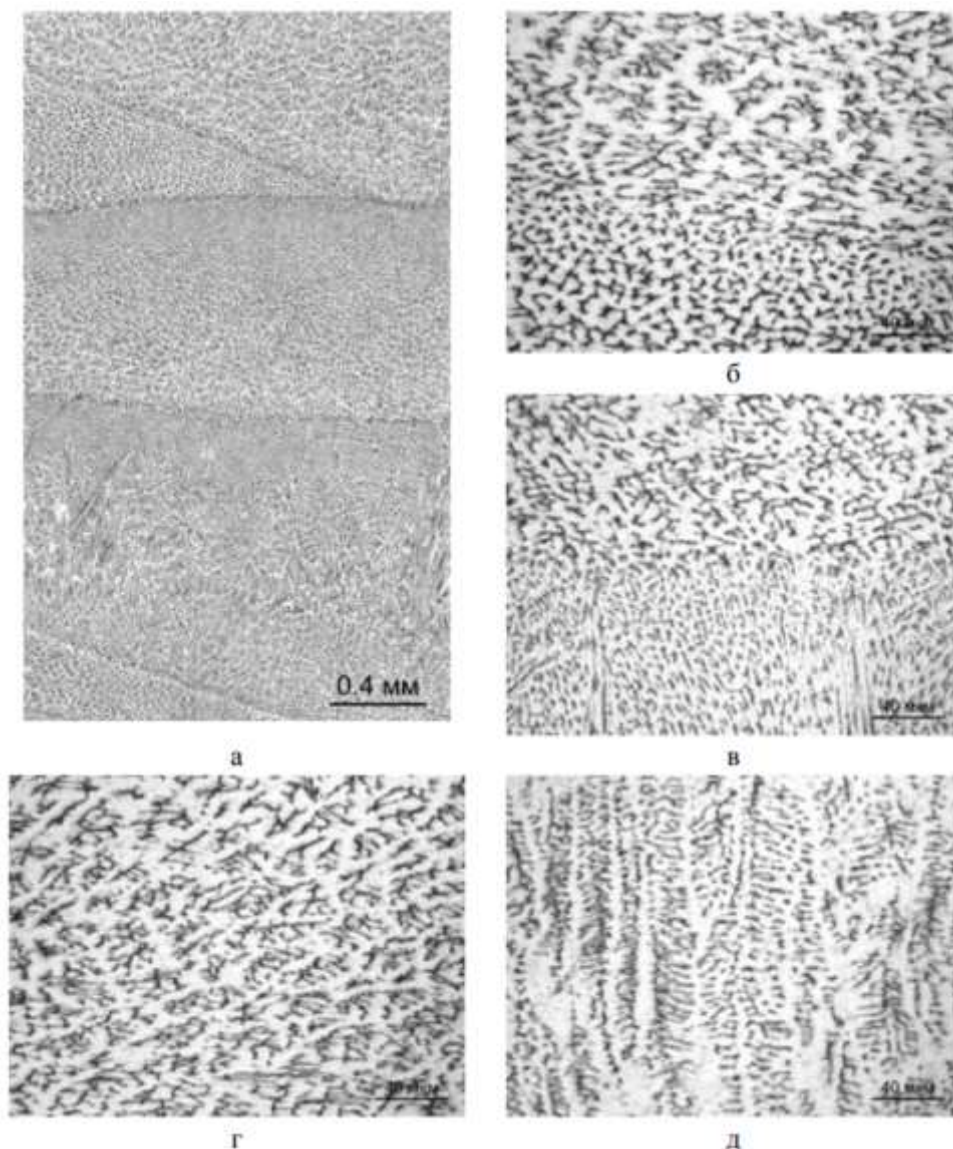


Рисунок 4.3 – Мікроструктури наплавленого металу з пошаровим проковуванням:

