

УДК 621.791.92

DOI [https://doi.org/10.15589/znп2025.1\(499\).6](https://doi.org/10.15589/znп2025.1(499).6)

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF CHANGES IN LASER RADIATION PARAMETERS ON STRUCTURE FORMATION DURING LASER CLADDING ON A THIN-WALLED BASE

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЗМІНИ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ НАПЛАВЛЕННІ НА ТОНКОСТІННУ ОСНОВУ

Mykola V. Sokolovskyi

m_sokolovskyi@paton.kiev.ua

ORCID: 0000-0003-3243-5060

Oleksandr V. Siora

siora_ov@ukr.net

ORCID: 0000-0003-1927-790X

Yurii V. Yurchenko

yuriyyurchenko14@gmail.com

ORCID: 0000-0001-9253-009X

Dmytro A. Harder

laser-77@online.ua

ORCID: 0000-0002-4066-8182

Artemii V. Bernatskyi

bernatskyi@paton.kiev.ua

ORCID: 0000-0002-8050-5580

М. В. Соколовський,

аспірант, провідний інженер

О. В. Сіора,

науковий співробітник

Ю. В. Юрченко,

аспірант, провідний інженер

Д. А. Гардер,

канд. техн. наук, науковий співробітник

А. В. Бернацький,

канд. техн. наук, старший дослідник

*E. O. Paton Electric Welding Institute, Kyiv**Інститут електрозварювання імені Є. О. Патона Національної академії наук України, м. Київ*

Abstract. During manufacturing of various structures and parts of products in the aerospace, aviation, chemical, engineering and other industries, a task of cladding of functional elements intended to perform a different set of certain critical tasks on thin-walled parts with a rigid structure is required to be performed in such a way as to prevent melting of the thin-walled base during material deposition. The purpose of this study is to establish the principles of influence of the parameters of the laser cladding process of metal on the structural formation of deposited layers applied to thin-walled body and functional parts of critical structures. The scientific results obtained in the course of the research are planned to be used in the development of laser cladding technologies for products in various industries. In order to study this problem, a number of experimental works were carried out, including the manufacture of a series of experimental cladding samples, analysis of their structure using optical microscopy, and measurement of their microhardness. The data obtained from the experiment was used to analyse the influence of laser metal cladding process parameters on the structure formation of deposited layers applied to thin-walled body and functional parts of critical structures. As a result of the study, it was determined that laser cladding of high-alloy corrosion-resistant steel powder produces a cast, dispersed structure of the deposited layers characteristic to the multilayer cladding process, consisting of an austenitic matrix and minor allocations along the boundaries of crystallites. It was found that when depositing the first layers of powder material on thin-walled steel, it is important to maintain a level of heat input of 45...50 J/mm, with a further increase of this value to 60 J/mm at a height of the deposited element of 2.75–3 mm. Further increase of the processing energy up to 75 J/mm when surfacing elements of greater height is undesirable due to the increase in the remelting zone of the deposited layers, as well as the appearance of under-melted metal powder particles of up to 20 μm in size.

Key words: high-alloy corrosion-resistant steel; laser cladding; thin-walled parts; powder metallurgy; microhardness; structure.

Анотація. При виготовленні різних конструкцій та деталей виробів ракетно-космічної, авіаційної, хімічної, приладобудівної та інших галузей промисловості постає завдання, що полягає у наплавленні функціональних

