НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ ІНСТИТУТ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ ім. З.І. НЕКРАСОВА

С.В. АДЖАМСЬКИЙ, Г.А. КОНОНЕНКО, Р.В. ПОДОЛЬСЬКИЙ, С.І. БАДЮК

РЕАЛІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ В УКРАЇНІ

ПРОЄКТ «НАУКОВА КНИГА»

КИЇВ НАУКОВА ДУМКА 2023

https://doi.org/10.15407/978-966-00-1856-3 УДК: 669.017:621.771.294:62-19(043)

У монографії наведено принципові засади, галузі застосування, переваги та недоліки технології селективного лазерного плавлення, розглянуто явища, що відбуваються у ванні розплаву, проаналізовано вплив головних чинників на якість виробів, виготовлених за технологією селективного лазерного плавлення, описано обладнання для реалізації технології селективного лазерного плавлення в Україні та світі.

Розроблено методологію вибору раціональних технологічних режимів для селективного лазерного плавлення. Встановлено закономірності впливу на структуру та механічні властивості термічного оброблення виробів, виготовлених за технологією селективного лазерного плавлення з жароміцного сплаву Inconel 718.

Для наукових та інженерно-технічних працівників науково-дослідних інститутів, металургійних та машинобудівних підприємств, а також для викладачів, аспірантів і студентів відповідних спеціальностей вишів.

Рецензенти:

А.Ф. Санін, доктор технічних наук, професор,
Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара;
В.М. Волчук, доктор технічних наук, професор,
Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»;
Е.В. Парусов, доктор технічних наук,
Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України

Рекомендовано до друку вченою радою Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (протокол № 8 від 02.09. 2021 р.)

Видання здійснено за кошти Цільової комплексної програми НАН України «Наукові основи функціонування та забезпечення умов розвитку науково-видавничого комплексу НАН України»

> Науково-видавничий відділ фізико-математичної та технічної літератури

> > Редактор В.В. Вероцька

 © С.В. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, С.І. Бадюк, 2023
© НВП «Видавництво "Наукова думка" НАН України», дизайн, 2023

ISBN 978-966-00-1856-3

На сьогодні адитивні технології набувають все більшого поширення у сучасному виробництві, оскільки дають змогу швидко та якісно створювати вироби з унікальною геометрією, яку неможливо або складно виготовити іншими традиційними способами [1].

Сучасне адитивне виробництво поділяють на два великих напрями [2]:

• швидке прототипування (Rapid Prototyping) — виробництво прототипів, засобів візуального проєктування, складальних частин, що використовуються на етапі розроблення виробів і не повинні точно відповідати характеристикам готових виробів;

• швидке виробництво (Rapid Manufacturing) — виробництво функціональних виробів, призначених для використання як готових продуктів, тобто такі вироби мають відповідати висунутим до них вимогам і мати задані характеристики.

Більшість авторів класифікують адитивні технології за формуванням шару, фіксацією шару, застосованим матеріалам та видами енергії, що використовується [3, 4]. Зазвичай металеві вироби, виготовлені за адитивними технологіями, класифікують за двома способами: непрямим та прямим. У разі виготовлення виробів непрямим способом використовують сполучну речовину для зв'язування частинок металу, що утворюють тривимірну деталь. За прямим способом частинки (агломерати) металу повністю розчиняються у процесі, щоб одразу формувати деталь [5].

Тривалий час адитивні технології виготовлення деталей з металів та сплавів не знаходили значного поширення, оскільки не вдавалося досягти задовільної якості виробів щодо їх щільності (суцільності), шорсткості та, як наслідок, високих механічних і експлуатаційних властивостей. У зв'язку з суттєвим підвищенням якості металовиробів, виготовлених за технологією селективного лазерного плавлення (СЛП), останнім часом ця технологія стає все більш затребуваною споживачем.

Адитивне виробництво поділяється на такі етапи:

• перенесення STL-файлу в машину адитивного виробництва і маніпулювання цими файлами. STL-файл з описом виробу передається в машину, де виконується виправлення розмірів, позиціонування та орієнтація для виготовлення виробу;

• *налаштування машини*. Перед початком виготовлення машину AB необхідно налаштувати, а саме: встановити параметри виготовлення, наприклад, межі використання матеріалу, джерело енергії, товщину шару тощо;

• виготовлення. Виготовлення виробів є здебільшого автоматизованим процесом, що виконується практично без контролю оператора.

• вилучення виробу (розпакування). Для вилучення виробу потрібно здійснити деякі маніпуляції з машиною, в яку вбудовано блокування безпеки, щоб забезпечити, наприклад, зниження температури або відсутність активно рухомих частин;

• подальше оброблення. Після вилучення виробу з машини може знадобитися його додаткове очищення перед використанням. На цьому етапі вироби можуть не мати потрібної міцності або в них залишилися допоміжні поверхні, які необхідно видалити;

• застосування. У деяких випадках деталі не потребують додаткового оброблення і після виготовлення та постоброблення готові до використання. В інших випадках може знадобитися ґрунтування і фарбування для створення потрібної текстури поверхні та фінішного оброблення.

Однак не для всіх виробів і не в кожному випадку потрібно виготовляти деталі за допомогою адитивного виробництва. Чинники, що сприяють адитивному виробництву, — це малі обсяги виробництва, висока вартість матеріалів, висока вартість верстатного оброблення. А чинники, що сприяють традиційному виробництву, — це великі обсяги виробництва, низька вартість матеріалів, легкість оброблення деталей (рис. В.1).

Адитивні технології дають змогу:

• вільно змінювати форму виготовлених деталей, що дає можливість не лише швидко отримувати дослідні зразки, а й вносити зміни в базову конструкцію відповідно до побажань конкретного замовника. Наприклад, у медицині можна виготовляти штучні колінні і тазостегнові суглоби для конкретного пацієнта;

◆ знизити на порядок час виробничого циклу дрібносерійного виробництва. Істотно зменшуються тривалість виробничого циклу, термін і вартість запуску виробу у виробництво завдяки відсутності потреби у спеціалізованому інструментальному оснащенні. Час з моменту проєктування виробу до отримання готової деталі може бути скорочений від декількох тижнів до декількох днів;

◆ підвищити коефіцієнт використання матеріалів. Одна з особливостей технологій адитивного виробництва — близькість одержуваної форми виробу до заданої, що істотно скорочує витрати матеріалу і відходи виробництва. Адитивні технології використовують практично ту саму кількість матеріалу, яка потрібна для виробництва виробів. Тоді як за традиційних способів виготовлення втрати сировини можуть становити до 80—85 %. Результати дослідження European Aeronautic Defenseand Space Company (Брістоль, Великобританія) і EOS Innovation Center (Уорвік, Великобританія) показали, що економія сировини у разі застосування адитивних технологій може досягати 75 %;

◆ знизити шкідливий вплив на навколишнє середовище. Технології АВ мають значний потенціал щодо зниження викидів парникових газів в атмосферу внаслідок оптимізації дизайну виробів і скорочення втрат матеріалу.

Виконаний у рамках проєкту ATIKINS аналіз результатів дослідження переваг і недоліків технологій адитивного виробництва показав, що зниження маси магістрального літака на 100 кг упродовж усього життєвого циклу сприяє економії 2,5 млн дол. США на паливних витратах і скорочує викиди вуглекислого газу на 1,3 млн т.



Рис. В.1. Чинники сприяння та несприяння адитивному виробництву

Все більшого застосування набуває технологія СЛП — процес адитивного виробництва, що використовує лазерний промінь для сплавлення металевих частинок за допомогою сканування, за траєкторією відповідно до заданої тривимірної форми на основі САD-моделі, на поверхні порошкового шару.

Під час такого процесу металевий порошок повністю розплавляється під впливом потужного лазерного випромінювання з утворенням металевого шару, який майже не містить пор і не вимагає подальшого оброблення, що дає змогу досягти таких механічних властивостей виробу, що дорівнюють або навіть краще, ніж властивості литих.

Отже, технологія СЛП дає змогу забезпечити високу якість виробів (точність та унікальність геометрії, високий комплекс механічних властивостей, високу щільність, однорідність мікроструктури і хімічного складу). Широкий спектр використовуваних матеріалів зумовлює її застосування в таких галузях як медична і стоматологічна, машинобудівна, автомобільна та аерокосмічна.

РОЗДІЛ 1

ПРИНЦИПОВІ ЗАСАДИ, ГАЛУЗІ ЗАСТОСУВАННЯ, ПЕРЕВАГИ ТА НЕДОЛІКИ ТЕХНОЛОГІЇ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

Сучасний метод адитивного виробництва, так зване селективне лазерне плавлення (СЛП), дає змогу виготовляти 3D-вироби пошарово [6]. Підготовка до друку починається з моделювання об'єкта, побудованого в САD системі в форматі *.STL, у результаті отримуємо елемент, розбитий на воксельну структуру [7], з певним набором параметрів, придатних для друку. Воксель (Voxel) (об'ємний піксель) — це кубічна одиниця, складова тривимірного об'єкта. Це мінімальна одиниця тривимірної матриці, що обробляється, її можна розглядати як еквівалент пікселя в двовимірному об'єкті. Під час цифрового оброблення модель розділяється на шари товщиною від 20 до 100 мікрон і формуються вектори руху лазерного променя (рис. 1.1).

Процес друку відбувається всередині камери з інертним газом (зазвичай використовують аргон або азот), в якій підтримується строго контрольована атмосфера, щоб запобігти небажаному окисненню деталі під час виготовлення. Це уможливлює друк порошком алюмінієвих і титанових сплавів, а оскільки кисень в камеру не проникає, то це запобігає окисненню використовуваного матеріалу (рис. 1.2, див. вклейку). На рис. 1.3 наведено принципову схему роботи 3D-принтера. Процес виготовлення починається з нанесення шару металевого порошку, необхідного для друку одного шару D-об'єкта, на металеву підкладку, яка кріпиться до опорної конструкції і переміщається у вертикальному напрямку вздовж осі Z (див. рис. 1.3).

Кожен 2D-шар об'єкта сплавляється разом, копіюючи форму цифрового STL креслення. Металевий порошок розплавляється за впливу лазерного променя, спрямованого вздовж осей X і Y двома поверхнями, що відбивають промінь з високою швидкістю (див. рис. 1.3). Потужність лазерного випромінника зазвичай знаходиться в діапазоні 200—1000 Вт.

Під час реалізації СЛП-технології металеві порошки в шарі швидко розплавляються [8] і тверднуть у ванні розплаву (швидкість охолодження становить від 10^3 до 10^8 K/c) з короткочасним нерівноважним переходом фаз, у результаті формується високодисперсна мікроструктура [9, 10]. Це призводить до деяких істотних відмінностей у механічних властивостях між виробами, виготовленими методами лиття, кування і СЛП [11, 12]. Мікроструктура справу під час звичайного виробничого процесу, такого як лиття і деформація, має більші зерна з високою ліквацією через низьку швидкість охолодження під час твердіння, значні дефекти усадочного походження через великий обсяг розплаву, що кристалізується. Крім того, в литих і деформова-

РОЗДІЛ 1. Принципові засади, галузі застосування, переваги та недоліки технології СЛП



Рис. 1.1. Схема послідовності операцій з підготовки до друку

них сплавах керування мікроструктурою ускладнене, в той час як її легше контролювати в СЛП-процесі за допомогою зміни параметрів процесу виготовлення [13].

Після сканування порошкового шару робоча платформа опускається на задану товщину шару, новий шар порошкового матеріалу розподіляється зверху, і процес повторюється до завершення виготовлення виробу [14—16].

Товщина шару знаходиться в межах від 10 до 150 мкм залежно від використаного матеріалу. Для плавлення металу у вигляді порошку застосовують ітербієві (ytterbium) волоконні лазери потужністю від 200 до 1000 Вт, випромінювання яких за допомогою відбивних поверхонь на швидкодійному приводі фокусується в потрібне місце формування контуру деталі [17, 13].

Параметри процесу, такі як потужність лазера, швидкість сканування, інтервал штрихування і товщина шару, регулюються так, щоб один трек розплаву міг повністю зливатися з сусідніми треками розплаву і попереднім шаром. Як тільки процес лазерного сканування завершено, з будівельної камери видаляються вільні порошки Після цього виріб може бути відокремлений від платформи вручну або за допомогою механічного оброблення. Крім підготовки і видалення готового виробу з будівельної платформи весь процес автоматизовано [18].

Завдяки унікальним можливостям СЛП-технології зі створення деталей складної геометричної форми їх виготовлення, яке було витратним або неможливим за стандартними технологіями, стало доступним. Наприклад за допомогою такої технології можна виготовляти:

• функціональні деталі для роботи в складі різних вузлів і агрегатів;

 складні конструкції, в тому числі нерозбірні, що в процесі експлуатації змінюють геометрію, а також складаються із значної кількості елементів;

Рис. 1.3. Принципова схема процесу селективного лазерного плавлення



• формотворчі елементи прес-форм для лиття термопластів і легких матеріалів;

• технічні прототипи для відпрацювання конструкції виробів;

- формотворчі вставки для кокильного лиття;
- індивідуальні стоматологічні протези та імплантати;
- штампи.

Як наслідок, СЛП-технологія знайшла застосування у багатьох відповідальних та наукоємних галузях виробництва.

В аерокосмічній галузі СЛП-технологію застосовують для виготовлення легких деталей зі складною геометрією, паливних інжекторів, елементів турбін, повітряних та гідросистем, деталей двигунів з внутрішніми каналами охолодження (рис. 1.4).

В автомобільній галузі СЛП-технологію застосовують для швидкого прототипування та розроблення прототипів, виробництва складних геометричних компонентів, сільськогосподарських конструкцій, деталей з охолоджувальними каналами (рис. 1.5).



Рис. 1.4. Приклади виробів, виготовлених за СЛП-технологією, які застосовуються в аерокосмічній галузі



Рис. 1.5. Приклади виробів, виготовлених за СЛП-технологією, які застосовуються в авто-мобільній галузі

РОЗДІЛ 1. Принципові засади, галузі застосування, переваги та недоліки технології СЛП

Рис. 1.6. Приклади виробів, виготовлених за СЛПтехнологією, які застосовуються в медичній галузі

Також широкого застосування СЛП-технологія набула в медичній галузі для виробництва зубних мостів, накладок, коронок, вінірів (стоматологія) та індивідуальних протезів, таких як імплантати суглобів, елементи черепної коробки (рис. 1.6).