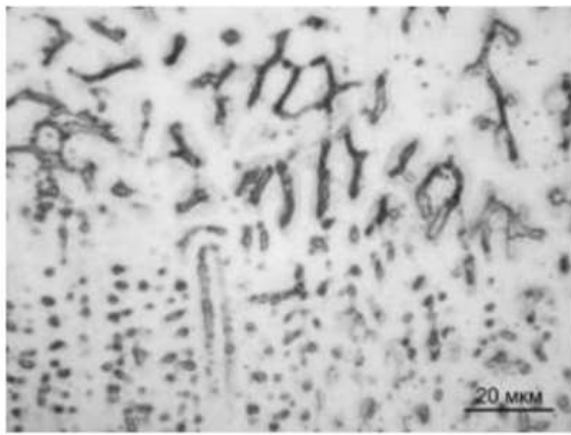
a – панорамний знімок, $\times 50$; *б* – зона зплавлення, $\times 500$; *г*, *д* – структура усередині шару $\times 500$

На панорамному знімку (рисунок 4.3 а) видно, що в основному утворюються дендрити рівноосної форми з невеликою часткою стовпчастих дендритів в окремих шарах. По глибині шарів спостерігається значне збільшення дисперсності мікроструктури. На межі сплавлення між шарами (рисунок 4.3 б, в) видно зміну напрямку зростання дендритів щодо попереднього шару. Порівнюючи мікроструктуру всередині шару (рисунок 4.3 г, д) зі структурою наплавленого металу без проковки можна відзначити її подрібнення. Застосування пошарового холодного кування призводить до подрібнення структури в поверхневих шарах, отже, при кристалізації нового наплавленого шару центрами кристалізації стають подрібнені зерна. В результаті формується мікроструктура меншого розміру, ніж при наплавленні без проковування. Так само при холодному проковуванні в поверхневому шарі підвищується щільність дислокацій та напружень. Це сприяє зміні напрямку зростання кристалітів у наступному шарі. Таким чином, застосування пошарового холодного проковування при наплавленні дозволяє усунути транскристалізацію наплавленого металу і підвищити дисперсність мікроструктури.

Для виявлення природи тонкої структури міждендритного простору було проведено дослідження на оптичному мікроскопі зі збільшенням $\times 1000$ із застосуванням поляризованого світла та темнопольного освітлення.

Проведені дослідження показали, що при кристалізації металу в міждендритному просторі спостерігається утворення не лише дельта фериту (δ), а й невелика кількість дрібнодисперсних карбідів (рисунки 4.4, 4.5). Це спостерігається як при наплавленні без пошарового проковування, так і з проковуванням.

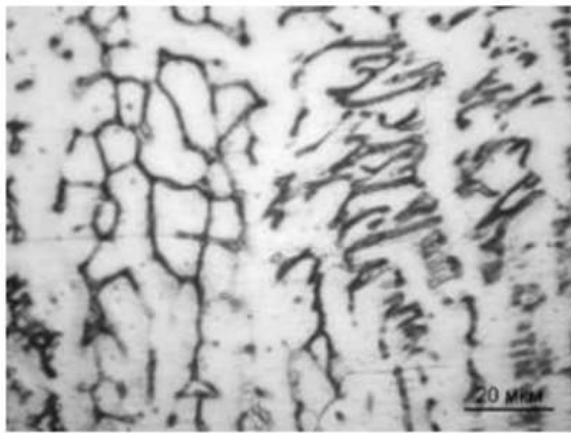
					<i>КР.131.6121М.08.04.04.ПЗ</i>	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		54