елементів, які призначені для виконання різного комплексу певних відповідальних завдань на тонкостінні деталі жорсткої конструкції таким чином, щоб запобігти проплаву тонкостінної основи під час нанесення матеріалу. Мета даної роботи – встановлення закономірностей впливу параметрів процесу лазерного наплавлення металу на структуроутворення наплавлених шарів, нанесених на тонкостінні корпусні та функціональні деталі відповідальних конструкцій. Одержані в ході виконання досліджень наукові результати планується використати при відпрацюванні технологій лазерного наплавлення виробів різних галузей промисловості. З метою вивчення даної проблеми, було проведено ряд експериментальних робіт, включаючи виготовлення серії експериментальних зразків наплавок, аналізу їх структури за допомогою оптичної мікроскопії, а також вимірювання їх мікротвердості. На базі даних, отриманих з допомогою експерименту, було проаналізовано вплив параметрів процесу лазерного наплавлення металу на структуроутворення наплавлених шарів, нанесених на тонкостінні корпусні та функціональні деталі відповідальних конструкцій. Після виконання робіт було визначено, що при лазерному наплавленні порошку високолегованої корозійностійкої сталі утворюється лита, дисперсна, характерна для багатшарового наплавлення структура наплавлених шарів, що складається із аустенітної матриці і незначних виділень вздовж границь кристалітів. При цьому було встановлено, що при наплавленні перших шарів порошкового матеріалу на тонкостінну важливим є витримування рівня погонної енергії у $45 \dots 50$ Дж/мм, з подальшим збільшенням даної величини до 60 Дж/мм при висоті наплавленого елемента в 2,75–3 мм. Подальше збільшення величини погонної енергії обробки до 75 Дж/мм при наплавленні елементів більшої висоти є небажаним через збільшення зони переплаву наплавлених шарів, а також появу недоплавлених частинок металевого порошку розміром до 20 мкм.

Ключові слова: високолегована корозійностійка сталь; лазерне наплавлення; тонкостінні деталі; порошкова металургія; мікротвердість; структура.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ

При виготовленні різних конструкцій та деталей виробів ракетно-космічної, авіаційної, хімічної, приладобудівної та інших галузей промисловості постає завдання, що полягає у наплавленні функціональних елементів, які за своїми характеристиками (геометрією; хімічним складом; механічними характеристиками тощо) значно відрізняються від вказаної деталі та призначені для виконання різного комплексу певних відповідальних завдань (наприклад, бобишки; армуючі пояси; напливи; функціональні площадки і т. інш.) на тонкостінні деталі жорсткої конструкції. В даний момент ці елементи наносяться на жорсткі тонкостінні деталі методами пайки та мікроплазмового наплавлення. Однак, використання цих технологій має значну частку браку через високий шанс проплавлення тонкостінної деталі. Через це виготовлення цих конструктивних елементів потребує вдосконалення технологічних підходів та є одним з актуальних завдань сучасних проблем прикладного матеріалознавства та технологій обробки матеріалів.

АНАЛІЗ ОСТАННІХ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ПУБЛІКАЦІЙ

У дослідженнях, що вивчають вплив енергетичної складової процесів лазерного наплавлення на характеристики наплавлених шарів [1, 2], розглядалися лише окремі випадки аналізу процесу для конкретних завдань, котрі не підпадали під вирішення конкретного завдання, котре було поставлене. В той же час, роботи, що вивчають процеси виробництва деталей за допомогою лазерного наплавлення різних широко використовуваних металів показали наявність численних експериментальних робіт, що фокусуються на кінцевій мікроструктурі

[3, 4] деталей. Можна визначити певну закономірність: контроль процесів лазерного наплавлення здебільшого здійснюється через спеціалізовані режими обробки, орієнтовані на конкретне технічне завдання. Однак даних, отриманих в результаті попередніх досліджень, недостатньо для формування закономірностей щодо впливу окремих характеристик лазерного випромінювання на мікроструктуру деталей, виготовлених методом лазерного наплавлення, необхідних для визначення необхідних залежностей для забезпечення наплавлення на тонкостінну основу з запобіганням проплавлення тонкостінної основи. Роботи, що спрямовані на покращення технологічних процесів для вдосконалення мікроструктури зразків [5, 6], отриманих лазерним наплавленням, зосереджуються на двох основних напрямках. Це контроль процесу утворення мікроструктури шляхом знаходження оптимальної стратегії сканування та схеми подачі порошку, а також запобігання утворенню небажаних домішок у структурі зразка, створеного методом лазерного наплавлення. Ці та інші дослідження [7–8] показують, що в певних випадках деталі, виготовлені різними методами лазерного наплавлення, демонструють кращу корозійну стійкість порівняно з деталями з структурою, котра характерна для кованих та катаних марок сталей. Через це, питання структуроутворення наплавлених шарів деталей, отриманих методом лазерного наплавлення, є таким, що потребує подальшої обробки, будучи одним з актуальних завдань сучасного матеріалознавства.