Широко використовується СЛП-технологія в машинобудуванні для виготовлення інструментів, форм з охолоджувальними каналами, деталей високонавантажених кінематичних схем, продукції корпусів і технологічного обладнання, елементів вузлів і агрегатних вкладень, деталей електромеханічних систем (рис. 1.7).

Також СЛП-технологію можна використовувати у військовій та архітектурній галузях, нафтовій інженерії, для виготовлення дизай-





нерських предметів, предметів колекціонування та ювелірних виробів, а також для застосування на інших споживчих ринках.

Створення складних конструкційних елементів літальних апаратів з використанням адитивних технологій потребує вирішення низки науково-технічних завдань, що пов'язані з розробленням виробничого комплексу, за допомогою якого можна отримати вироби високої точності й щільності, а також розроблення технологічного процесу та опрацювання раціональних режимів СЛП-технології.

Більшість конструкційних елементів літальних апаратів виготовляють



традиційними способами виробництва: ливарним, за допомогою створення воскових форм і відливанням сплаву для отримання деталі з приблизними розмірами; механічним обробленням на фрезерувальних та токарських верстатах.

Сьогодні серйозною технологічною проблемою є відтворення більшості конструкційних елементів ЛА, що пов'язано з ускладненням форми деталей та вузлів, збереженням або підвищенням міцності та вдосконаленням функціональних можливостей ЛА. Це зумовлено стрімким зменшенням витрат палива під час польоту, що пов'язане з подоланням сил тертя, повітряного опору та урівноваженням маси ЛА, а також з охолоджувальними системами.

Рис. 1.7. Приклади виробів, виготовлених за СЛП-технологією, які застосовуються в машинобудуванні



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 1.9. Приклади топографічної оптимізації деталей

Виготовлення та проєктування сучасних конструкцій авіаційного призначення можливо здійснювати за допомогою комп'ютерних САД-моделей, тим самим мінімізувати використання верстатів і порталів із ЧПК та похибки механічного оброблення. Можливість зменшити вплив людського фактора через вилучення більшості технологічних процесів, пов'язаних із доведенням деталі вручну за допомогою простих пристроїв.

Адитивні технології для виготовлення елементів конструкції літальних апаратів (двигунів) та деталей для машинобудування зі складними геометричними параметрами набувають широкого застосування, оскільки такі елементи мають конструктивні та технологічні переваги порівняно зі збиранням окремих готових деталей.

Топологічна оптимізація — це пошук оптимальної форми деталі для заданих умов закріплення і навантаження. Оптимальною в цьому випадку вважають форму, що забезпечує найменшу масу, зберігаючи міцність деталі (рис. 1.8, див. вклейку).

Використання виробів, виготовлених за таким принципом, дає змогу зменшити масу конструкції зі збереженням міцності (топологічна оптимізація), знизити витрати на складальні роботи, виготовити монолітні вироби з готовими функціональними елементами (охолоджувальні канали, внутрішні отвори тощо) (рис. 1.9).

Головні переваги СЛП-технології:

- виготовлення виробів складної геометрії за один технологічний цикл;
- висока точність виготовлення (роздільна здатність друку від 10 мкм);
- високі фізико-механічні властивості матеріалів;

• відносно низька собівартість виробництва складних виробів завдяки відсутності необхідності у виготовленні вартісного оснащення;

• зменшення собівартості у разі малих партій за рахунок скорочення витрат на електроенергію, зменшення розмірів виробничих площ за рахунок вилучення низки технологічних операцій;

• незначна кількість відходів — побудова відбувається за допомогою пошарового додавання в «тіло» виробу необхідної кількості матеріалу; 97—99 % незадіяного під час виробничого процесу порошку після просіювання придатне до повторного використання;

- практично немає обмежень щодо складності виробів;
- досить малий час виготовлення;
- можливість друку з великого спектра порошкових металів;
- вирішення складних технологічних завдань;

• виробництво виробів зі складною геометрією, з внутрішніми порожнинами і каналами охолодження;

• скорочення циклу науково-дослідних і дослідно-конструкторських робіт (НДДКР);

- побудова складних виробів без виготовлення вартісного оснащення;
- зменшення маси виробів;
- економія матеріалу під час виробничого процесу;

• перехід від масового виробництва до збільшення кількості замовників (можливість виготовлення якомога більше індивідуальних замовлень), збільшення номенклатури виробів;

Широкому поширенню СЛП-технології перешкоджають такі технічні та економічні бар'єри:

• властивості матеріалу (деталі часто мають анізотропні властивості, що зумовлено пошаровою природою процесів);

- вибір матеріалів для реалізації технології вельми обмежений;
- точність виготовлення та якість поверхні деталей;
- швидкість виготовлення (обмежена дрібносерійним виробництвом);
- високі капітальні вкладення;
- висока вартість матеріалів і обслуговування;

• відмінності в геометрії і властивостях між «ідентичними» деталями, виготовленими на різних установках;

- наявність внутрішніх напружень у продукті;
- потреба у допоміжній геометрії;
- високий попит на сировину;
- необхідність механічного постоброблення.

РОЗДІЛ 2

ЯВИЩА, ЩО ВІДБУВАЮТЬСЯ У ВАННІ РОЗПЛАВУ ПІД ЧАС РЕАЛІЗАЦІЇ ПРОЦЕСУ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

Вплив характеристик ванни розплаву на якість побудови тривимірних деталей з різних матеріалів детально розглянуто в працях [19—22]. Малий розмір ванни розплаву призводить до зниження ефективності процесу через збільшення часу виготовлення. Великий розмір ванни розплаву сприяє підвищенню ефективності виробництва, але зумовлює випаровування підкладки або порошку, що призводить до утворення пор і збільшення загальної пористості матеріалів [11, 20]. Тому якість виробу, зокрема кінцева щільність і шорсткість поверхні, в першу чергу залежить від характеристик ванни розплаву (форми і розміру), якими значною мірою можна керувати за допомогою зміни щільності енергії лазерного променя, що є по суті мірою підведеної під час оброблення енергії.

Конфігурація ванни розплаву однієї доріжки являє собою дугу, що є наслідком розподілу енергії у лазерному промені за Гаусом. Форма і перекриття ванн розплаву впливають на мікроструктуру матеріалу, отриманому за допомогою СЛП-технології. Невеликі дендритні і комірчасті структури з розміром структурних елементів у кілька мікрометрів виявлено в межах кожного треку. Залежність форми ідеалізованої ванни розплаву від збільшення питомої енергії показано на рис. 2.1, з якого бачимо значне зростання розмірів ванни розплаву і зміну її форми залежно від зростання питомої енергії: форма ванни розплаву в плані змінюється від еліптичної (низька питома енергія) до витягнутої краплеподібної (висока питома енергія).

У поздовжньому перерізі зі збільшенням питомої енергії спостерігаємо значне подовження хвостової частини ванни розплаву і поглиблення лунки (найглибшої частині ванни розплаву, що знаходиться безпосередньо під лазерним променем). Вплив питомої енергії на довжину і ширину ванни розплаву є істотнішим, ніж на глибину ванни розплаву. Однак довжина ванни розплаву збільшується, а ширина ванни розплаву зменшується зі збільшенням швидкості сканування лазера.

Рівень краю хвостової частини ванни розплаву завжди вище за рівень головної частини. Висота ванни розплаву між крайніми точками вздовж довжини ванни розплаву змінюється приблизно за лінійним законом.

Для розмірів, наведених на рис. 2.1 зображень ванни розплаву, зі збільшенням питомої енергії справедливі такі співвідношення:

$$\begin{array}{l} \pmb{B}_1 < \pmb{B}_2 < \pmb{B}_3 < \pmb{B}_4 < \pmb{B}_5; \\ \pmb{L}_1 < \pmb{L}_2 < \pmb{L}_3 < \pmb{L}_4 < \pmb{L}_5; \\ \pmb{H}_1 < \pmb{H}_2 < \pmb{H}_3 < \pmb{H}_4 < \pmb{H}_5. \end{array}$$



Рис. 2.1. Зміна форми і розмірів ванни розплаву зі збільшенням питомої енергії (вигляд зверху і в поздовжньому перерізі):

B — ширина ванни розплаву; H — глибина ванни розплаву; L — довжина ванни розплаву; D_L — діаметр лазерного променя

Реальна форма ванни розплаву дещо відрізняється від ідеалізованої форми, показаної на рис. 2.1. Оскільки матеріал, що розплавляється, є не суцільним середовищем з абсолютно рівною поверхнею, а з хвилястою поверхнею підкладки, над якою конвективними потоками захисного газу переміщається порошкове середовище, що сформоване з гранул різної форми і розмірів [23—25], то межі ванни розплаву не є рівними, як показано на рис. 2.1. Крім того, конвективні потоки, що діють у ванні розплаву, і тиск парів металу на ванну розплаву зумовлюють постійні зміни форми ванни розплаву. Тобто ванна розплаву знаходиться в постійному русі не лише через рух променя лазера, а й під дією внутрішніх сил, що діють у ванні розплаву. Однак загалом форму ванни розплаву можна вважати відповідною схемам, наведеним на рис. 2.1.

Виконано численні дослідження з лазерного впливу на сплав Inconel 718 [21, 26—28] щодо мікроструктурних перетворень і пов'язаних з ними змін механічних властивостей сплаву. Проте дослідження впливу зміни параметрів лазерного оброблення на пористість і мікроструктуру сплаву Inconel 718 обмежені [29]. Згідно з результатами досліджень зразків, виготовлених із різною швидкістю сканування і різними комбінаціями потужності лазера, ущільнення сплаву пов'язано зі щільністю енергії лазера, максимальна щільність досягається за оптимальної щільності енергії лазера. Проте ефективний вплив основних параметрів процесу, таких як потужність лазера, швидкість сканування і стратегія сканування, на пористість і мікроструктуру в цьому дослідженні розкрито не повністю.

Ванна розплаву, що утворюється внаслідок плавлення порошкового шару і підкладки під впливом лазерного випромінювання, має досить малі розміри. Фактично вона є мікрооб'єктом. Для таких об'єктів набувають важливого значення різні фізичні явища, дією яких на макрооб'єкти зазвичай нехтують (поверхневий натяг, термокапілярні ефекти тощо).



Рис. 2.2. Результати моделювання температурного поля у ванні розплаву (поздовжній переріз). Розподіл температури показано в різні моменти часу під час руху лазерного променя зліва направо (потужність 200 Вт, швидкість 2 м/с) [40]

Процеси, що протікають у ванні розплаву, складні і не зводяться лише до плавлення металу та його подальшої кристалізації. Ванна розплаву є дуже динамічним об'єктом, на поведінку якого впливає чимало чинників. Тому на кінцевий результат (виріб, сформований із сплавлених між собою лазерних треків) може впливати безліч чинників [30—39].

Головні характеристики ванни розплаву:

1. Температура ванни розплаву. Максимальна температура ванни розплаву збільшується зі збільшенням потужності лазера або питомої енергії, але трохи зменшується з підвищенням швидкості сканування лазера [40]. Градієнт температури у ванні розплаву збільшується зі зростанням потужності лазера. Він більш виражений для матеріалів з низькою теплопровідністю [40].

На рис. 2.2 і 2.3 наведено результати моделювання температурного поля у ванні розплаву і треку, що формується в поздовжньому перерізі (див. рис. 2.2) і на вигляді зверху (рис. 2.3, див. вклейку). Температура 1700 К відповідає температурі кристалізації. Отже, межі ванни розплаву окреслено сірою лінією. З рисунків бачимо, що ванна розплаву має нерівні межі і від неї відокремлюються окремі ділянки у хвостовій зоні.

На рис. 2.4 (див. вклейку) показано, як змінюються розміри ванни розплаву зі збільшенням потужності лазера від 100 до 400 Вт за постійної швидкості лазера 2 м/с. Бачимо істотне збільшення обсягу і розмірів ванни розплаву (особливо довжини) зі зростанням потужності. Отже, час існування рідкого металу (час з того моменту, коли частинки порошку в локальній зоні починають плавитися, до моменту, коли в кінцевому результаті вони затвердіють) збільшується з підвищенням потужності лазера і зменшенням швидкості сканування лазера.

2. В'язкість розплаву. В'язкість розплаву зменшується зі збільшенням лінійної щільності енергії в результаті підвищення температури ванни розплаву. Динамічну в'язкість потрібно збалансувати так, щоб вона була досить низькою, аби ванна розплаву могла правильно розподілятися по раніше обробленому шару, і досить високою, щоб запобігти явищу краплеутворення [32].

3. Масоперенесення у ванні розплаву [33]. Масоперенесення у ванні розплаву відбувається внаслідок дії термокапілярного потоку (конвекція Марангоні), що утворюється під дією градієнта поверхневого натягу, коли розплав виштовхується із зон ванни розплаву, на поверхні якої діє високий поверхневий натяг, у зони поверхні, де діє низький поверхневий натяг. У результаті всередині ванни розплаву утворюються потоки, що переносять розплав від центра ванни розплаву до її країв або навпаки. Напрямок потоку розплаву визначається знаком градієнта поверхневого натягу розплаву, що схематично показано на рис. 2.5. Також конвекція Марангоні зумовлює зміну форми ванни розплаву.

Неглибокий і широкий басейн розплаву утворюється, якщо потік спрямований радіально назовні, коли $d\gamma/dT < 0$ (для чистих металів і багатьох сплавів), як показано на рис. 2.5, *а*. Цей випадок характерний для сплавів Ni—Cr, до яких належить Inconel 718 [34].

Вузька і глибока ванна розплаву утворюється, якщо потік спрямований всередину радіально, коли $d\gamma/dT > 0$ (для сплавів, що містять досить велику кількість поверхнево-активних елементів), як показано на рис. 2.5, *б*.

Поверхневий натяг на краю ванни розплаву можна істотно зменшити за допомогою окиснення поверхні рідкого металу. Це змінює знак градієнта поверхневого натягу, і потік розплаву з більш холодної зони на краю (нижчий



відносний поверхневий натяг унаслідок окиснення) прямує до зони поблизу центра ванни розплаву (вищий поверхневий натяг) [35, 36].