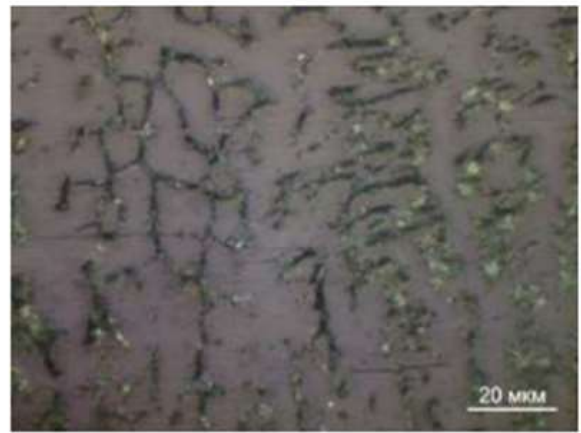
а



б



в

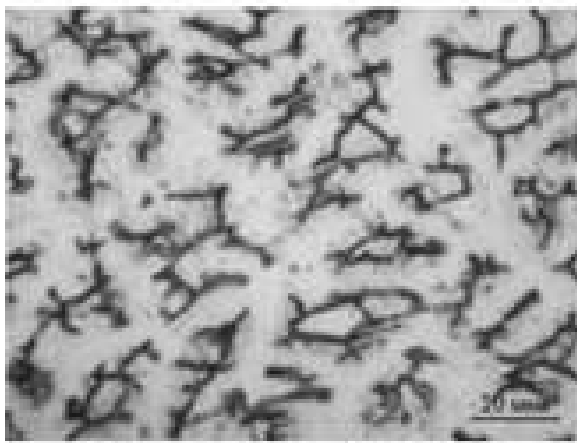


г

Рисунок 4.4 – Мікроструктури наплавленого металу без пошарового проковування, $\times 1000$:

а, б – зона сплавлення; в, г – структура всередині шару; а, в – зйомка у світлому полі; б, г – зйомка у поляризованому світлі

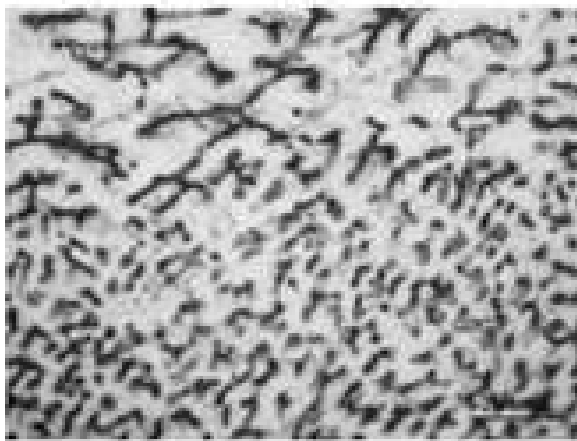
Однак, можна відзначити, що при наплавленні з пошаровим проковуванням кількість карбідних частинок в междендритних межах дещо більше, ніж при наплавленні без деформації, і карбіди мають дещо інше забарвлення.



а



б



в



г

Рисунок 4.5 – Мікроструктури наплавленого металу з пошаровим проковуванням $\times 1000$:

а, б – зона сплавлення; в, г – структура всередині шару; а, в – зйомка у світлому полі; б, г – зйомка у поляризованому світлі

На механізм кристалізації пошарове холодне проковування впливу не має: до 20% об'ємної частки металу кристалізується по аустенітно-феритному механізму, при ферито-аустенітному механізмі морфологія фериту скелетна і пластинчаста.

4.3 Кількісний аналіз розмірності мікроструктури наплавлених зразків

Аналіз зміни розмірів мікроструктури проводився за виміром міждендритної відстані. На рисунку 4.6 видно, що найбільша міждендритна відстань, як у основному шарі, так і у верхній частині, отримано при плазма-МІГ наплавленні без пошарового проковування. Проковування призводить до зменшення міждендритної відстані, особливо у верхній частині шару.

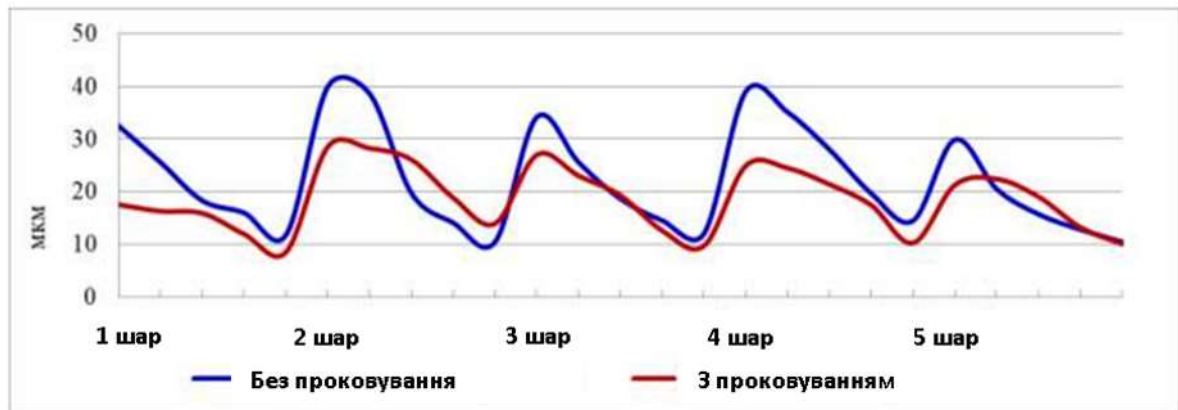


Рисунок 4.6 – Динаміка зміни міждендритної відстані наплавлених зразків від основи до верхньої частини

Змінюється форма дендритів, стає більш рівноосною, що позитивно позначатиметься на характеристиках зразка, отриманого при наплавленні з холодним пошаровим проковуванням.