ВІДОКРЕМЛЕННЯ НЕВИРІШЕНИХ РАНІШЕ ЧАСТИН ЗАГАЛЬНОЇ ПРОБЛЕМИ

У даній роботі, на відміну від розглянутих робіт, буде розглянуто вплив зміни параметрів потужності

лазерного випромінювання на структуроутворення наплавлених шарів, нанесених на тонкостінні корпусні та функціональні деталі відповідальних конструкцій.

МЕТА РОБОТИ

Метою даної роботи є встановлення закономірностей впливу параметрів процесу лазерного наплавлення металу на структуроутворення наплавлених шарів, нанесених на тонкостінні корпусні та функціональні деталі відповідальних конструкцій.

МЕТОДИ, ОБ'ЄКТ ТА ПРЕДМЕТ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для проведення досліджень було виготовлено серію зразків. Наплавлення здійснювалася на листові зразки. Досліджували варіанти отримання доріжок різної ширини і висотою до 5 мм. Потужність лазерного випромінювання варіювалася в діапазоні 1,5...2,5 кВт; швидкість обробки 2 м/хв; величина розфокусування +13 мм. Для наплавлення використовували наплавочні порошки фракцією "150+53" марки 16316 виробництва компанії "Castolin Eutectic", котра за складом співпадає зі сталлю AISI 316L. За тонкостінну основу прийнято лист холодного прокату високолегованої корозійностійкої сталі AISI 316Ti товщиною в 3 мм.

AISI 316L – високолегована конструкційна сталь (Таблиця 1), котра використовується для виробництва різноманітних зварних конструкцій, які працюють при температурі від -70°C до +425°C у корозійних середовищах. Наявність нікелю та хрому зміцнює структуру металу (включаючи ферит), не знижуючи в'язкості.

AISI 316Ti – високолегована конструкційна сталь (Таблиця 2), котра використовується для виробництва різноманітних зварних конструкцій, які працюють при температурі від -70°C до +425°C у корозійних середовищах.

Таблиця 1. Хімічний склад сталі AISI 316L згідно з ASTM A240M [9]

Масова частка елементів (максимальна), %									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Fe	
0,08	1,0	2,0	0,03	0,035	18,0	14	3,0	основ.	

Таблиця 2. Хімічний склад сталі AISI 316Ti згідно з ASTM A240M-22a [9]

Масова частка елементів (максимальна), %									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	Ti	Fe
0,08	0,75	2,0	0,03	0,045	16,0	3,0	14,0	0,70	основ.

Зразки для досліджень були підготовані на високошвидкісних полірувальних кругах з використанням алмазних паст різної дисперсності. Поліруванням поверхню зразків доводять до 14 класу чистоти. Виявлення структури металу досліджуваних зразків проводили шляхом електролітичного травлення в 20% водному розчині сірчаноокислого амонію $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$.

Дослідження проводилось на металографічному оптичному мікроскопі «Neophot-32» з варіативним збільшенням від 8:1 до 500:1. Ширину кристалітів вимірювали лінійним методом визначення структурного складу на мікроскопі «Versamet». Кількість α -фази вимірювали на приладі «Ferritgehaltmesser-1.053». Твердість фазових складових вимірювали по методу Віккерса, за допомогою твердоміру М-400 фірми «Лесо». Навантаження складало 1Н (100 г), час прикладення навантаження 10 с.

Цифрові зображення структур зварного з'єднання одержані за допомогою фотокамери «Olympus C-500».

ОСНОВНИЙ МАТЕРІАЛ

Метал досліджуваних наплавок має складну литу структуру, характерну для багатошарового наплавлення. При невеликих збільшеннях видно, що в наплавці відсутня єдина стовпчаста структура. На рисунках видно окремі шари, які відрізняються різною направленістю кристалітів (Рис. 1). Необхідно зазначити наявність напіврівномірної дендритної структури, що спостерігається на по всій глибині наплавки. На всій глибині напавленого металу, на лінії сплавлення, а також у зоні термічного впливу (ЗТВ) матеріалу тонкостінної основи тріщин, несплавлень, а також інших дефектів виявлено не було.