Швидкість течії розплаву збільшується із підвищенням швидкості сканування лазера і товщини порошкового шару, що призводить до розбризкування розплаву у разі високих швидкостей сканування лазера [37, 38].

4. Стабільність ванни розплаву. Розмір стабільної зони збільшується зі зростанням потужності лазера і звужується для матеріалів з вищою теплопровідністю для заданої потужності лазера і товщини шару [39]. Із підвищенням швидкості лазера стабільність ванни розплаву знижується, що зумовлено як зменшенням глибини проплавлення, так і збільшенням внутрішніх потоків розплаву. Збільшення товщини шару за інших рівних умов також збільшує нестабільність ванни розплаву.

Розрізняють гідродинамічну і капілярну нестабільність. Гідродинамічна нестабільність розплаву зумовлена ефектом Марангоні і набуває все більшого значення зі збільшенням питомої енергії через високу потужність лазера або низьку швидкість сканування. Капілярна (релеєвська) нестійкість розплаву виникає, коли загальна поверхня ванни розплаву більше, ніж у сфери з таким самим об'ємом, і коли в'язкість занадто мала [39—41]. Така нестабільність характерна для випадків непроплавлення або незначного проплавлення під-кладки (тобто з низькою питомою енергією).

Стабільність розплавленої ванни має вирішальне значення для якості деталей, виготовлених за технологією селективного лазерного плавлення. Нестабільність ванни розплаву призводить до нерегулярного та/або переривчастого треку, що зумовлює високі шорсткості поверхні та об'ємну пористість виготовлених деталей [42].

5. Випаровування. Випаровування розплавленого металу починає інтенсивно протікати у разі його нагрівання вище температури кипіння. Пари металу, перебуваючи над ванною розплаву, діють на неї так званим «тиском віддачі», тобто тиском парів [43—53]. Тиск парів металу, впливаючи на ванну розплаву, знижує її стабільність і призводить до утворення нерегулярностей форми треку. Також тиск віддачі є одним із чинників, що зумовлюють розбризкування розплаву.

Вплив дуже великої потужності лазера на ванну розплаву може призвести до утворення хмари плазми, яка знаходиться безпосередньо під лазерним променем і частково занурена в ванну розплаву [43, 53—59]. Тиск плазми також зумовлює значну нестабільність ванни розплаву.

Пари металу за безпосереднього впливу лазерного випромінювання конденсуються в краплі діаметром кілька мікрон і кристалізуються [59—61]. Під впливом захисного газу ці краплі металу переміщуються від ванни розплаву і падають або на нерозплавлений порошковий шар, або на вже сплавлену поверхню деталі.

Хмара парів металу над ванною розплаву також розсіює лазерне випромінювання, що призводить до зниження його інтенсивності та ефекту розфокусування лазерного променя [43, 55, 62]. Здування хмари пари є одним із завдань потоку захисного газу.

6. Розбризкування. Розбризкування зумовлено перегріванням ванни розплаву [63]. Інтенсивність розбризкування збільшується зі збільшенням питомої

РОЗДІЛ 2. Явища, що відбуваються у ванні розплаву під час реалізації процесу СЛП

енергії [64]. Краплі рідкого металу і нерозплавленого порошку навколо ванни розплаву виштовхуються тиском віддачі, створюваним у ванні розплаву внаслідок випаровування розплаву, а також конвективними потоками всередині ванни розплаву. Розмір крапель може бути різним: від декількох до десятків мікрометрів.

Викинуті з ванни розплаву бризки залежно від їхньої маси і швидкості потоку захисного газу можуть відлітати на різну відстань. Легкі частинки, особливо за високої швидкості захисного газу, можуть відлітати на значну відстань від місця їх вильоту (ванни розплаву) — на десятки і сотні міліметрів. Важкі частинки, особливо за низької швидкості руху захисних газів, відлітають на невелику відстань або на трек, що формується. Якщо частинки під час польоту не встигають кристалізуватися, то вони можуть приваритись до треку або підкладки (якщо досягнули її). У цьому плані особливо небезпечними є великі частинки, які за їх подальшого опромінення лазером можуть не розплавитися в повному обсязі і спричинити появу дефектів у вигляді несуцільностей.

7. Ерозія порошку. З боків ванни розплаву і внаслідок треку формується зона, вільна від порошку (рис. 2.6). Ширина цієї зони може значно перевищувати ширину треку [39, 43, 45, 54, 55, 63, 64]. Ширина зони ерозії порошку залежить від потужності лазера (зі збільшенням потужності ширина зони еро-



Рис. 2.6. Зони ерозії порошку навколо треків залежно від потужності лазера за швидкості сканування 2 м/с. Зони ерозії — світлі, порошок — темний [45]

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 2.7. Приварювання окремих гранул порошку до треку

зії збільшується) і тиску захисного газу (залежить нелінійно). Швидкість лазера несуттєво впливає на ширину цієї зони.

Механізм ерозії порошку складається із здування порошку під дією парів розплавленого металу і газів, що виділяються з ванни розплаву [45]. Це складне нелінійне явище, яке залежить від тиску захисного газу. Механізм здування порошку парами металу змінюється залежно від тиску захисного газу. Так, за низького тиску захисного газу гази, що виділяються з ванни розплаву, розширюючись рівномірно на всі боки, здувають навколишній порошок. За вищого тиску хмара газів орієнтована вертикально (вектор руху парів металу спрямований угору). Швидкість руху газів, що виділяються з ванни розплаву, може досягати сотень метрів за секунду. Тиск у зоні факела газів відповідно до закону Бернуллі зменшується і частинки порошку під дією тиску захисного газу починає затягувати в газовий факел. Деякі з цих частинок можуть потрапити під вплив лазерного променя і частково або повністю розплавитися, але більшість з них повторно наноситься на порошковий шар або вже сплавлені частини деталі. Причому частинки, потрапивши в межі незатверділої ванни розплаву, будуть приварюватися до її поверхні (рис. 2.7) і погіршувати її якість, а також слугуватимуть однією з причин утворення пористості в результаті неповного сплавлення шарів. Також значна кількість частинок порошку переноситься потоками захисного газу з об'єму камери і осідає на фільтрах системи циркуляції захисного газу.

Також внесок у розвиток процесу ерозії порошку робить ударна дія бризок із ванни розплаву та частинок порошку, що потрапили під частковий вплив лазерного променя на порошковий шар навколо ванни розплаву. Такі частинки, стикаючись з порошковим шаром навколо ванни розплаву, передають його частинкам імпульси і приводять їх у рух. Таким чином, частинки порошку з порошкового шару навколо ванни розплаву, зазнаючи постійного бомбардування бризок з ванни розплаву і частково опромінених частинок, вибиваються з нього і випадають на деякій віддалі від несформованого треку.

На рис. 2.8 і 2.9 наведено ванну розплаву та схематично зображено явища, що відбуваються в ній (тиск парів металу не показано).

Розроблено схему (рис. 2.8) ванни розплаву, у вигляді зверху якої бачимо зону ерозії порошку навколо треку (ширину зони ерозії показано умовно). Напрямки векторів руху конвективних потоків розплаву наведено для сплаву Іпсопеl 718. Вектор переміщення матеріалу з головної частини ванни розпла-

РОЗДІЛ 2. Явища, що відбуваються у ванні розплаву під час реалізації процесу СЛП

Рис. 2.8. Вигляд зверху на ванну розплаву і трек, що формується:

I — промінь лазера; 2 — ванна розплаву; 3 — напрямок векторів руху конвективних потоків розплаву; 4 — сформований трек; D_{π} — діаметр променя лазера; $L_{\rm B}$ — довжина ванни розплаву; $B_{\rm T}$ — ширина треку; $B_{\rm E}$ — ширина зони ерозії порошку; А—А — поперечний переріз ванни розплаву посередині лазерного променя; Б—Б — поздовжній переріз по довжині ванни розплаву

ву в хвостову слід розуміти як головний напрямок переміщення розплаву (у дійсності конвективні потоки мають турбулентний характер).

Розроблено схему (рис. 2.9) поперечного перерізу ванни розплаву посередині лазерного променя для випадку високого тиску захисного газу, на якій показано явища, що відбуваються в ванні розплаву.

Перегрітий лазерним променем розплав починає інтенсивно випаровуватися. Під дією надмір-



ного тиску захисного газу формується вертикально-спрямований газовий факел, в який затягуються частинки порошку із порошкового шару навколо ванни розплаву. Надалі, якщо ці частинки не потрапили під вплив лазерного



Рис. 2.9. Поперечний переріз ванни розплаву посередині лазерного променя для випадку високого тиску захисного газу (переріз А—А на рис. 2.8):

1 — промінь лазера; 2 — ванна розплаву; 3 — сформований трек; 4 — хмара плазми; 5 — хмара пари металу; 6 — зона конденсації пари металу; 7 — напрямок руху потоків захисного газу; 8 — бризки металу; 9 — частинки порошку, що затягуються в зону факела парів металу; 10 — частинки, утворені конденсацією парів металу; 11 — повторно нанесені частинки порошку (бризки, викинуті із зони ерозії частинки, сконденсовані частинки); 12 — пари металу; 13 — напрямок векторів руху конвективних потоків розплаву; D_{π} — діаметр променя ла-

зера; $B_{\rm T}$ — ширина треку; $B_{\rm E}$ — ширина зони ерозії порошку; $H_{\rm III}$ — товщина шару; $H_{\rm T}$ — висота треку; $H_{\rm B}$ — висота валика треку; $H_{\rm II}$ — висота зони проплавлення підкладки

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 2.10. Бризки з ванни розплаву після зіткнення з поверхнею сплавленого шару: a-e — крапля у рідкотвердому стані в момент зіткнення з поверхнею; ∂ , e — крапля в рідкому стані

променя, вони втрачають свій імпульс і підхоплюються потоками захисного газу. Захисний газ залежно від швидкості руху його потоків, тиску і маси частинок розносить ці частинки на різну відстань від ванни розплаву і повторно наносить їх на несплавлений порошковий шар або на вже сплавлену поверхню деталі. Бризки металу, вилітаючи з ванни розплаву, поводяться аналогічно з тією лише різницею, що під час польоту бризки охолоджуються і починають кристалізуватися, а після зіткнення зі сплавленим шаром приварюються до нього. У рідкотвердому стані крапля в момент зіткнення зі сплавленим шаром частково вдавлюється в його поверхню з утворенням хвилі по контуру (рис. 2.10, a-e). Якщо крапля залишається повністю рідкою, то після зіткнення з поверхнею сплавленого шару вона розпластується по поверхні і утворює лунки (рис. 2.10, d, e).

Конденсовані частинки мають малу масу і розмір, тому можуть випадати досить далеко від ванни розплаву або, переміщуючись з циркулюючим захисним газом, осідати на фільтрах.

Наявність або відсутність хмари плазми під лазерним променем залежить від потужності лазера і товщини шару, що сплавляється. За недостатньої потужності лазера або великої товщини шару перегрівання ванни розплаву не відбуватиметься і, відповідно, не утворюватиметься хмара плазми. Хмара плазми створює додатковий тиск на ванну розплаву і погіршує її гідродинаміку.

Розроблено схему (див. рис. 2.9) поперечного перерізу ванни розплаву по центру лазерного променя для випадку низького тиску захисного газу, на якій показано діючі в ванні розплаву явища. У цьому випадку пари металу не утворюють вертикально-спрямований факел, а поширюються в різні боки, здуваючи при цьому несплавлений порошок навколо ванни розплаву. Відстань, на яку відлітає порошок і розлітаються бризки металу, буде меншою, ніж для випадку з високим тиском захисного газу. В іншому поведінка ванни розплаву не відрізняється від описаної вище.

Розроблено схему (рис. 2.11) поздовжнього перерізу по довжині ванни розплаву з діючими в ванні розплаву явищами. З рисунка бачимо, що край головної частини ванни розплаву знаходиться на рівні підкладки, а хвостова частина ванни розплаву — в районі вершини треку. При цьому розплавлений метал переміщається конвективними потоками з головної частини ванни розплаву в хвостову. Під час переміщення розплавленого металу відбувається його кристалізація, при цьому фронт кристалізації утворений похилою до підкладки поверхнею, що з'єднує вершину треку з лункою.

Глибина лунки залежить від значення питомої енергії і може досягати дуже великих величин, тобто сплавлятися будуть не два шари, а відразу декілька. Із збільшенням питомої енергії збільшується як глибина лунки, так і крутизна її поверхні. Переміщення потоків металу в хвостову частину ванни розплаву, а також тиск парів металу і плазми утворюють безпосередньо під лазерним променем зону, вільну від рідкого металу. При цьому передня частина лунки (відносно напрямку руху лазера) є головним джерелом парів металу і плазми. Основний напрямок руху парів металу і плазми і, відповідно, бризок металу залежить від форми лунки, отже, і від питомої енергії.

На рис. 2.12 (див. вклейку) показано результати впливу лазерного променя на порошковий шар сталі SS316L (*a*, *б*), на плиту сталі SS316L (*b*, *c*) і результати моделювання швидкості руху бризок (*d*, *e*) та температурного поля в лунці (*c*, *з*) [65]. З рисунків бачимо, що зі збільшенням питомої енергії змінюється кут нахилу факела до підкладки і швидкість руху частинок. Так, за високої питомої потужності (*P* = 200 Вт, *V* = 0,5 м/с) факел спрямований вертикально вгору, а за низької питомої потужності (*P* = 200 Вт, *V* = 1,5 м/с)

Рис. 2.11. Поздовжній переріз ванни розплаву по довжині ванни розплаву (переріз Б—Б на рис. 2.8): 1 — промінь лазера; 2 — ванна розплаву; 3 - сформований трек; 4 — хмара плазми; 5 — хмара пари металу; 6 зона конденсації пари металу; 7 — бризки металу; 8 — частинки, утворені конденсацією парів металу, що опускаються; 9 - повторно нанечастинки порошку сені (бризки, викинуті із зони ерозії частинки, сконденсовані частинки); 10 — частинки, утворені конденсацією парів металу, що підіймаються; 11 — напрямок векторів руху конвективних потоків розплаву; 12 — фронт кристалізації; *13* — вектор кри-сталізації; *D*_л — діаметр про-



меня лазера; $B_{\rm T}$ — ширина треку; $B_{\rm E}$ — ширина зони ерозії порошку; $H_{\rm III}$ — товщина шару; $H_{\rm T}$ — висота треку; $H_{\rm B}$ — висота валика треку; $H_{\rm II}$ — висота зони проплавлення підкладки; $L_{\rm B}$ — довжина ванни розплаву; $L_{\rm J}$ — довжина лунки

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 2.13. Розташування зони повторного нанесення частинок залежно від напрямку руху захисного газу для випадку з високою питомою енергією лазера

факел нахилений до підкладки під кутом приблизно 45°. Швидкість руху частинок для випадку високої питомої потужності перевищує 9 м/с, а для випадку низької питомої потужності є понад 7 м/с. Така поведінка факела характерна за впливу лазера як на порошковий шар, так і на суцільну плиту з тією різницею, що для випадку

суцільної плити не спостерігали бризок металу.