4.4 Результати вимірювання твердості наплавлених зразків

Зміни властивостей у перехідній зоні між наплавленими шарами проводилося за допомогою вимірювання твердості методом Вікерса. Вимірювання проводилися таким чином, щоб захопити ділянки нижнього та верхнього шарів. За результатами виміру було побудовано карти твердості. На рисунку 4.7 представлений приклад вимірювання мікротвердості та отримані карти твердості. На рисунку лінією відзначена зона сплавлення, значення по глибині (h) зі знаком "-" відповідають нижньому шару, зі знаком "+" – верхньому шару. Було проведено

статистичну обробку отриманих вимірювань, результати якої представлено в таблиці 4.1 та на рисунку 4.8.

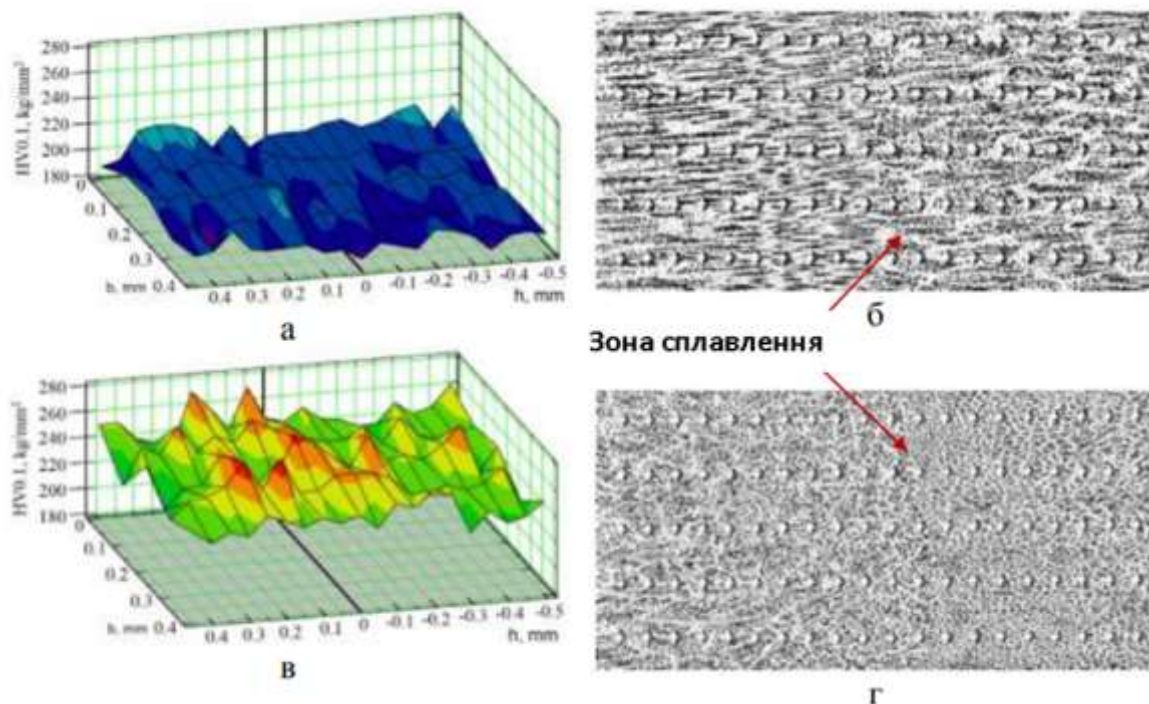
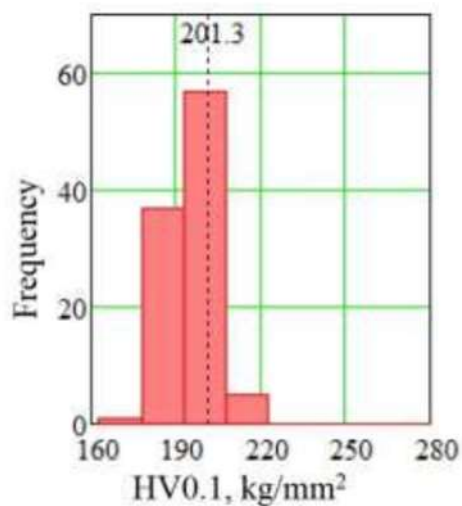