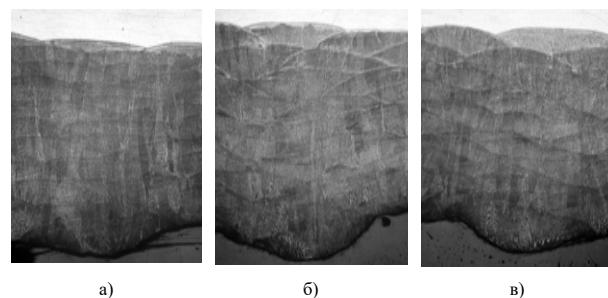


Рис. 1. Загальний вигляд наплавлених зразків:

а) Зразок № 1510 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 1,5$ кВт; б) Зразок № 1511 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 2$ кВт; в) Зразок № 1512 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 2,5$ кВт. Масштаб 20:1

Необхідно відмітити наявність великої кількості кристалітів, що проростають через межі шарів наплавки. В усіх досліджених зразках відсутні міжшарові ділянки зі зміненою структурою, котра утворюється в результаті теплового впливу при накладанні кожного наступного шару металу. При цьому, в усіх досліджених зразках структура напавленого металу по висоті наплавки складається із дисперсних кристалітів різного розміру і орієнтованості. На лінії сплавлення відмічено наявність ділянки зі зміненою різно-орієнтованою структурою.

З лінії сплавлення межує ділянка із зміненою структурою, у котрій невеликі фрагменти направлених кристалітів збереглися лише частково (Рис. 2). Ширина цієї ділянки різна в усіх трьох зразках, однак,

вона є найбільшою в центрі валиків, і падає до мінімуму під час руху від центру наплавленого треку до точок перекривання треків.

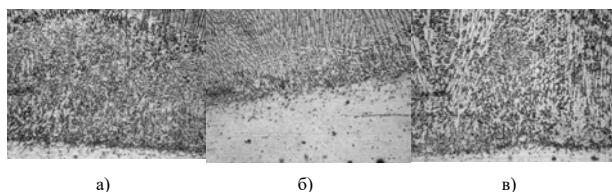


Рис. 2. Ділянка з фрагментами кристалітів, що межує з лінією сплавлення: а) Зразок № 1510 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 1,5$ кВт; б) Зразок № 1511 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 2$ кВт; в) Зразок № 1512 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 2,5$ кВт. Масштаб 500:1.

В той же час лінія сплавлення представляє собою ділянку відносно гомогенної глибини, котра представляє собою дрібнозернисту структуру з розорієнтованими зернами (Рис. 3). Додатково можна відзначити мінімальні зміни у поверхневих шарах матеріалу тонкостінної основи, що свідчить про відсутність дефектів, котрі можуть бути пов'язані з ними.

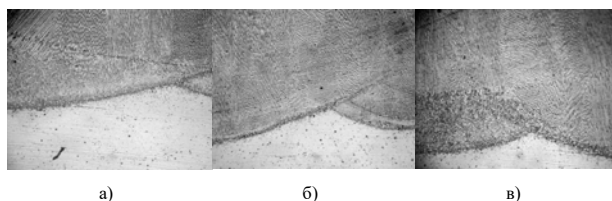


Рис. 3. Зона лінія наплавлення між наплавленим матеріалом та матеріалом основи: а) Зразок № 1510 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 1,5$ кВт; б) Зразок № 1511 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 2$ кВт; в) Зразок № 1512 з потужністю лазерного випромінювання у $P = 2,5$ кВт. Масштаб 200:1

Значення ширини ділянок перехідної зони зі зміненою структурою на досліджених зразках приведено в таблиці 3. Можна відзначити зменшення екстремумів діапазону ширини окремих розорієнтованих зразків при величині потужності лазерного випромінювання у 2 кВт (погонна енергія = 60 Дж/мм) відносно зразків з потужністю ЛВ у 1,5 кВт (погонна енергія = 45 Дж/мм). Однак, при цьому можна відзначити збільшення самого діапазону з 80–90 мкм до

100 мкм. Окремо слід зазначити, що на зразку № 1511 ($P = 2$ кВт) мінімальна ширина ділянки зі зміненою структурою спостерігається майже вздовж всієї лінії сплавлення, лише в деяких місцях досягаючи максимального значення. При подальшому підвищенні величини потужності лазерного випромінювання до 2,5 кВт (погонна енергія = 75 Дж/мм) діапазон величин ширини кардинально зростає до 420–480 мкм. Цей тренд збільшення діапазону пояснюється збільшенням вкладки теплової енергії (густина потужності росте з 7,5 кВт/см² до 10,5 кВт/см²).