За результатами математичного моделювання температурного поля в лунці отримано, що зі зростанням питомої енергії істотно збільшуються глибина лунки і крутизни поверхні, а також зони кипіння металу.

Газовий факел, що взаємодіє з потоками захисного газу, змінюватиме напрямок і протяжність. Оскільки напрямок факела відповідає напрямку польоту бризок металу, зона повторного нанесення частинок (до якої падають викинуті з ванни розплаву бризки) буде також змінювати напрямок і протяжність залежно від напрямку руху лазера відносно напрямку потоків захисного газу (рис. 2.13 і 2.14).

З рисунків бачимо, що під дією потоків захисного газу факел зміщується в напрямку руху потоків захисного газу. Зона повторного нанесення частинок зміщується відповідно. Найнесприятливішим є випадок руху лазера проти руху потоків захисного газу, коли зона повторного нанесення частинок орієнтована по осі треку. Відповідно частина бризок падатиме в ванну розплаву (якщо вона має велику протяжність) і на поверхню треку, тим самим погіршуватиметься якість поверхні.

Для випадку з низькою питомою енергією лазера протяжність зони повторного нанесення частинок є більшою, ніж для випадку з високою питомою енергією лазера, через що ймовірність випадання бризок на поверхню треку збільшується і, як наслідок, якість поверхні може погіршуватися.

Рис. 2.14. Розташування зони повторного нанесення частинок залежно від напрямку руху захисного газу для випадку з низькою питомою енергією лазера



РОЗДІЛ З

ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ РЕАЛІЗАЦІЇ ТЕХНОЛОГІЇ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ В УКРАЇНІ ТА СВІТІ

Наведено порівняльний аналіз найновіших удосконалень та технічних аспектів 3-D принтерів, що працюють за технологію селективного лазерного плавлення на базі матеріалів, представлених на Міжнародному конгресі з адитивного виробництва та інтелектуального промислового виробництва наступного покоління — виставці адитивних та інноваційних технологій, а також промислового 3-D друку FormNext 2019, що відбулася 19—22 листопада 2019 р. у м. Франкфурт-на-Майні (Німеччина).

Класифікація З-D принтерів

Наведено результати порівняння найновіших промислових машин для реалізації технології селективного лазерного плавлення та їхніх технічних характеристик від шести різних виробників. Згідно з доступною інформацією, майже всі виробники класифікують свою продукцію на основі загальних характеристик цих машин, таких як кількість лазерів, максимальна потужність та розмір будівельної камери. Це дає змогу класифікувати машини для реалізації технології селективного лазерного плавлення відповідно до рис. 3.1 на три основні групи: малі, середні та великі.

Науково-дослідні та дослідницькі машини (малі машини)

Малі машини використовують для дослідження і розроблення у компаніях чи університетах та для серійного виробництва невеликих деталей. Типовими конструкціями таких машин є стоматологічні, ювелірні вироби тощо. Зазвичай до класифікатора малих машин підпадає обладнання з розмірами платформи побудови деталі менше ніж 150 × 150 × 150 мм. Майже у всіх малих машин відносно невеликі потужність лазера <200 Вт і швидкість нарощування. Машини цієї категорії мають відносно малу площу променя в фокусі (35—50 мкм), що сприяє виготовленню ними деталей з кращою роздільною здатністю, меншими відхиленнями від розмірів, високоякісною поверхнею та деталізацією виробів. У табл. 3.1 наведено характеристики сучасних високотехнологічних моделей машин для реалізації СЛП-технології виробництва провідних науково-дослідних і дослідницьких компаній світового рівня.



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 3.1. Класифікація машин для реалізації технології селективного лазерного плавлення

Виробник	Модель	Максимальні габарити камери побудови, мм	Лазерна система (потужність і кількість лазерів)
Trumpf Electro Optical Systems SISMA General Electric 3D Systems	TruPrint 1000 M 100 Mysint100 series Mlabcusing DMP Elay 100	$\begin{array}{c} D100 \times 100 \\ D100 \times 95 \\ D100 \times 100 \\ 90 \times 90 \times 80 \\ 100 \times 100 \times 90 \end{array}$	200 Br (1 aбo 2) 200 Br (1) 200 Br (1) 100 Br (1) 100 Br (1)
3D MicroPrint	DMP 100 DMP63	$D60 \times 30$	50 BT (1) año 70 BT (1)

Таблиця З.1. Науково-дослідні та дослідницькі машини провідних компаній

У 3-D принтерах такого класу завдяки конструкції потік газу більш рівномірний, тому розмірні відхилення менші, отже, створюються деталі з кращими допусками. Використання додаткових високоточних систем позиціонування для будівельної платформи зменшує мінімальну товщину шару для забезпечення виробництва деталей з точністю до 10 мкм, що дає змогу суттєво підвищити роздільну здатність для бічних поверхонь.

Науково-дослідні та дослідницькі машини для невеликих деталей (середньогабаритні машини)

У машинах цієї групи використано збільшену камеру побудови з розмірами до 280 × 280 × 350 мм; вони мають допоміжні системи з програмним керуванням та аналітично-обчислювальні системи контролю якості. Характеристики середньогабаритних машин провідних компаній наведено в табл. 3.2.

, 1	• • • • •		
Виробник	Модель	Габарити камери побудови, мм	Лазерна система (потужність і кількість лазерів)
Trumpf Electro Optical Systems SISMA General Electric SLM Solutions	TruPrint 2000 M 290 Mysint200 M2 SLM280	$\begin{array}{c} D200 \times 200 \\ 250 \times 250 \times 325 \\ D200 \times 200 \\ 245 \times 245 \times 350 \\ 280 \times 280 \times 365 \end{array}$	300 Br (1) 400 Br (1) 300 Br (1) 200 Br (2) 700 Br (2)

Таблиця 3.2. Приклади науково-дослідних (середньогабаритних) машин провідних компаній

Для підвищення швидкості виробництва в середньогабаритних машинах істотно збільшують діаметр фокусної плями лазерного променя (до 100—120 мкм) та оптичну потужність лазера (до 500—600 Вт).

Машини для серійного виробництва та габаритних деталей (великі машини)

Із збільшенням габаритів платформи побудови понад 280 × 280 × 350 мм відділяють окрему групу обладнання — великогабаритні, серійні машини. Під час експлуатації такого типу обладнання виникає чимало технологічних ускладнень, а саме:

• ускладнення роботи кінематичної системи. За навантаження на платформу побудови в декілька тонн точність позиціювання самої платформи має сягати декількох мікрометрів, а її горизонтальність та паралельність відносно базової станини — не перевищувати показник у декілька секунд;

• фізика процесу та фізичні властивості системи сканування не дають змоги істотно підвищити швидкість сканування лазерного променя і питому потужність. Збільшуючи розміри платформи побудови, прямо пропорційно збільшується і час побудови. Для вирішення цієї проблеми виробники машин лазерного друку металом зазвичай збільшують кількість сканувальних систем в поєднанні з джерелом лазерного випромінювання до 2, 4, 8, а іноді й до 12 окремих систем, що сканують одне робоче поле;

• ускладнюється забезпечення рівномірного і стабільного потоку інертного газу, що необхідно для ефективного відведення побічних продуктів горіння та забезпечення високої стабільності плавлення.

Характеристики великих машин для реалізації виробництва технології селективного лазерного плавлення провідних компаній світу наведено в табл. 3.3.

На підставі результатів порівняльного аналізу побудовано гістограму (рис. 3.2) з нормами нарощування швидкостей для машин у всіх трьох категоріях.

Сучасні 3-D технології розглядають різні можливості вдосконалення технологічного процесу вирощування деталей для збільшення продуктивності обладнання зі збереженням високої якості. Сучасні напрями вдосконалення

Виробник	Модель	Габарити камери побудови, мм	Лазерна система (потужність і кількість лазерів)
Trumpf	TruPrint 5000	D290 × 500	500 Вт (4)
Electro Optical Systems	M400-4	$400\times400\times400$	400 Bt (4)
SISMA	Mysint 400	$D300 \times 400$	500 Вт (1)
General Electric	XLine 2000 MLine Factory	$\begin{array}{l} 800\times400\times500\\ 500\times500\times400 \end{array}$	1000 Вт (2) 1000 Вт (4)
SLM Solutions	SLM 800 NXG 600	$\begin{array}{c} 500\times280\times850\\ 600\times600\times600\end{array}$	700 Bt (4) 1000 Bt (12)

Таблиця 3.3. Великогабаритні машини провідних компаній



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 3.2. Норма нарошування згідно зі схемою на рис. 3.1 машин: малих (*I*), середніх (*2*) та великих (*3*)

технологічних аспектів включають підвищення швидкості процесу за допомогою використання змінної вихідної камери, замкнутого контролю оброблення порошку, автоматизованого просіювання порошку, багатошарового одночасного друку, двоосьового покриття та багатопорожневих бункерів [66].

Деякі компанії також пропонують використовувати систему керування порошком із замкнутим циклом та знімні циліндри як нові вдосконалення для збільшення швидкості виробництва [67—70]. Круглі платформи запобігають розпорошенню порошку і не потребують заповнення або вивантаження порошку протягом усього будівельного циклу, навіть для друку на повну потужність [71—73]. Це забезпечує однорідний процес побудови, підвищує продуктивність та забезпечує високий рівень безпеки системи. У деяких нових машинах застосовують автоматичне просіювання та рециркуляцію порошку, щоб істотно скоротити час виробництва. Завдяки автоматизації процесу просіювання та рециркуляції порошку скорочується час ручної праці, що підвищує продуктивність виробничого процесу [74, 75]. РОЗДІЛ 3. Обладнання для реалізації технології селективного лазерного плавлення в Україні та світі

Виробництво високоточних 3D-принтерів для друку металами в Україні

Компанія ТОВ «Адитивні лазерні технології України» (ТОВ «АЛТ України») є національним виробником сучасних машин вибіркового лазерного плавлення металевого порошку (3D-принтерів), призначених для створення металевих виробів будь-якої форми методом адитивного виробництва Powder Bed Fusion (лазерне плавлення металевого порошку в інертному середовищі), а також для виготовлення відповідного допоміжного обладнання.

Компанія розпочала свою діяльність з розроблення обладнання в 2017 р. У 2018 р. перший комплекс для 3D-друку металом — Alfa-150 — з габаритними розмірами робочого поля $150 \times 150 \times 200$ мм (Ш × Г × В) було зібрано та застосовано під час створення складних виробів для аерокосмічної галузі (рис. 3.3, *a*).

Після вдалої апробації результатів розроблення у науковій та практичній сферах в інших високотехнологічних і чітко регламентованих галузях промисловості протягом 2018—2019 рр. було створено новий комплекс для прототипування та дрібносерійного виробництва — Alfa-280 (рис. 3.3, δ), який застосовують для високоточного друку різноманітних виробів у разі габаритних розмірів камери побудови 280 × 280 × 300 мм (Ш × Г × В). Згідно з класифікацією на рис. 3.1 таку машину можна віднести до групи середньогабаритних машин для науково-дослідних робіт, виробництва деталей середнього розміру та дрібносерійного виробництва. Характеристики 3D-принтера Alfa-280 наведено в табл. 3.4.



Рис. 3.3. Схема 3D-принтера Alfa-150 (a) і загальний вигляд 3D-принтера Alfa-280 (б)

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Розмір робочого поля (Ш × Г × В)	280 × 280 × 300 мм
Конфігурація оптичної системи	одиночна / подвійна (опціонально) /
	квадро (опціонально)
Тип застосованого лазера	волоконний (ітербієвий) з водяним охо-
	лодженням
Номінальна оптична потужність лазера	500 Вт
Довжина хвилі лазерного випромінювання	1070 ± 2 нм
Товщина шару	20—200 мкм
Фокусний діаметр лазерного променя	75—200 мкм
Максимальна швидкість сканування	10 м/с
Точність позиціонування лазерного променя	0,28 мкм
Витрата інертного газу під час друку	<5 л/хв
Споживана потужність	6 кВт
Електроживлення	~230 В, 50 Гц
Габаритні розміри (Ш × Г × В)	2240 × 1160 × 2110 мм
Maca	970 кг

Таблиця 3.4. Характеристики 3D-принтера Alfa-280

Розроблений сучасний високотехнологічний 3D-принтер було презентовано на найбільшій спеціалізованій виставці FormNext (м. Франкфуртна-Майні, Німеччина), де він отримав високу оцінку в закордонних фахівців, а компанія ТОВ «АЛТ України» стала першою українською компанією, яка презентувала свої розробки в галузі адитивних технологій на світовому рівні.

Налагоджено дослідне та дрібносерійне виробництво надкомпактного 3D-принтера оновленої моделі Alfa-150D (рис. 3.4) з оптимальним розміром камери робочого поля 150 × 150 × 180 мм і власним інтуїтивно зрозумілим інтерфейсом користувача. Характеристики 3D-принтера Alfa-150D наведено в табл. 3.5.