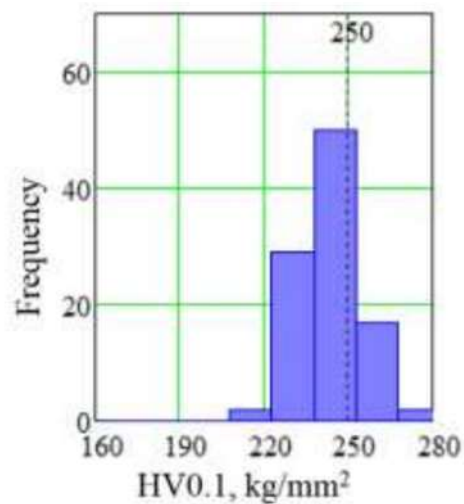
Рисунок 4.7 – Карти мікротвердості перехідної зони між шарами (а, в) та приклади вимірювання (в, г): а, б – наплавлення без проковки; в, г – наплавлення з пошаровим проковуванням; h – виміри по глибині шару, b – виміри по ширині шару

Таблиця 4.1 – Мікротвердість зразків, отриманих плазма-МІГ наплавкою з пошаровим проковуванням і без проковування

	Без пошарової деформації	З пошаровою деформацією
	HV 0,1 кг/мм ²	HV 0,1 кг/мм ²
Середнє значення	201	250
Мінімальне значення	180	224
Максимальне значення	217	279
Середньоквадратичне відхилення	7,16	11,35
Коефіцієнт варіації, (%)	3,56	4,54



а



б

Рисунок 4.8 – Блок-схеми частотних розподілів значень мікротвердості:
 а – плазма-МІГ наплавлення без проковки; б – наплавлення з пошаровим
 проковуванням

З наведених результатів видно, що при застосуванні пошарового холодного проковування загальний рівень твердості збільшується на 50 одиниць HV, проте більш однорідна твердість спостерігається у разі наплавлення без проковки.

Висновки до розділу 4

1. Встановлено, що застосування пошарового холодного проковування при плазмовій наплавці електродом, що плавиться, дозволяє усунути транскристалізацію наплавленого металу. У структурі наплавленого металу формується однорідна структура, як у поздовжньому, так і в поперечному перерізі з невеликими стовпчастими кристалітами, що проростають лише у межах одного шару.

2. Встановлено, що застосування пошарового холодного проковування призводить до підвищення дисперсності мікроструктури, найбільш сильне подрібнення спостерігається у верхній частині шарів, при цьому неоднорідність за розмірністю також знижується. Спостерігається збільшення відсоткового вмісту карбідних частинок, зменшення їх розмірності та більш однорідний розподіл у структурі.

3. Встановлено, що застосування пошарового холодного проковування при наплавленні плазма-МІГ приводить до підвищення мікротвердості на 50 одиниць HV за рахунок подрібнення мікроструктури та збільшення карбідних частинок.

4. Підвищення неоднорідності мікротвердості при наплавленні плазма-МІГ з пошаровим холодним проковуванням пов'язане з нерівномірним зміцненням по висоті валика.

					<i>КР.131.6121М.08.04.04.ПЗ</i>	Арк.
						60
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Аналіз літературних даних показав, що адитивне виробництво є перспективною альтернативою традиційному виробництву при створенні складних і великогабаритних деталей, а застосування технологічних прийомів для подрібнення мікроструктури сталей аустенітного класу при плазмовому наплавленні є актуальним.