Таблиця 3. Значення ширини ділянки з розорієнтованою структурою для досліджених зразків

Номер зразка	Найменша ширина, мкм	Найбільша ширина, мкм
1510	86–87,5	165–175
1511	25–35	100–125 (поодинокі до 250 мкм)
1512	50–55	475–500

При цьому ширина кристалітів дещо змінюється по висоті досліджених наплавів, що видно з даних, приведених в таблиці 4. Найбільша ширина кристалітів в усіх зразках спостерігається в центральній частині наплавки; найменша – біля верхнього краю наплавки. На ділянці з видозміненою структурою ширина фрагментів кристалітів дещо більша порівняно з прилеглою ділянкою незмінних кристалітів.

Мікроструктура наплавленого металу всіх досліджених зразків складається із аустенітної матриці, і незначної кількості надлишкової фази, яка виділяється по границях кристалітів (Рис. 4). Ширина границь з виділеннями становить близько 1 мкм (точніше виміряти металографічними методами неможливо). Метал усіх трьох зразків містить сліди α -фази в неістотній кількості. Метал підложки – 0,2–0,3%, наплавлений метал – зразок № 1510 – до 0,1%, зразок № 1511 – до 0,1%, зразок № 1512 – 0%. Зведення слідів альфа-фериту до 0% у випадку зразка № 1512 ($P = 2,5$ кВт) є негативним явищем, оскільки повна відсутність альфа-фериту свідчить про нижчі експлуатаційні характеристики наплавленого матеріалу.

Таблиця 4. Значення ширини кристалітів для різних зон зразків

Місце вимірювання	Зразок № 1510 шир. крист., мкм	Зразок № 1511 шир. крист., мкм	Зразок № 1512 шир. крист., мкм
До 200 мкм від верхнього краю наплавки	3,16	3,95	3,75
1 мм від верхнього краю	3,92	4,37	3,96
Центр наплавки	4,75	4,98	5,06
1 мм від лінії сплавлення	3,32	4,81	4,83
Прилягає до ділянки із зміненою структурою	3,05	4,08	3,88
Ділянка із зміненою структурою	3,37	4,20	3,96

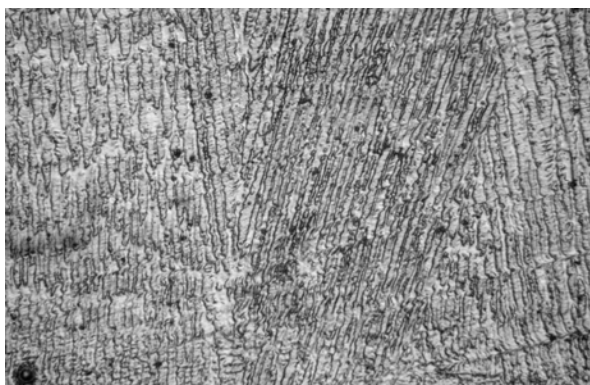


Рис. 4. Зразок № 1511, мікроструктура металу в центрі наплавки. Масштаб 500:1

В досліджених зразках слід відмітити наявність глобулярних включень різного розміру, що спостерігаються по всій площі наплавки. Максимальний розмір цих включень досягає 20 мкм. Візуально їх кількість найменша в металі зразку № 1510. За допомогою спектроскопічних досліджень було визначено, що дані зразки мають хімічний склад, ідентичний до наплавленого матеріалу. Однак, у зразках № 1511 та № 1512 було відзначено наявність невеликої кількості силікатів (кварцового скла). У поляризованому світлі такі включення мають характерну форму «чорного хреста». Також в наплавленому металі всіх досліджених зразків спостерігається наявність незначної кількості дрібних нітридів. Через наявність у основному матеріалі тонкостінної основи невеликої фазової частки титану, а також концентрацію цих елементів ближче до лінії сплавлення, можна прийти до висновку, що велика частка цих нітридів є нітридами титану, що утворились під час перемішування матеріалу тонкостінної основи з розплавленим порошковим матеріалом наплавлення.