	150 150 100	
Розмір робочого поля ($\mathbf{II} \times \mathbf{I} \times \mathbf{B}$)	150 × 150 × 180 мм	
Конфігурація оптичної системи	одиночна	
Тип застосованого лазера	волоконний (ітербієвий) з повітряним охо-	
	лодженням	
Номінальна оптична потужність лазера	200 Вт	
Довжина хвилі лазерного випромінювання	1070 ± 2 нм	
Товщина шару	20—100 мкм	
Фокусний діаметр лазерного променя	45 мкм	
Максимальна швидкість сканування	10 м/с	
Точність позиціонування лазерного про-	0,15 мкм	
меня		
Витрата інертного газу під час друку	<3 л/хв	
Споживана потужність	2,2 кВт	
Електроживлення	~230 В, 50 Гц	
Габаритні розміри (Ш × Г × В)	730 × 700 × 1818 мм	
Maca	450 кг	

Таблиця 3.5. Характеристики 3D-принтера Alfa-150D

РОЗДІЛ 3. Обладнання для реалізації технології селективного лазерного плавлення в Україні та світі

Переваги 3D-принтера Alfa-150D:

• надкомпактні габаритні розміри 3D-принтера $730 \times 700 \times 1818$ мм за оптимального розміру камери робочого поля $150 \times 150 \times 180$ мм дають змогу без особливих проблем інтегрувати обладнання навіть у малогабаритне приміщення;

• бездоганна продуктивність та стабільність завдяки застосуванню високоточного одномодового ітербієвого лазера з безперервним випромінюванням та повітряним охолодженням від провідного європейського виробника;

• повністю герметична камера побудови з опціональною можливістю підготовки процесу друку та розпакування готових виробів без використання додаткових засобів індивідуального захисту;

• HMI — інтуїтивно зрозумілий інтерфейс користувача;

• система регенерації фільтрів дає змогу здійснити процедуру самоочищення фільтрувальних елементів, значно знижує витрати та унеможливлює заміну газових фільтрів;

• наявність функції вбудованого підігрівання

Additive Laser Technology

Рис. 3.4. Загальний вигляд 3D-принтера Alfa-150D

плити до температури 200 °C дає змогу істотно знизити внутрішні напруження у виробах, що виготовляються;

• можливість використання широкого спектра металевих порошків нержавійних і жароміцних сталей, Inconel 625 та Inconel 718, алюмінієвих, титанових, кобальт-хромових сплавів та ін.;

• вбудована промислова відеокамера з інтерфейсом GigE та CMOS-матрицею для здійснення безперервного моніторингу процесу побудови й архівації даних з високою роздільною здатністю знімків.

Отже, 3D-принтер нового покоління для друку високоякісних деталей з найрізноманітніших металевих сплавів Alfa-150D — це компактне рішення для амбітних і високоточних завдань промислового та дослідницького призначення.

РОЗДІЛ 4

ГОЛОВНІ ЧИННИКИ ВПЛИВУ НА ЯКІСТЬ ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА СЛП-ТЕХНОЛОГІЄЮ ВИРОБІВ

Необхідність системного підходу до керування якістю продукції випливає з різноманіття і взаємозв'язку зовнішніх і внутрішніх чинників, що впливають на якість, з безперервності її формування та забезпечення. Якість виробів, виготовлених за допомогою СЛП-технології, залежить від багатьох чинників, які можна розділити на основні групи: обладнання, матеріал, процес, деталь, фінішне оброблення (рис. 4.1).

До *обладнання* належать такі чинники: калібрування, періодичність обслуговування і ремонтів, потужність лазера, розподіл енергії в пучку, точність і швидкодія сканувальної системи, система нанесення порошку, система подачі, розподілу й очищення захисного газу, система забезпечення герметичності камери, допоміжне обладнання (установка для просіювання відпрацьованого порошку перед повторним використанням), позиціонування платформи.

До *матеріалу* належать такі чинники: сферичність, дисперсність, насипна щільність, плинність, властивості порошку (хімічні, оптичні, реологічні, механічні, фізичні тощо), обернення (зберігання, повторне використання, просушування, просіювання тощо).

Морфологія, мікроструктура та хімічні характеристики порошку можуть змінюватися залежно від способу його виробництва, тобто розпорошення газом, водою або плазмою. Це зумовлює різницю в якості між деталями, виготовленими з використанням різних вихідних порошків. Також на якість одержуваного методом СЛП-технології об'єкта впливає дисперсність вихідного порошку. У разі насипного шару менше $2d_{90}$, де d_{90} — середня дисперсність порошку, товщина наплавленого шару стає маленькою, що істотно знижує продуктивність процесу СЛП. За результатами досліджень мала дисперсність порошку істотно не впливає на форму треку синтезованого об'єкта [76]. Однак використання крупного порошку і відхилення його форми від сферичної можуть суттєво впливати на якість сформованих об'єктів [77].

Деталь — необхідно задавати параметри друку з урахуванням особливостей геометрії виробу — поверхні, що нависають, потребують допоміжних конструкцій — підтримок, залежно від кута нахилу поверхні і товщини стінки можуть різнитися оптимальні режими процесу. За наявності гострих країв, виступів, отворів або вирізів малого радіуса необхідно коригувати траєкторію руху лазера залежно від заданої точності.

Фінішне оброблення — видалення допоміжних конструкцій, шліфування, оброблення металу подачею піску під тиском, електрополірування, нанесення покриття.

РОЗДІЛ 4. Головні чинники впливу на якість виготовлених за СЛП-технологією виробів

Розміри й форма ванни розплаву залежать від таких чинників: хімічний та гранулометричний склад металевого порошку, питома енергія лазерного випромінювання (співвідношення потужності та швидкості переміщення лазерного променя), товщина шару металевого порошку, стан поверхні підкладки, розподіл інтенсивності випромінювання по діаметру лазерного променя, температура металевого порошку і підкладки, вид використаного захисного газу, його тиск і швидкість руху його потоків.

Хімічний склад металевого порошку впливає на геометричні параметри ванни розплаву, оскільки безпосередньо визначає металургійні властивості розплавленого металу (температуру плавлення і кипіння, теплопровідність, теплоємність, тиск парів металу, хімічні взаємодії в розплавленому металі тощо). Вплив хімічного складу зумовлений наявністю шкідливих домішок, оксидів і вологи, адсорбованої металевим порошком, які можуть впливати на поверхневий натяг ванни розплаву і тим самим змінювати її геометричні параметри [30, 33, 79—83].

Гранулометричний склад впливає на геометричні параметри ванни розплаву через зміну здатності металевого порошку поглинати лазерне випромінювання залежно від його гранулометричного складу [36, 65, 84—95]. Також гранулометричний склад впливає на температуру плавлення, теплопровідність і теплоємність металевого порошку.

Питома енергія визначає кількість теплоти, що підводиться до кожної точки лазерного треку і, відповідно, глибину, ширину проплавлення і час існування металу в розплавленому вигляді [31, 32, 39, 91, 96—98]. Також зі збільшенням питомої енергії посилюється гідродинамічна нестабільність ванни розплаву.

Товщина шару металевого порошку визначає об'єм металевого порошку, який необхідно розплавити, а також можливість достатнього (для забезпечення задовільного змочування розплавленого металу і поверхні) проплавлення підкладки [23, 99].

Стан поверхні підкладки впливає на геометричні параметри ванни розплаву через забезпечення змочування розплавленого металу і поверхні [35, 80], а також подачу порошку в ванну розплаву [24, 25, 43, 100]. Чим більше шорсткість поверхні підкладки, тим більше порошку буде втягуватися в ванну розплаву.

Розподіл інтенсивності випромінювання по діаметру лазерного променя впливає на геометричні характеристики ванни розплаву через зміну температурного поля за об'ємом ванни розплаву і як, наслідок, зумовлює зміну її гідродинаміки [101—110].

Температура металевого порошку і підкладки впливає на геометричні характеристики ванни розплаву через вплив на необхідну кількість теплоти, що підводиться, і на змочуваність поверхні [99, 111—114].

Вид використаного захисного газу, його тиск і швидкість руху його потоків впливають на геометричні параметри ванни розплаву через вплив на розвиток процесів розбризкування та ерозії порошку навколо ванни розплаву [24, 25, 40, 44, 45, 61, 115—121]. Потоки захисного газу також здувають хмару пари металу і газів, що виділилися над ванною розплаву, які розсіюють лазерне випромінювання, знижуючи його інтенсивність.



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 4.1. Чинники впливу на якість металовиробу за селективного лазерного плавлення [78]



РОЗДІЛ 4. Головні чинники впливу на якість виготовлених за СЛП-технологією виробів

Серед наведених чинників, що впливають на геометричні параметри ванни розплаву, найважливішими є питома енергія лазерного випромінювання і тиск захисного газу (чинники першого порядку). Інші чинники — другого порядку і не чинять такого серйозного впливу на геометричні параметри ванни розплаву.

Керувати щільністю енергії можна за допомогою змін відповідних параметрів, що контролюються. Потужність лазера P (Вт), швидкість сканування V (мм/с), відстань між проходами променя (перекриття ванни розплаву) d (мм) і товщина шару t (мм) є найважливішими параметрами СЛП-технології і пов'язані зі щільністю енергії лазера [122, 123]. Актуальним є розроблення раціональних режимів селективного лазерного плавлення, за яких забезпечується заданий рівень якості деталей і висока продуктивність технологічного процесу.

Результати дослідження [122] показали, що такі параметри, як потужність лазера і швидкість сканування, впливають по-різному на пористість і еволюцію мікроструктури. У [123] експериментально показано, що якість виробу в першу чергу залежить від швидкості сканування, потужності лазера і товщини порошкового шару. У статистичному дослідженні було вивчено відносну важливість кожного параметра процесу і встановлено, що швидкість сканування є параметром, який найінтенсивніше впливає на якість виробу [123, 124]. Низька швидкість сканування забезпечує повне плавлення частинок і шільну структуру; проте продуктивність процесу значно знижується. За дуже низьких швидкостей сканування нестабільність ванни розплаву зумовлює нерівномірне плавлення вздовж кожного треку, що призводить до високої шорсткості поверхні і великої об'ємної пористості через ефект кулькоутворення [20, 21]. На високих швидкостях сканування короткочасна взаємодія між матеріалом і променем лазера зумовлює утворення вузьких ванн розплаву, що так само призводить до підвищеної шорсткості поверхні [21]. Крім того, дуже висока швидкість сканування може сприяти збільшенню пористості, а також утворенню термічних тріщин унаслідок високих швидкостей охолодження [27]. Отже, пошук оптимальної швидкості сканування є компромісом між продуктивністю та якістю процесу побудови виробу.

Результати дослідження впливу товщини порошкового шару в діапазоні від 20 до 50 мм показали, що зі зменшенням товщини порошкового шару збільшуються точність розмірів і щільність матеріалу. Встановлено, що товщина шару порошку 30 мкм сприятиме отриманню більшої міцності і меншого відносного подовження для Inconel 718, ніж товщина шару 50 мкм. Також щільність об'єкта збільшується зі зменшенням товщини шару порошку.

У процесі СЛП тепловий градієнт виникає від верхнього шару до попереднього шару, що призводить до того, що зерна мають тенденцію до зростання вздовж напрямку теплового потоку і пріоритетного напрямку зростання зерна. Отже, один із напрямків стає основним напрямком росту зерен після затвердіння шару. Тому стратегія лазерного сканування істотно впливає на текстуру виробу, виготовленого за СЛП-технологією (рис. 4.2).

Досліджено вплив стратегії сканування на напруження і деформацію деталей. Результати дослідження показали, що мінімальні значення напружень і



РОЗДІЛ 4. Головні чинники впливу на якість виготовлених за СЛП-технологією виробів

деформації отримано з використанням стратегії зміни орієнтації шару на кут повороту 45° або 67° відносно попереднього шару.

Автори інших досліджень змінювали напрямок сканування лазера в кожному новому шарі на певний кут відносно попереднього шару на 90°, 105°, 120°, 135°, 150° (рис. 4.3). Найкращі механічні властивості виявлено в об'єктів, отриманих для кута повороту 105°, коли шари з однаковим напрямком руху лазерного променя повторювались лише через 24 шари. Зразок, отриманий для кута повороту 90°, мав найменший рівень механічних властивостей, однак різниця між властивостями зразків не перевищувала 10 %. Закономірність заливки шару деталі під час 3D-друку може бути такою: смугами, у шаховому порядку, меандр або спіраль. Крім того, стратегію сканування також рекомендовано змінювати для нижніх (біля основи платформи), середніх і верхніх шарів, оскільки умови тепловідведення всюди будуть різними. Якщо виріб має краї, що звисають, і/або тонкі стінки (тонкий профіль), потрібно застосовувати спеціальні методи сканування, наприклад, подвійний обхід по контуру тонкого профілю, перерозподіл енергії лазерного випромінювання в пучку, а також, можливо, зміну потужності і швидкості сканування лазерного променя.

Рис. 4.2. Види стратегії сканування [125]: *а* — паралельне сканування; *б* — спіральне сканування; *в* — різнонаправлене паралельне сканування; *г* — сканування у шаховому порядку



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 4.3. Стратегія плавлення [126]

Під час селективного лазерного плавлення одиничний шар створюється із множини одиничних треків. Вплив характеристик ванни розплаву на якість побудови тривимірних деталей із різних матеріалів широко досліджено [20—22, 127].

Малий розмір ванни розплаву призводить до зниження ефективності процесу СЛП через збільшення часу виготовлення. Велика ванна розплаву може підвищити ефективність виробництва, однак при цьому зумовити випаровування підкладки або порошку, що призведе до утворення пор і збільшення загальної пористості матеріалів.

Тому якість виробу, зокрема кінцева щільність металу і шорсткість поверхні, у першу чергу залежить від характеристик ванни розплаву (форми і розміру), якими можна керувати переважно за допомогою зміни щільності енергії лазерного променя, яка є по суті мірою енергії, що підводиться в процесі друку [122, 126]. Керування щільністю енергії може бути досягнуто зміною відповідних параметрів, що контролюються. Потужність лазера P (Вт), швидкість сканування V (мм/с), відстань між треками (перекриття ванни розплаву) d (мм) і товщина шару t (мм) є найважливішими параметрами виробничого процесу і пов'язані з щільністю енергії лазера так:

$$E = P/(V \cdot d \cdot t).$$

Вплив такого технологічного чинника як потужність лазера на шорсткість поверхні виробу може змінюватися в двох напрямках: з одного боку, більш високі потужності сприяють повному переплавленню шару і зумовлюють виникнення ефекту згладжування; з іншого боку, надмірна потужність лазера сприяє розбризкуванню розплаву і прилипанню оточуючих частинок до розплаву, що твердне, дотичному з порошком.