2. Запропоновано математичний опис джерел тепла для вирішення теплової задачі, що імітує плазмове наплавлення і плазмове наплавлення електродом, що плавиться. В результаті розрахунків встановлено, що за однакового часу перебування металу в рідкому стані при плазмовому нагріванні температурне поле більш концентроване і має вищий градієнт температур (до 800 °C/мм), порівняно з нагріванням плазма-МІГ процесом. Максимальне значення швидкостей охолодження досягаються в центральній частині рідкої ванни і при плазмовому наплавленні перевищують 1700 °C/сек, а при наплавленні плазма-МІГ – 1350 °C/сек.

3. Для оцінки впливу термічного циклу на формуючу структуру запропоновано кількісний критерій – градієнт температур по фронту кристалізації. Розраховано, що при плазмовому наплавленні градієнт температур змінюється від 560 до 630 °C/мм, при наплавленні плазма-МІГ від 450 до 590°C/мм.

4. Встановлено вплив градієнта температур на механізм кристалізації: при градієнті температур понад 550 °C/мм кристалізація наплавленого металу проходить за FA механізмом; при градієнті менше 550 °C/мм частина металу почне кристалізуватися по AF механізму, чим нижче градієнт, тим більший обсяг металу кристалізується за цим механізмом.

5. Встановлено, що при багатошаровому наплавленні в обох випадках утворюється структура характерна для спрямованої транскристалізації металу, коли зерна стовпчастої форми проростають через кілька наплавлених шарів. Центрами кристалізації є оплавлені зерна попереднього шару, подальше

					КР.131.6121М.08.04.00.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		61

зростання кристалітів відбувається у тому ж напрямі. Застосування більш концентрованого джерела тепла при пошаровій плазмовій наплавці сприяє зменшенню ступеня транскристалітного зростання зерен, підвищенню дисперсності мікроструктури та зменшенню неоднорідності розміру мікроструктури за висотою наплавлених шарів.

6. Встановлено, що застосування пошарового холодного проковування при плазмовій наплавці електродом, що плавиться, дозволяє усунути транскристалізацію наплавленого металу. У структурі наплавленого металу формується однорідна структура, як у поздовжньому, так і в поперечному перерізі з невеликими стовпчастими кристалітами, що проростають лише у межах одного шару.

7. Встановлено, що застосування пошарового холодного проковування призводить до підвищення дисперсності мікроструктури, найбільш сильне подрібнення спостерігається у верхній частині шарів, при цьому неоднорідність за розмірністю також знижується. Спостерігається збільшення відсоткового вмісту карбідних частинок, зменшення їх розмірності та більш однорідний розподіл у структурі.

8. Встановлено, що застосування пошарового холодного проковування при наплавленні плазма-МІГ приводить до підвищення мікротвердості на 50 одиниць HV за рахунок подрібнення мікроструктури та збільшення карбідних частинок.

9. Підвищення неоднорідності мікротвердості при наплавленні плазма-МІГ з пошаровим холодним проковуванням пов'язане з нерівномірним зміцненням по висоті валика.

					<i>КР.131.6121М.08.04.00.ПЗ</i>	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		62

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. <https://cyberleninka.ru/article/n/obzor-i-analiz-additivnyh-tehnologiy-chast-1/viewer>.
2. Herzog D. et al. Additive manufacturing of metals //Acta Materialia. – 2016. – Т. 117. – pp. 371-392.
3. <https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/05/zlenko-ma-addytyvnye-tehnologyy-v-mashynostroenyu.pdf>.
4. Yilmaz O, Uгла AA. Shaped metal deposition technique in additive manufacturing: A review. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 2016; 230(10): pp. 1781-1798. doi:10.1177/0954405416640181
5. Ding D. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding [et al.] // Int. J. Adv. Manuf. Technol. - 2015. - Vol. 81. - pp. 465-481.
6. Manufacture of complex titanium parts using wire + arc additive manufacture [Електронний ресурс] / A. Addison, J. Ding, F. Martina, H. Lockett, S. Williams // As Deposited Mechanical Properties, Titan. Eur. – 2015. – URL: <http://cdn.ymaws.com/titanium.org/resource/resmgr/AddisonAdrianTiEU2015-3DAddi.pdf>
7. Bajaj P. et al. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties //Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Т. 772. – pp. 138633.
8. Somashekara M. A. et al. Investigations into effect of weld-deposition pattern on residual stress evolution for metallic additive manufacturing //The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Т. 90. – №. 5. – pp. 2009-2025.
9. <https://studfile.net/preview/19949569/>.
10. Гринюк, А.А. Гибридные технологии сварки алюминиевых сплавов на основе дуги с плавящимся электродом и сжатой дуги / А.А. Гринюк [и др.] //