Точнішу частку нітридів титану планується визначити за допомогою більш тонких засобів досліджень.

Наступним етапом проведення досліджень було визначення мікротвердості наплавленого матеріалу у різних наплавлених шарах та визначення залежностей даних величин від енергетичних характеристик робочих режимів. При вимірюванні мікротвердості наплавленого металу на різних ділянках по висоті наплавки можна відзначити, що різниця між екстремумами отриманих даних в кожній зоні окремого зразка не перевищує 15%. В той же час необхідно відзначити, що у металі тонкостінної основи спостерігається більш низькі значення мікротвердості.

Також було проведено вимірювання твердості по висоті наплавки через кожні 500 мкм з навантаженням 100 г, в напрямку від лінії сплавлення до краю наплавки. Результати цього дослідження, візуалізовані на графіку, представлено на рис. 4, свідчать, що найвища твердість і найменший розбіг

значень спостерігається в наплавленому металі зразку № 1510, котрому притаманна потужність ЛВ в 1,5 кВт (погонна енергія = 45 Дж/мм, густина потужності – 7,5 кВт/см²).

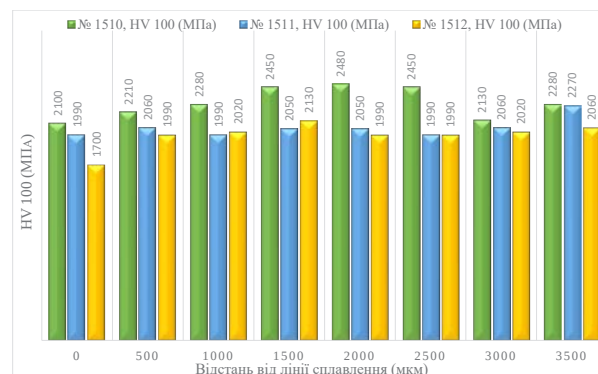


Рис. 5. Графік розподілу мікроструктури у глибині наплавленого елементу

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ СТАТТІ

В результаті аналізу результатів вимірювань було встановлено, що:

1. Мікротвердість наплавленого матеріалу на лінії сплавлення зворотно залежить від кількості прикладеної енергії, відтак, зразок № 1512 з найбільшим значенням погонної енергії у 75 Дж/мм має найменшу мікротвердість у 1700 МПа, в той же час для зразка № 1510, де це значення складає всього 45 Дж/мм, величина мікротвердості складає 2100 МПа.

2. В середині наплавленого шару всі зразки мають близьку твердість. З цих трьох зразків, зразок № 1510 має найвище значення мікротвердості, однак даний тренд має тренд на зменшення розриву. На відстані у 2,75–3 мм від лінії наплавлення всі три робочі режими починають виготовляти наплавлені шари з однаковою мікротвердістю (різниця не перевищує 5%).

3. На поверхні крайнього шару наплавленої поверхні для зразків № 1510 та № 1511 (погонна енергія = 45...60 Дж/мм) спостерігається зрівняння рівня мікротвердості на рівні 2280 МПа, однак, через більшу кількість наплавленого матеріалу для зразку № 1512 (погонна енергія = 75 Дж/мм).

В результаті обробки результатів всіх поперед зазначених робіт можна заявити, що при наплавленні перших шарів порошкового матеріалу на тонкостінну важливим є витримування рівня погонної енергії у 45...50 Дж/мм, з подальшим збільшенням даної величини до 60 Дж/мм при висоті наплавленого елементу в 2,75–3 мм. Подальше збільшення величини погонної енергії обробки до 75 Дж/мм при наплавленні елементів більшої висоти є небажаним через збільшення зони переплаву наплавлених шарів, а також появу недоплавлених частинок металевих порошків розміром до 20 мкм. При цьому необхідно врахувати і те,

що збільшення значень обох величин до максимальних реалістичних максимумів величин, що розглянуті у дослідженнях (до 64,0 кВт/см² та 200,0 Дж/мм), призводить до перегріву металу наплавлення та проплавлення тонкостінної основи.