Згідно з результатами дослідження впливу щільності енергії лазера на геометричні параметри ванни розплаву за малого значення цього параметра в'язкість ванни розплаву є високою. Отже, менше порошку буде розплавлено, а згодом буде витрачено більше часу на процес СЛП. Проте за низької швидкості сканування лазером досягатиметься набагато більший час витримки над порошком, тому витрачатиметься менше часу на процес 3D-друку. Зазвичай, за високої щільності лазерної енергії досягається крупніша і з вищою температурою ванна розплаву [8]. А наявність досить великої ванни розплаву сприятиме хорошому розподілу розплаву і реалізації повністю щільного друку.
РОЗДІЛ 4. Головні чинники впливу на якість виготовлених за СЛП-технологією виробів

За великої щільності енергії (висока потужність і низька швидкість) спостерігали більш глибоке проникнення, яке може досягати від 5 до 25 шарів. За такої ситуації один і той самий мікрооб'єм металу зазнає багаторазового переплавлення, що негативно позначається на якості металу. Крім того, за великої глибини ванни розплаву, а отже, і за великого її об'єму виникає значний температурний градієнт між остиглим металом нижніх шарів і рідким металом. Це призводить до формування спрямованої крупнокристалічної мікроструктури і високих напружень, у деяких випадках — до формування мікротріщин. Зовні трек, виготовлений у цій зоні, виглядає стабільно, майже не має зовнішніх дефектів. Однак у глибині перерізу треку утворюються великі пори, розсіяні вздовж усього треку, що для надрукованої деталі є невиправним браком.

Отже, пошук оптимальної швидкості сканування є компромісом між продуктивністю та якістю процесу побудови виробу. Для певних чинників друку (кожного матеріалу/обладнання/деталі) необхідно знаходити цей оптимум, що є одним із можливих шляхів поліпшення структури деталей, виготовлених за СЛП-технологією.

РОЗДІЛ 5

МЕТОДОЛОГІЯ ВИБОРУ РАЦІОНАЛЬНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕЖИМІВ ДЛЯ СЛП

Під час виготовлення деталі за СЛП-технологією кінцева геометрія формується пошарово, кожен шар формується з одиничних треків. Під треком мається на увазі безперервна доріжка, сформована з розплавленого металевого порошку. Здатність до формування треку, а також його характеристики залежать від товщини шару, потужності і швидкості сканування лазера. Енергії, що підводиться лазером, має бути достатньо для розплавлення шару порошку і поверхні підкладки та надання розплаву такої температури, за якої можливе існування ванни розплаву протягом відносно тривалого часу. Залежно від поєднання товщини шару, потужності і швидкості руху лазера отримано різні результати впливу лазера на порошковий шар.

Діаграми, побудовані за фіксованого значення товщини шару і змінних потужності та швидкості лазера, називають «вікном процесу». Загальний (ідеалізований) вигляд діаграми «вікна процесу» за фіксованої товщини шару порошку і діаметра променя лазера показано на рис. 5.1. У реальних діаграмах межі між зонами не є прямолінійними.

У «вікні процесу» лазерного сплаву наявна низка чітких зон, для яких результати впливу лазера на порошковий шар різняться.

Зона 1— зона нагрівання порошку. У цій зоні відбувається лише нагрівання порошку, без процесів консолідації. Питомої енергії лазера недостатньо для ініціації протікання цих процесів.

Зона 2 — зона спікання порошку. У цій зоні починаються процеси консолідації, що протікають за механізмом твердофазного спікання (за низької питомої потужності лазера) або за механізмом рідиннофазного спікання (за високої питомої потужності).

Зона 3 — зона краплеутворення. У цій зоні розпочинається повне розплавлення порошку, однак при цьому товщина розплавленого шару є недостатньою. Залишки підкладки розплавляються зовсім або розплавляється лише невелика її частина. У результаті не забезпечується достатня змочуваність поверхні, і ванна розплаву набуває вигляд циліндра або сегмента циліндра, який під впливом капілярних сил руйнується на окремі краплі.

Зона 4 — зона нестабільного треку. У цій зоні проплавлення підкладки збільшується, однак ще залишається недостатнім для хорошого змочування поверхні, в результаті трек може перериватися і має виражену іррегулярність перерізу і значні викривлення.

Зона 5 — зона проміжного треку. У цій зоні проплавлення підкладки ще недостатньо для забезпечення хорошого змочування поверхні. Трек форму-

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.1. «Вікно процесу» селективного лазерного плавлення:

1 — зона нагрівання порошку; 2 — зона спікання порошку; 3 — зона краплеутворення; 4 — зона нестабільного треку; 5 — зона проміжного треку; 6 — зона якісного треку; 7 — зона глибокого проплавлення

ється без переривань, проте має іррегулярність перерізу. Зона має вельми вузькі межі безпосередньо під зоною якісного треку, але зі збільшенням швидкості лазера вона різко збільшується і формує праву межу зони якісного треку.



Швидкість, мм/с

Зона 6 — зона якісного треку. У цій зоні проплавлення підкладки є достатнім для хорошого змочування поверхні. Трек формується стабільним із мінімальною кількістю дефектів. Проплавлена підкладка має еліптичний периметр.

Зона 7 — зона глибокого проплавлення. Висока питома енергія лазера в цій зоні зумовлює глибоке проплавлення підкладки (глибина може перевищувати 1 мм). Проплавлена підкладка має витягнутий гострий периметр. Велика глибина лунки призводить до утворення великих пор під час заповнення її металом і кристалізації.

Як бачимо з рис. 5.1, зона якісного треку займає невелику площу діаграми «вікно процесу». Отже, лише обмежений набір параметрів потужності та швидкості лазера матиме практичне застосування з метою отримання якісних деталей.

Для діапазонів потужності і швидкості лазера, що використовуються в технології лазерного сплаву, характерно потрапляння в зони 3—7. Параметри, що потрапляють в діапазон зони 2, характерні для технології лазерного спікання. Параметри, що знаходяться вище зони 7, характерні для процесу лазерного різання. Для отримання якісного виробу за СЛП-технологією параметри потужності і швидкості мають знаходиться в зоні 6, у деяких випадках можливе застосування параметрів із зон 3—5 (для створення ділянок шару Up Skin i Down Skin або для виробництва пористих деталей).

За інших рівних умов (технологічних параметрів, параметрів матеріалу тощо) зміна діаметра лазерного променя або товщини шару порошку зумовлює зміну розташування і розміри всіх зон «вікна процесу» лазерного сплаву. Якщо прийняти «вікно процесу», наведене на рис. 5.2, за базове і збільшити для нього діаметр променя лазера або товщину шару порошку, то «вікно процесу» зміниться так, як зображено на рис. 5.2, *а.* Як бачимо з рисунка, межі всіх зон зміщуються в зону вищих потужностей.

Зі зменшенням діаметра променя лазера або товщини шару порошку «вікно процесу» зміниться так, як зображено на рис. 5.2, *б*. Як бачимо з рисунка, межі всіх зон зміщуються в зону нижчої потужності.

На підставі викладеного в розділі 4 можна зробити висновок, що на процес селективного лазерного плавлення впливає чимало чинників, тому зі зміною якихось із параметрів процесу СЛП раціональні режими такого процесу можуть змінюватися.





Рис. 5.2. Зміна «вікна процесу» лазерного плавлення залежно від діаметра променя лазера або товщини шару порошку:

a — збільшення діаметра променя лазера або товщини шару порошку; b — зменшення діаметра променя лазера або товщини шару порошку; 1 — зона нагрівання порошку; 2 — зона спікання порошку; 3 — зона краплеутворення; 4 — зона нестабільного треку; 5 — зона проміжного треку; b — зона якісного треку; 7 — зона глибокого проплавлення

Методика встановлення робочого «вікна процесу» СЛП та раціональних режимів побудови металовиробів за СЛП-технологією містить такі етапи:

• визначення режимів, що дають змогу формувати стабільний одиничний трек;

• уточнення режимів, що дають змогу формувати якісний одиничний шар;

• уточнення режимів, що дають змогу формувати об'ємні зразки з мінімальною пористістю (максимальною щільністю).

Одиничний якісний трек формується ванною розплаву, яка рухається слідом за променем лазера. При цьому потоки металу в ванні розплаву постійно переміщують розплавлений метал із головної частини ванни розплаву в хвостову. На рис. 5.3 наведено етапи формування треку від початку до кінця впливу лазера на порошковий шар.

На першому етапі формування треку (рис. 5.3, *a*) лазерний промінь розплавляє порошок по своєму периметру. Розплавлений метал консолідується в краплю великого діаметра і висоти (більше, ніж середня ширина і висота треку) (рис. 5.4). Це відбувається завдяки тому, що об'єм розплавленого порошку в початковий момент часу впливу лазера більше, ніж у наступні моменти (під час руху), коли розплавлення зазнає лише порошок, що знаходиться в напрямку руху лазера. Також у початковий момент часу впливу лазера процеси ерозії порошку ще не встигають розвинутися повною мірою, отже, більше порошку розплавляється. Крім того, в початковий момент часу впливу лазера плавиться переважно лише порошок, а підкладка тільки починає проплавлятися, отже, змочуваність поверхні є недостатньою. Кут контакту сформованої краплі з підкладкою становить понад 90°, і крапля не розтікається по поверхні. На рис. 5.5 наведено схеми, що ілюструють вплив кута контакту краплі з підкладкою на її форму.



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.3. Етапи формування одиничного якісного треку: *1* — промінь лазера; *2* — напрямок руху променя лазера; *3* — порошковий шар; *4* — підкладка; *5* — ванна розплаву; *6* — трек; *7* — лунка; *8* — ванна розплаву, що закристалізувалася

З рис. 5.5 бачимо, що за гострого кута контакту (хороша змочуваність поверхні) краплі з підкладкою вона має великий діаметр і невелику висоту. Навпаки, у разі тупого кута контакту (погана змочуваність поверхні) крапля має невеликий діаметр і велику висоту.



Рис. 5.4. Утворення ванни розплаву в початковий момент впливу лазера (вигляд зверху):

l — промінь лазера; $\hat{2}$ — ванна розплаву; 3 — порошковий шар; 4 — напрямок консолідації порошку; $D_{\rm A}$ — діаметр променя лазера; $D_{\rm B}$ — діаметр ванни розплаву; $D_{\rm K}$ — діаметр зони консолідації порошку

Отже, в початковий момент часу впливу лазера на порошковий шар формується крапля, висота і діаметр якої більше за висоту та ширину треку, який формується в подальшому. Ця крапля є основою для формування треку.

На наступних етапах формування одиничного треку (рис. 5.3, δ —*г*) відбувається поступове проплавлення підкладки,

форма ванни розплаву в плані перетворюється з круглої краплі на витягнуту. При цьому на дальньому її краї (відносно променя лазера) метал починає кристалізуватися. Конвективні потоки, що розвиваються у ванні розплаву, переміщають розплавлений метал із головної частини ванни розплаву в хвостову, тим самим збільшуючи в розмірах краплю металу, що кристалізується. Ширина треку, що утворюється, стає меншою за діаметр початкової краплі (рис. 5.6). Це відбувається за рахунок зменшення обсягу розплавленого порошку, розвитку процесів ерозії порошку і розбризкування. Ширина зони консолідації порошку зменшується порівняно з початковим діаметром. У головній частині ванни розплаву під дією тиску парів металу формується лунка.

Подальше проплавлення підкладки триває доти, доки підведена лазером теплота не зрівняється з теплотою, витраченою на розплавлення порошку і підкладки, а також теплоту, що постійно відводиться від поверхні ванни розплаву за рахунок випаровування, розбризкування, конвективної і променевої теплопередачі (витрата тепла в ванні розплаву). Як тільки виконається ця рівність, подальше проплавлення підкладки зупиняється і починається сталий процес формування треку, за якого висоту і ширину треку умовно вважають постійними (див. рис. 5.3, д). У дійсності, оскільки товщина шару, гранулометричний склад порошку в точці впливу лазера, стан підкладки та інші чинники постійно (за напрямком руху лазера) змінюються, то змінюється і витрата теплоти в ванні розплаву, отже, і геометричні розміри треку. Теплота, що підводиться лазером, також змінюється з часом унаслідок коливань потужності самого лазера і розсіювання лазерного випромінювання в камері побудови об'єкта. Однак ці зміни відбуваються біля рівня рівноваги і, зазвичай, істотно не впливають на геометрію треку. На рис. 5.7 показано баланс енергії в ванні розплаву і його вплив на ширину треку, що формується.



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.6. Розвиток треку після виходу променя лазера за межі початкової краплі (вигляд зверху): 1 — лазерний промінь; 2 — ванна розплаву; 3 — метал кристалізований; 4 — напрямки консолідації порошку; 5 — порошковий шар; $D_{\rm n}$ — діаметр променя лазера; $B_{\rm K}$ — ширина зони консолідації порошку

Формування треку в сталому режимі триває до припинення дії лазера (див. рис. 5.3, e). У цей момент припиняється підведення тепла в ванну розплаву, і вона завдяки своїм мікроскопічним розмірам починає дуже швидко охолоджуватися і кристалізуватися. При цьому розміри лунки залежно від розмірів змінюються внаслідок деякого відтоку розплаву з хвостової частини ванни розплаву (див. рис. 5.3, ϵ). У разі невеликих її розмірів лунка може схлопнутися повністю.



У разі великих її розмірів вона може залишитися у вигляді борозни різної довжини.

Закристалізована ванна розплаву практично повністю повторює свою форму в рідкому вигляді.

Отже, у формуванні треку можна виділити три етапи (рис. 5.8): початковий етап (несталий) — L_1 , сталий етап формування треку — L_{11} , кінцевий етап (несталий) — L_{111} .

На першому етапі формується велика початкова крапля, що потім перетворюється на головку треку, а також відбувається проплавлення підкладки. На другому етапі формується трек із приблизно постійними геометричними розмірами. На третьому етапі формується хвіст треку — ванни розплаву, що закристалізувався.