					КР.131.6121М.08.04.00.ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		63

Автоматическая сварка. - 2016. - № 5-6. - С. 107-113. - Режим доступа: http://nbuv.gov.ua/UJRN/as_2016_5-6_18

11. Чигарев, В.В. Исследование плавления электродного металла и формирования валика при плазма-МИГ наплавке порошковой проволоки [Текст] / В.В. Чигарев, К.А. Кондрашов, Н.А. Макаренко // Вісник Приазовського Державного Технічного Університету. - 2011. - № 11. - С. 172-174.
12. Дедюх, Р.И. Особенности процесса плазменной сварки плавящимся электродом (обзор) / Р.И. Дедюх // Сварочное производство. - 2014. - №5. - С. 34-39.
13. Агеев, А.О. Разработка технологии плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом емкости из нержавеющей стали [Электронный ресурс] / А.О. Агеев, Р.И. Дедюх. – Электрон. дан. - Режим доступа - <http://www.lib.tpu.ru/fulltext/c/2013/C36/V2/015.pdf>.
14. Krivonosova E. A. Influence of surfacing technologies on structure formation of high-temperature nickel alloys / Krivonosova E. A. , Schitsin Yu. D., Trushnikov D. N., Myshkina S.N., Akulova A.V. , Neulybin. S.D., Dushina A.Yu. // Metallurgist. – 2019. - Vol. 63, No. 1–2. pp. 197-205/ DOI 10.1007/s11015-019-00810-1
15. Haghdadi, N., Laleh, M., Moyle, M. et al. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. J Mater Sci 56, pp. 64–107 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>.
16. Nagasai B. P., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Effect of welding processes on mechanical and metallurgical characteristics of carbon steel cylindrical components made by wire arc additive manufacturing (WAAM) technique //CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2022. – Т. 36. – pp. 100-116.
17. <https://cyberleninka.ru/article/n/sozdanie-sloistyh-materialov-na-osnove-vysokonikelevykh-splavov-s-ispolzovaniem-plazmennoy-dugi-na-toke-obratnoy-polyarnosti/viewer>.

18. Adomako N. K. et al. Microstructures and mechanical properties of multilayered materials composed of Ti-6Al-4V, vanadium, and 17-4PH stainless steel produced by directed energy deposition //Additive Manufacturing. – 2022. – pp. 103-174.
19. https://www.researchgate.net/publication/365007286_Analiz_susestvuiushih_metodov_upravleniya_strukturoj_metalla_svarnogo_svaAnalysis_of_Existing_Methods_for_Controlling_the_Structure_of_the_Weld_Metal_Rus
20. Морозов В. П. Влияние внешнего пульсирующего источника тепла на расплавленный металл сварного шва в процессе его кристаллизации с целью эффективного управления структурообразованием / В. П. Морозов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2010. – № 10. – С. 4.
21. Морозов В. П. Влияние колебательного механизма кристаллизации на процесс измельчения первичной структуры металла шва и зоны термического влияния / В. П. Морозов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2010. – № 9. – С. 1.
22. Ризванов Р. Г., Файрушин А. М., Каретников Д. В. Влияние параметров вибрационной обработки в процессе сварки на свойства сварных соединений //Литьё и металлургия. – 2012. – №. 3 (66). – С. 337-342.
23. Протокилов И. В. и др. Способы создания внешних магнитных полей для управления процессом электрошлаковой сварки //Автоматическая сварка. – 2013. – №. 12. – С. 45-50.
24. <https://cyberleninka.ru/article/n/sposoby-upravleniya-formirovaniem-svarnogo-shva/viewer>.
25. <https://fermet.misis.ru/jour/article/download/1909/1400>.
26. <https://cyberleninka.ru/article/n/formirovanie-struktury-naplavlennogo-metalla-nizkouglerodistoy-stali-pri-razlichnyh-tehnologicheskikh-vozdeystviyah/viewer>.