ВИСНОВКИ

1. При лазерному наплавленні на тонкостінну основу утворюється літа, дисперсна, характерна для багат шарового наплавлення структура наплавлених шарів. В структурі відсутні ділянки зі зміненою під тепловим впливом структурою. Напів-рівномірна дендритна структура спостерігається на більшій частині глибини покритих зразків, з більш широкими дендритними структурами на поверхневих шарах. Поблизу лінії наплавлення, на краю зони теплового впливу, спостерігається більш хаотична структура на всіх шарах лазерної потужності.

2. Біля лінії сплавлення спостерігається тонка ділянка зі зміненою структурою. Її ширина змінюється вздовж лінії сплавлення. На поверхневих шарах напрямок кластерів дендритів є хаотичним, у поєднанні з видимим скупченням легуючих елементів. Біля лінії сплавлення спостерігається тонка ділянка зі зміненою структурою. Її ширина змінюється вздовж лінії сплавлення. На поверхневих шарах напрямок кластерів дендритів є хаотичним, у поєднанні з видимим скупченням легуючих елементів.

3. Мікроструктура наплавленого металу складається із аустенітної матриці і незначних виділень вздовж границь кристалітів. За межами лінії наплавки структура основного металу в основному залишається незмінною. Мікротвердість наплавленого матеріалу на лінії сплавлення зворотно залежить від кількості прикладеної енергії, відтак, зразок № 1512

з найбільшим значенням погонної енергії у 75 Дж/мм має найменшу мікротвердість у 1700 МПа, в той же час для зразка № 1510, де це значення складає всього 45 Дж/мм, величина мікротвердості складає 2100 МПа. В середині наплавленого шару всі зразки мають близьку твердість. З цих трьох зразків, зразок № 1510 має найвище значення мікротвердості, однак даний тренд має тренд на зменшення розриву. На відстані у 2,75–3 мм від лінії наплавлення всі три робочі режими починають виготовляти наплавлені шари з однаковою мікротвердістю (різниця не перевищує 5%). На поверхні крайнього шару наплавленої поверхні для зразків № 1510 та № 1511 (погонна енергія = 45...60 Дж/мм) спостерігається зрівняння рівня мікротвердості на рівні 2280 МПа, однак, через більшу кількість наплавленого матеріалу для зразку № 1512 (погонна енергія = 75 Дж/мм). В металі наплавки спостерігається надзвичайно невелика кількість неметалевих включень (нітридів, силікатів). Найменша кількість їх в зразку № 1510. Тріщин, не сплавлених і інших дефектів в наплавленому металі, на лінії сплавлення і в металі ЗТВ не виявлено.

4. В результаті обробки результатів всіх поперед зазначених робіт було встановлено, що при наплавленні перших шарів порошкового матеріалу на тонкостінну важливим є витримування рівня погонної енергії у 45...50 Дж/мм, з подальшим збільшенням даної величини до 60 Дж/мм при висоті наплавленого елемента в 2,75–3 мм. Подальше збільшення величини погонної енергії обробки до 75 Дж/мм при наплавленні елементів більшої висоти є небажаним через збільшення зони переплаву наплавлених шарів, а також появу недоплавлених частинок металевого порошку розміром до 20 мкм.