Формування треку в зоні краплеутворення. Процес краплеутворення відбувається за низької питомої енергії лазера, тобто або за низької потужності лазера, або за дуже високої швидкості пересування лазера, або за великої товщини порошкового шару. Процес формування треку в цій зоні відрізняється від описаного вище. Унаслідок нерозплавлення або неістотного розплавлення підкладки під треком ванна розплаву має вигляд циліндра або сегментного



циліндра, що лежить на підкладці (рис. 5.9). Через незначний контакт ванни розплаву з підкладкою тепловідведення від неї є меншим

Рис. 5.7. Баланс енергії в ванні розплаву: 1 -енергія, що підводиться лазером; 2 -витрата енергії у ванні розплаву; 3 -положення динамічної рівноваги; 4 -трек; $B_{cep} -$ середня ширина треку





 $L_{\rm I}$ — початковий; $L_{\rm II}$ — сталий; $L_{\rm III}$ — кінцевий

порівняно з тепловідведенням від ванни розплаву якісного треку і, як наслідок, ванна розплаву існує довше (відносно), отже, її довжина може досягати великих значень (відносно). Довжина рідкого кругового циліндра обмежується межею капілярної нестійкості Плато—Релея, згідно з яким рідкий циліндр під дією осьових гармонічних коливань його радіуса руйнується на окремі краплі при $\pi D/L < 1$, де L — довжина циліндра. Це співвідношення справедливе лише за умови вільності циліндра, що в умовах технології селективного лазерного плавлення не реалізується. Оскільки ванна розплаву в будь-якому випадку буде контактувати з підкладкою, то довжина ванни розплаву може бути більшою. Для кута контакту $\varphi = 180^\circ$ умова стійкості ванни розплаву має вигляд $\pi D/L > \sqrt{2/3}$. Зі зменшенням кута контакту довжина ванни розплаву збільшується і у разі кута контакту 90° стає необмеженою.

Етапи формування треку в зоні краплеутворення показано на рис. 5.10. Спочатку формується циліндрична ванна розплаву, далі зі збільшенням довжини її середня частина починає зменшуватися в діаметрі, а головка і хвостова частини — збільшуватися в діаметрі — утворюється шийка. За подальшого збільшення довжини ванни розплаву відбувається розрив шийки і поділ



Рис. 5.9. Поперечний переріз ванни розплаву (*a* — циліндричної; *б* — у вигляді сегментного циліндра) під час розвитку процесу краплеутворення: φ — кут контакту; *l* — ванна розплаву; *2* — підкладка

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.10. Формування треку в зоні краплеутворення:

1 — промінь лазера; 2 — напрямок руху променя лазера; 3 — ванна розплаву; 4 — краплі

крапель. Лазер, рухаючись далі, утворює нову ванну розплаву і процес краплеутворення повторюється.

В реальних умовах процесу селективного лазерного плавлення висота порошкового шару і параметри матеріалу коливаються, що призводить до нестабільності протікання процесу краплеутворення. Тому в реальних умовах розміри крапель і відстань між ними постійно змінюватимуться.

Формування треку в зонах нестабіль-



ного і проміжного треку. Процес формування треку в зонах нестабільного і проміжного треку є чимось середнім між процесами формування треку в зоні краплеутворення та зоні якісного треку. У цій зоні проплавлення підкладки вже досягає великих значень, однак цього ще недостатньо для забезпечення хорошого змочування ванни розплаву. Ванна розплаву в поперечному перерізі являє собою сегментний циліндр з кутом контакту $90^{\circ} < \phi < 180^{\circ}$. У хвостовій частині ванни розплаву утворюється похилий фронт кристалізації (подібний зображеному на рис. 2.11), але довжина ванни розплаву з циліндричним перерізом ще є великою. У результаті ванна розплаву є нестабільною і коливання технологічних параметрів та параметрів матеріалу може призвести до розривів треку і вираженої іррегулярності його перерізу. Через недостатню змочуваність поверхні тиск парів металу може викривити ванну розплаву, що призведе до утворення дефекту викривлення треку.

Формування треку в зоні глибокого проплавлення. Формування треку в цій зоні відрізняється від зони якісного треку лише дуже великою глибиною ванни розплаву в межах лунки. Однак схлопування лунки призводить до утворення великих пор, що для надрукованої деталі є невиправним браком. Такий переріз треку також називають «замковою щілиною». Зовні трек, виконаний у цій зоні, виглядає стабільно, майже не має зовнішніх дефектів. Однак у глибині перерізу треку утворюються великі пори, що розсіяні вздовж усього треку; це зумовлено неповним заповненням розплавом об'єму лунки і розвитком процесів усадки в ній. Схему утворення пори всередині ванни розплаву показано на рис. 5.11.

На прикладі жароміцного сплаву Inconel 718 виконано дослідження впливу потужності і швидкості 3D-друку на геометричні розміри ванни розплаву одиничного треку. Висока міцність на розрив, в'язкість руйнування і зносостійкість за відносно високої температури роблять сплав Inconel 718 привабливим матеріалом для застосування в умовах високої температури і зношування, в агресивних середовищах для таких виробів як турбіни, ядерні реактори, реактивні двигуни і камери згоряння. Водночас ці властивості зу-



Рис. 5.11. Схема утворення пори ($a - \partial$ – етапи формування пори) всередині ванни розплаву треку з параметрами глибокого проплавлення:

1 — підкладка; 2 — лунка; 3 — розплав; 4 — сплавлений трек; 5 — напрямок руху лазера

мовлюють надзвичайну важкооброблюваність сплаву Inconel 718 [128—130]. Отже, СЛП-технологія є прогресивним методом виробництва деталей зі сплаву Inconel 718.

Вихідним матеріалом для виготовлення зразків був порошок сплаву Inconel 718 виробництва компанії Н. С. Starck (Німеччина) марки AMPERPRINT 0181.074 з розміром частинок 45 + 15 мкм. Фактичний хімічний склад готового виробу наведено в табл. 5.1. Контроль хімічного складу виконували за допомогою прецизійного аналізатора «EXPERT 4L». Порошок виготовлено методом відцентрового плазмового розпилення.

Вихідний матеріал було досліджено за допомогою растрового електронного мікроскопа PEM-106 (рис. 5.12, *a*) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 5.12, *б* наведено результати гранулометричного аналізу.

Експеримент виконували на установці ALT Alfa-150. Процес СЛП здійснювали в захисній атмосфері аргону. Установка оснащена ітербієвим лазером з максимальною потужністю 500 Вт, зона друку: 150 × 150 × 180 мм.

За допомогою цієї установки отримано дослідні зразки з використанням різних комбінацій потужності лазера і швидкості сканування.

Хімічний елемент	Вміст, %	Хімічний елемент	Вміст, %	Хімічний елемент	Вміст, %
Ni	52,5	Co	0,7	Ti	0,2
Cr	19,5	Mn	0,2	Si	0,2
Mo	3	Cu	0,6	C	0,08
Nb	5,1	Al	0,8	Fe	Залишок

Таблиця 5.1. Фактичний хімічний склад дослідних зразків із сплаву Inconel 718

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП



Рис. 5.12. Частинки вихідного матеріалу Inconel 718 зі збільшенням ×500 (*a*) і результати гранулометричного аналізу (*б*)

Типовий одиничний трек повторюється з чітко заданим перекриттям до повної побудови деталі. Деякі дослідження, присвячені одиничним трекам, виконано на опорній плиті з іншого сплаву [131]. Однак за таких умов експерименту змінюється хімічний склад дослідних зразків через розведення дослі-





Рис. 5.13. Схема розташування одиничних треків із різними режимами (*a*), загальний вигляд майданчика зі зразками в робочій камері (*б*) та ізометричний вигляд майданчика з одиничними треками (*в*)



Рис. 5.14. Геометричні параметри одиничного треку: W — ширина, P — глибина

джуваного матеріалу і металу опорної плити, що спричинює зміну температури плавлення порошку досліджуваного сплаву.

Одиничні треки створювали на базовому майданчику (рис. 5.13, *в*), виготовленому з того самого матеріалу. При цьому потужність змінювали в діапазоні 50—400 Вт із кроком 30 Вт, а швидкість — у діапазоні 450—1000 мм/с із кроком 50 мм/с. Досліджено 144

режими друку одиничних треків, розташованих на відстані 1,5—2 мм один від одного. Кожен блок містить 6 груп із трьох одиничних треків (рис. 5.13, *a*), виготовлених в однаковому режимі. Товщина шару в експериментах становила 50 мкм.

Геометричні параметри ванни розплаву визначено за допомогою світлового мікроскопа AXIOVERT 200M MAT (CARL ZEISS).

Основними геометричними параметрами одиничного треку є глибина та ширина. Схематично зовнішній вигляд одиничних треків показано на рис. 5.14. Результати аналізу зовнішнього вигляду треків наведено на рис. 5.15—5.18.

Визначено, що за малої потужності трек є нестабільним на малих швидкостях (див. рис. 5.15), а зі збільшенням швидкості трек не формується. Зі збільшенням потужності стабільність треку зростає, на малих швидкостях головка треку стає більш вираженою (див. рис. 5.16). За подальшого збільшення енергії променя на хвостах треків може формуватися лунка.

Форма і розміри головки треку найістотніше залежать від впливу випадкових чинників. В ідеальних умовах розміри головки треку визначають за питомою енергією. Зі зменшенням питомої енергії головка треку стає все більш вираженою — її ширина і висота збільшуються порівняно з шириною і висотою сталого треку. У разі великої питомої енергії ця різниця зменшується, однак все одно залишається. Іноді висота головки треку може перевищувати товщину шару, що призводить до зіткнень із лезом ракеля і зчесування верхівки головки треку.

Для потужності P = 80-200 Вт на малих швидкостях формується стабільний трек, а за збільшенням швидкості він стає нестабільним, переривчастим (див. рис. 5.15—5.18). За подальшого збільшення потужності лазера P = 230-400 Вт і невеликих швидкостей процесу формується зовні якісний трек, а зі збільшенням швидкості сканування візуально можна визначити зменшення його ширини. Результати оцінки стабільності отриманих треків за зовнішнім виглядом наведено в табл. 5.2.

Стабільність треку зростає зі збільшенням потужності і спадає зі збільшенням швидкості лазера. Це пов'язано зі стабілізацією змочування треку зі збільшенням глибини проплавлення підкладки у разі зростання потужності лазера або зниження швидкості його руху.

Усі відхилення форми треку, що зумовлені нестабільністю та іншими процесами, можна розділити на такі групи: іррегулярність перерізу треку, викривлення треку, бічні язики, сателіти, приплавлення частинок на поверхні



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.15. Візуальний аналіз одиничних треків за потужності 80 Вт і швидкості сканування 450–1000 мм/с

треку. Наведені відхилення форми треку зустрічаються в тій чи іншій формі практично в кожному треку. Дефектом треку вони стають лише за істотного розміру цих відхилень форми. Якщо дефекти форми треку мають одиничний характер, то вони швидко заліковуються і це не позначається на загальній



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 5.16. Візуальний аналіз одиничних треків за потужності 170 Вт і швидкості сканування 450—1000 мм/с

якості деталі. Однак якщо більшу частину треків виконано з дефектами, то це призведе до погіршення якості деталі або навіть до зупинки друку.

Іррегулярність перерізу треку — це періодична або неперіодична зміна поперечного перерізу треку за його ходом. Зовні це має вигляд зміни ширини

і висоти треку. Механізм появи цього дефекту показано на рис. 5.1. Також виражену іррегулярність треку спостерігають під час його плавлення з низькою питомою потужністю, коли глибина проплавлення підкладки є незначною (див. рис. 5.16). За меншої питомої потужності трек буде розбиватися на окремі краплі (див. рис. 5.15).



Рис. 5.17. Візуальний аналіз одиничних треків за потужності 260 Вт і швидкості сканування 450—1000 мм/с



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 5.18. Візуальний аналіз одиничних треків за потужності 400 Вт і швидкості сканування 450–1000 мм/с

Дефект викривлення треку — це відхилення осі проплавленого треку від теоретичної осі треку (траєкторії лазера). При цьому, зазвичай, одночасно змінюються і розміри поперечного перерізу треку. Причиною виникнення цього дефекту є тиск парів металу, що зміщує рідку ванну розплаву за низької глибини проплавлення підкладки. Таке можливо лише за низької питомої енергії лазера. Якщо проплавлення підкладки є достатнім, то такий дефект не проявляється.

Бічні язики — це локальні відхилення форми треку у вигляді істотних виступів від бічної поверхні треку (див. рис. 5.17). Причиною виникнення цього дефекту є як бічні бризки з ванни розплаву, що не змогли від неї відокремитися і кристалізувалися, так і, навпаки, затягування у ванну розплаву великих частинок, яке ще не закінчилося.

Сателіти — це приплавлення до бічної поверхні треку частинок порошку. Причиною виникнення цього дефекту є потрапляння порошку в зону ванни розплаву, в якій процес кристалізації завершується або тільки що був завершений. У результаті частинки порошку не встигають розплавитися повністю і приплавляються або припікаються до бічної поверхні треку.

Приплавлені частинки на поверхні треку мають сферичну або близьку до неї форму і розташовані на верхній поверхні треку. Ці частинки є залишками бризок, що вилетіли з ванни розплаву, впали на хвостову частину ванни розплаву або верхню поверхню треку і приплавилися до них.

На рис. 5.15—5.18 наведено форми хвостів треків, виконаних за різних параметрів потужності і швидкості лазера. Форма і розміри хвостів треку повторюють форму і розміри ванни розплаву для заданих параметрів потужності та швидкості лазера. Отже, вимірювання розмірів хвоста треку можна використовувати як непрямий експериментальний метод визначення розмірів ванни розплаву. Розміри хвостів треку залежать від питомої енергії — зі зростанням питомої енергії хвости треків збільшуються.