27. Кныш В.В., Соловей С.А., Кузменко А.З. /Эффективность упрочнения высокочастотной механической проковкой стыковых сварных соединений с длительной наработкой// Автоматическая сварка. 2014. №11, с. 46-49.
28. Martina F., Williams S. W., Colegrove P. Improved microstructure and increased mechanical properties of additive manufacture produced Ti-6Al-4V by interpass cold rolling //2013 International Solid Freeform Fabrication Symposium. – University of Texas at Austin, 2013.
29. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Плешанов В.С. и др. / Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 // Физическая мезомеханика. 2006. Т.9. №2, с.85-96.
30. Effect research of surface deformation impact and thermal treatment at multi-layer weld deposition upon mechanical properties and porosity of aluminum alloy 1580 / M.F. Kartashev, D.O.Panov, M.R. Mindibaev, G.L. Permyakov, D.N. Trushnikov // Bulletin of Bryansk state technical university. – 2020. – № 6(91). – pp. 22-30. – DOI 10.30987/1999-8775-2020-6-22-30.
31. Martin J. H. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys //Nature. – 2017. – Т. 549. – №. 7672. – pp. 365-369.
32. Hönnige J. R. et al. The effectiveness of grain refinement by machine hammer peening in high deposition rate wire-arc AM Ti-6Al-4V //Metallurgical and Materials Transactions A. – 2020. – Т. 51. – №. 7. – pp. 3692-3703.
33. <https://elibrary.ru/item.asp?id=37286632>.
34. Нержавеющая сталь / Бородулин Г.М., Мошкевич Е.И. - М.: Металлургия, 1973. - 320 с.
35. Hossein Nedjad S., Yildiz M., Saboori A. Solidification behaviour of austenitic stainless steels during welding and directed energy deposition //Science and Technology of Welding and Joining. – 2022. – pp. 1-17.
36. Brooks J. A., Lippold J. C. Selection of wrought austenitic stainless steels //ASM handbook. – 1993. – Т. 6. – pp. 456-470.

37. Medovar I. On the nature of weld hot cracking //Avtomatich. Svarka. –1954. – Т. 7. – pp. 12.
38. Scherer R, Riedrich G, Hougardy H 1941 US Patent 2 240 672
39. Saluja R., Moeed K. M. The emphasis of phase transformations and alloying constituents on hot cracking susceptibility of type 304L and 316L stainless steel welds //International journal of engineering science and technology. – 2012. – Т. 4. – №. 5. – pp. 2206-2216.
40. Brooks, J.A., Williams, J.C. & Thompson, A.W. Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. Metall Mater Trans A 14, pp. 1271–1281 (1983). <https://doi.org/10.1007/BF02664809>
41. <http://www.issp.ac.ru/ebooks/conf/APP-Toliatti-2021.pdf>.
42. Сварка и свариваемые материалы: справочник в 3-х т. / Под общ. ред. В.Н.Волченко. – М.: Металлургия, 1991. – Т. 1. Свариваемость материалов / Под ред. Э.Л.Макарова. – 528 с.
43. Алешин Д. В. О некоторых особенностях дендритной кристаллизации конструкционной хромоникельмолибденовой стали [Текст]: Автореферат дис. на соискание учен. степени кандидата техн. наук / Центр. науч.-исслед. ин-т черной металлургии им. И. П. Бардина. - [Москва] : [б. и.], 1962. - 21 с.
44. Elmer J. W., Allen S. M., Eagar T. W., Microstructural Development during Solidification of Stainless Steel Alloys // Met Trans. October 1989, V.20A, pp. 2117-2131.
45. Липпольд Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей сталей: [пер. с англ.] / Д. Липпольд, Д. Котеги; под ред. Н.А. Соснина, А.М. Левченко. – СПб.: Изд-во Политехн.ун-та, 2011. – 467 с.
46. Takalo T., Suutala N., Moisio T. Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds //Metallurgical Transactions A. – 1979. – Т. 10. – №. 8. – pp. 1173-1181.
47. Katayama S., Fujimoto T., Matsunawa A. Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility

					<i>KP.131.6121M.08.04.00.ПЗ</i>	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		67

in stainless steel weld metals (materials, metallurgy & weldability)// Transactions of JWRI. – 1985. – Т. 14. – №. 1. – pp. 123-138.

					<i>KP.131.6121M.08.04.00.ПЗ</i>	Арк.
						68
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		