REFERENCES

- [1] Zheng, M., Wei, L., Chen, J., Zhang, Q., Zhang, G., Lin, X. and Huang, W. (2021). On the role of energy input in the surface morphology and microstructure during selective laser melting of Inconel 718 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 11, 392–403. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.024>
- [2] Jiang, H., Li, Z., Feng, T., Wu, P., Chen, Q., Feng, Y., Chen, L., Hou, J. and Xu, H. (2020). Effect of process parameters on defects, melt pool shape, microstructure, and tensile behavior of 316L stainless steel produced by selective laser melting. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 34(4), 495–510. <http://dx.doi.org/10.1007/s40195-020-01143-8>
- [3] Zheng, M., Wei, L., Chen, J., Zhang, Q., Zhong, C., Lin, X. and Huang, W. (2019). A novel method for the molten pool and porosity formation modelling in selective laser melting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 140, 1091–1105. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.06.038>
- [4] Zheng, M., Wei, L., Chen, J., Zhang, Q., Li, J., Sui, S., Wang, G., & Huang, W. (2019). Surface morphology evolution during pulsed selective laser melting: Numerical and experimental investigations. *Applied Surface Science*, 496, 143649. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.143649>
- [5] Trelewicz, J., Halada, G., Donaldson, O., & Manogharan, G. (2016). Microstructure and corrosion resistance of laser additively manufactured 316L stainless steel. *JOM*, 68(3), 850–859. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-016-1822-4>
- [6] Zhao, C., Bai, Y., Zhang, Y., Wang, X., Xue, J., & Wang, H. (2021). Influence of scanning strategy and building direction on microstructure and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials & Design*, 209, 109999. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109999>
- [7] Sander, G., Thomas, S., Cruz, V., Jurg, M., Birbilis, N., Gao, X., Brameld, M., & Hutchinson, C. (2017). On the corrosion and metastable pitting characteristics of 316L stainless steel produced by selective laser melting. *Journal of The Electrochemical Society*, 164(6), C250–C257. <http://dx.doi.org/10.1149/2.0551706jes>
- [8] Murkute, P., Pasebani, S., & Isgor, O. B. (2019). Production of corrosion-resistant 316L stainless steel clads on carbon steel using powder bed fusion-selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 273, 116243. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.05.024>

- [9] ASTM Standard A240M/A240M-22a, 2022, "Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications," ASTM International, West Conshohocken, PA, 2022, DOI: 10.1520/A0240_A0240M-22A, www.astm.org.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

- [1] Zheng, M., Wei, L., Chen, J., Zhang, Q., Zhang, G., Lin, X. and Huang, W. (2021). On the role of energy input in the surface morphology and microstructure during selective laser melting of Inconel 718 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 11, 392–403. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.024>
- [2] Jiang, H., Li, Z., Feng, T., Wu, P., Chen, Q., Feng, Y., Chen, L., Hou, J. and Xu, H. (2020). Effect of process parameters on defects, melt pool shape, microstructure, and tensile behavior of 316L stainless steel produced by selective laser melting. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 34(4), 495–510. <http://dx.doi.org/10.1007/s40195-020-01143-8>
- [3] Zheng, M., Wei, L., Chen, J., Zhang, Q., Zhong, C., Lin, X. and Huang, W. (2019). A novel method for the molten pool and porosity formation modelling in selective laser melting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 140, 1091–1105. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.06.038>
- [4] Zheng, M., Wei, L., Chen, J., Zhang, Q., Li, J., Sui, S., Wang, G., & Huang, W. (2019). Surface morphology evolution during pulsed selective laser melting: Numerical and experimental investigations. *Applied Surface Science*, 496, 143649. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.143649>
- [5] Trelewicz, J., Halada, G., Donaldson, O., & Manogharan, G. (2016). Microstructure and corrosion resistance of laser additively manufactured 316L stainless steel. *JOM*, 68(3), 850–859. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-016-1822-4>
- [6] Zhao, C., Bai, Y., Zhang, Y., Wang, X., Xue, J., & Wang, H. (2021). Influence of scanning strategy and building direction on microstructure and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials & Design*, 209, 109999. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109999>
- [7] Sander, G., Thomas, S., Cruz, V., Jurg, M., Birbilis, N., Gao, X., Brameld, M., & Hutchinson, C. (2017). On the corrosion and metastable pitting characteristics of 316L stainless steel produced by selective laser melting. *Journal of The Electrochemical Society*, 164(6), C250–C257. <http://dx.doi.org/10.1149/2.0551706jes>
- [8] Murkute, P., Pasebani, S., & Isgor, O. B. (2019). Production of corrosion-resistant 316L stainless steel clads on carbon steel using powder bed fusion-selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 273, 116243. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.05.024>
- [9] ASTM Standard A240M/A240M-22a, 2022, "Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications," ASTM International, West Conshohocken, PA, 2022, DOI: 10.1520/A0240_A0240M-22A, www.astm.org.

© Соколовський М. В., Сіора О. В., Юрченко Ю. В., Гардер Д. А., Бернацький А. В.

Дата надходження статті до редакції: 25.02.2025

Дата затвердження статті до друку: 10.03.2025