Для хвостів треку характерною є наявність у центральній зоні одного цілого або переривчастого поглиблення у вигляді борозни, орієнтованої вздовж поздовжньої осі хвоста. Походження цього поглиблення, ймовірно, пов'язано з наявністю конвективних потоків Марангоні (див. рис. 2.5), що діють у по-

Потуж-					Швидк	ість ска	нування,	мм/с				
ність, Вт	450	500	550	600	650	700	750	800	850	900	950	1000
50 80 110 140 170 200 230 260 290 320 350	HCT HCT CT CT CT CT CT CT CT CT	HCT HCT CT CT CT CT CT CT CT CT	B HCT CT CT CT CT CT CT CT CT CT	В НСТ НСТ СТ СТ СТ СТ СТ СТ СТ СТ СТ	B HCT CT CT CT CT CT CT CT CT	B HCT HCT CT CT CT CT CT CT CT	B HCT HCT CT CT CT CT CT CT CT	B HCT HCT CT CT CT CT CT CT CT	B HCT HCT CT CT CT CT CT CT CT	B HCT HCT HCT CT CT CT CT CT CT	B HCT HCT HCT HCT CT CT CT CT CT	B HCT HCT HCT HCT CT CT CT CT CT
400	CT	CT	СТ	CT	CT	CT	CT	CT	СТ	СТ	СТ	CT

Таблиця 5.2. Стабільність одиничних треків за різної потужності лазера і швидкості сканування

Примітка. В — відсутній; НСТ — нестабільний; СТ — стабільний трек.



Рис. 5.19. Поздовжній переріз дрібної лунки: *1* — хвіст треку; 2 — нерозплавлена підкладка; 3 — лунка

перечних перерізах ванни розплаву в момент затвердіння, тобто утворення хвоста. Через дуже високу швидкість кристалізації розплав твердне безпосе-

редньо під час руху, повторюючи форму потоків.

На поверхні хвостів також наявні хаотично розташовані каверни різного розміру. Їх походження, мабуть, пов'язане з процесом розбризкування. Тобто ці каверни є місцями викиду бризок. При цьому через дуже високу швидкість кристалізації розплав не встигає стиснутися і кристалізується.

Характерним елементом хвоста треку також є лунка — залишки поглиблення в хвостовій частині ванни розплаву. Лунка являє собою поглиблення різного розміру, що розташоване на самому краю треку і є його частиною. Кінцева точка лунки є кінцевою точкою впливу лазерного променя. Лунки можна розділити на дрібні несформовані і великі сформовані. Дрібні лунки показано на рис. 5.15 і 5.16. Вони виглядають як невеликі поглиблення на самому краю хвоста треку, периметр яких не виділяється із загального периметра треку. Форму лунки в поздовжньому перерізі показано на рис. 5.19. Такі лунки характерні для треків, виконаних з параметрами високої питомої енергії, і проявляються на них епізодично. Ймовірно, на їхній прояв впливають інші чинники, крім потужності і швидкості лазера.

Великі лунки мають вигляд протяжних поглиблень на самому краю хвоста треку, периметр яких сильно виділяється із загального периметра треку (див. рис. 5.16 і 5.17). Такі лунки починають стійко проявлятися за низьких параметрів питомої енергії (за швидкості лазера 1000 мм/с і більше та потужності 300 Вт і більше). Зі зниженням питомої енергії протяжність лунок збільшується. Отже, за наявності протяжних лунок корисна довжина треку зменшується, що під час плавлення шару вимагатиме збільшення перекриття смуг сканування.

Для визначення оптимального «вікна процесу» встановлено геометричні розміри ванни розплаву для кожного з дослідних режимів процесу. На рис. 5.20 показано мікроструктуру досліджуваних треків за різної швидкості сканування і постійної потужності лазера (P = 200 Вт). У разі швидкості 1000 мм/с формується нестабільний трек, і з рис. 5.20 бачимо, що відбувається краплеутворення; розплавлений метал, маючи низьку температуру, не розтікається по підкладці.

На рис. 5.21 показано мікроструктури для режимів з достатньо високою потужністю і низькою швидкістю сканування. Можна бачити, що глибина ванни одиничного треку перевищує оптимальні значення (2—3 шари).

Виконано розрахунки геометричних розмірів одиничних треків, результати яких наведено в табл. 5.3 і 5.4. Середні значення ширини і глибини ванни одиничного треку наведено в табл. 5.4—5.7 і на рис. 5.22 і 5.23 відповідно. Сірим кольором в табл. 5.5—5.7 виділено значення, що відповідають вимогам до стабільного треку: глибина — до двох шарів, ширина — не менше середньої, відношення глибини до ширини — від 0,5 до 2,0.



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

800 мм/c 900 мм/c 1000 мм/cРис. 5.20. Мікроструктура (×100) поперечного перерізу одиничних треків, виконаних на підкладці з потужністю лазера P = 200 Вт за різної швидкості сканування



Рис. 5.21. Мікроструктура (×50) поперечного перерізу треків, виконаних на підкладці: a - P = 400 Вт, V = 500 мм/с; $\delta - P = 400$ Вт, V = 450 мм/с; $\delta - P = 350$ Вт, V = 450 мм/с

Отримані результати вимірювання показали, що швидкість сканування істотніше впливає на зміну геометричних параметрів ванни треку, ніж на глибину треку (див. рис. 5.23), ця зміна більш виражена, ніж для його ширини (див. рис. 5.22).

Співвідношення глибини і ширини треку на поверхні характеризує звуження лунки (рис. 5.24).

Результати вимірювання показали, що потужність лазера і швидкість сканування істотно впливають на глибину треку. За високої щільності енергії (велика потужність і низька швидкість) спостерігали більш глибоке проникнення, яке може досягати від 5 до 25 шарів. За такої ситуації один і той самий мікрооб'єм металу зазнає багаторазового переплавлення, що несприятливо позначається на якості металу. Крім того, за великої глибини ванни роз-

Потуж-					Швидк	ість ска	нування	н, мм/c				
ність, Вт	450	500	550	600	650	700	750	800	850	900	950	1000
50	115 	100 										
80	63	102	90	_	52 66 103	61 48 74	83	108	_	_	_	_
110	137 131 126	134 122 128	79 85 81	96 108 121	86 76 —	140 99 106	83 83 97	82 84 47	74 78 —	117 28 —	51 106 —	91 75 —
140	185 169 185	150 154 133	140 113 138	131 142 128	126 104 118	123 117 117	113 88 94	81 74 —	96 87 115	106 108 90	74 — —	90 99 80
170	162 141 186	138 162 164	152 144 154	145 133 144	162 96 97	145 132	143 115 145	94 136 134	108 113 118	105 133 94	92 119 130	120 98 92
200	156 153 163	130 146 121	144 151 170	146 160 143	177 145 148	132 134 151	140 161 126	130 128 126	120 135 129	120 126 —	110 135 109	129 100 107
230	182 161 181	130 140 161	151 153 143	158 161 171	121 		150 162 162	153 150 167	129 154 129	134 145 144	136 135 122	139 135 129
260	173 213 —	161 185 188	158 172 154	170 153 120	202 160 165	143 	157 147 147	161 165 16	125 124 160	131 132 137	135 139 130	124 135 —
290	157 176 98	195 166 —	178 169 180	170 172 187	167 175 147	174 171 150	134 153 151	141 132 144	133 139 118	135 138 129	121 123 141	138 125 —
320	175 185 149	172 155 133	157 144 165	166 165 150	160 169 181	158 154 157	137 153 140	158 137 148	169 156 158	144 138 148	142 146 138	149 146 155
350	208 172 165	178 192 176	175 210 188	191 173 —	169 168 159	157 162 —	151 141 —	133 150 140	149 148 170	127 151 134	170 143 144	115 129 123
400	171 217 —	163 177 190	163 162 161	202 153 122	201 162 169	145 	154 162 176	144 157 171	147 156 154	135 123 146	154 146 145	153 141 140

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Таблиця 5.3. Результати вимірювання ширини одиничних треків

плаву, отже, і великого її об'єму виникає значний температурний градієнт між остиглим металом нижніх шарів і рідким металом, що призводить до формування спрямованої крупнокристалічної мікроструктури і високих напружень, у деяких випадках — до формування мікротріщин. Крім того, за умов глибокого проплавлення трек набуває витягнутої форми, змінюється співвідношення глибини до ширини, наявні характерні дефекти, названі в літературі «замкова щілина». Зовні трек, виконаний у цій зоні, виглядає стабільно, майже не має зовнішніх дефектів. Однак у глибині перерізу треку утворюються великі пори, розсіяні вздовж усього треку, зумовлені зменшенням лунки, що для надрукованої деталі є невиправним браком.

За результатами виконання **першого етапу згідно із запропонованою мето**дикою встановлено раціональні режими побудови одиничних треків для пошарового нарощування деталей на підставі вимог до геометрії ванни розплаву одиничного треку: P = 110 BT, V = 450-500 мм/с; P = 140 BT, V = 600-

Потуж-					Швидк	ість ска	нування	, мм/с				
ність, Вт	450	500	550	600	650	700	750	800	850	900	950	1000
50	0	31										
80	9,5	14	14 0	5 10 7	12 13 17		15	23				
110	43 70 103	64 81 97	67 18 27	25 25 26	22 21 —	56 21 30	46 31 40	14 9 17	19 19	17 	22 12	22 19
140	177 181 208	357 444 329	114 127 166	118 90 111	90 102 140	93 68 39	58 24 15	0 12 —	41 14 23	11 54 51	17	30 30 —
170	158 165 134	120 80 131	144 172 85	79 78 65	107 15 31	79 115	56 51 25	36 66 44	27 72 76	29 63 68	26 40 29	52 29 20
200	350 332 221	310 238 267	147 153 112	163 102 99	106 104 74	117 90 86	102 144 130	69 46 103	63 45 32	93 44 —	76 65 72	45 66 94
230	436 272 —	385 431 335	323 316 278	270 184 220	368 — —	_ _ _	133 140 166	84 91 106	100 98 77	79 128 109	60 81 153	49 49 104
260	542 472 —	561 469 346	521 510 520	298 348 535	307 324 275	334 	183 192 191	143 153 123	68 76 161	233 211 192	216 227 179	164 172 —
290	507 480 406	418 337 —	298 355 317	218 211 242	219 208 166	246 203 265	324 289 302	260 294 269	103 140 233	215 134 212	167 167 145	128 108 —
320	569 583 442	525 554 532	462 480 504	426 371 479	352 341 215	312 348 320	320 165 335	237 341 259	137 146 171	198 274 237	217 268 192	97 108 107
350	528 556 538	474 433 509	382 369 418	378 353 —	192 151 122	107 120 —	483 509 —	477 474 437	250 118 131	233 257 440	111 282 233	304 317 288
400	648 557 —	661 578 448	620 617 616	365 448 599	415 423 375	433 	373 344 371	353 331 297	353 282 267	348 319 305	284 290 235	307 303 268

Таблиця 5.4. Результати вимірювання глибини одиничних треків

57



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 5.22. Зміна ширини одиничного треку за різної потужності лазера (80-400 Вт) і швидкості сканування:



а — 450—700 мм/с; *б* — 750—1000 мм/с



700 мм/с; P = 170 Вт, V = 600-700 мм/с; P = 200 Вт, V = 650-800 мм/с; P = = 230 Вт, V = 800-950 мм/с.

Наступний етап методики визначення раціональних режимів — уточнення режимів, що дають змогу формувати якісний одиничний шар.

Як підкладки побудовано прямокутні пластини товщиною 2 мм на підтримках висотою 2 мм розміром 32 × 10 мм. Прописані одиничні лінії з інтер-

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Потуж-				Γ	Ивидкіс	ть скану	вання,	мм/с				
ність, Вт	450	500	550	600	650	700	750	800	850	900	950	1000
50	115	100	_	_	-	_	_	_	_	_	_	_
80	63	102	90	_	73	61	41	108	_	_	_	_
110	131	128	81	108	81	115	87	71	76	72,5	78,5	83
140	179	145	130	133	116	119	98	77	99	101	74	89
170	163	154	150	140	118	138	134	121	113	110	113	103
200	157	132	155	149	156	139	142	128	128	123	118	112
230	171	143	149	163	121	—	158	156	137	141	131	134
260	193	178	161	147	175	143	150	162	136	133	134	129,5
290	143	180	175	176	163	165	146	139	130	134	128	131,5
320	169	153	155	160	170	156	143	147	161	143	142	150
350	181	182	191	182	165	159	146	141	155	137	152	122
400	194	176	162	159	177	145	164	157	152	134	148	144

Таблиця 5.5. Середня ширина одиничного треку

Таблиця 5.6. Середня глибина одиничного треку

Потуж-					Швиди	кість ска	нування	я, мм/с				
ність, Вт	450	500	550	600	650	700	750	800	850	900	950	1000
50		31	-	_	_	_	_	_	_	_	_	_
80	9	14	14	7	14	_	15	23	_	_	_	—
110	72	80	37	25	21	35	39	13	19	17	17	20
140	188	376	135	106	110	66	32	6	26	38	0	20
170	152	110	133	74	51	97	44	48	58	53	31	33
200	301	271	137	121	94	97	125	72	46	68	71	68
230	354	383	305	224	368		146	93	91	105	98	67
260	607	558	617	493	402	434	188	139	101	212	207	168
290	464	377	323	223	197	238	305	274	158	187	159	118
320	531	537	482	425	302	326	273	279	151	236	225	104
350	539	472	389	365	155	113	496	462	166	310	208	303
400	602	562	617	470	404	433	362	327	300	324	269	292

Таблиця 5.7. Середнє відношення глибини до ширини одиничного треку

Потуж-					Швидкі	сть скан	ування,	мм/с				
ність, Вт	450	500	550	600	650	700	750	800	850	900	950	1000
50	_	0,31	_	_	_	_	_	-	_	_	_	_
80	0,14	0,13	0,15	_	0,19	_	0,36	0,21	_	_	_	_
110	0,54	0,63	0,45	0,23	0,26	0,31	0,44	0,18	0,25	0,23	0,21	0,24
140	1,05	2,58	1,04	0,79	0,95	0,56	0,32	0,07	0,26	0,38	0	0,22
170	0,93	0,71	0,89	0,52	0,43	0,70	0,32	0,40	0,51	0,48	0,27	0,32
200	1,91	2,05	0,88	0,81	0,60	0,70	0,88	0,56	0,36	0,5	0,60	0,61
230	2,06	2,67	2,05	1,37	3,04		0,92	0,59	0,66	0,74	0,74	0,50
260	3,14	3,13	3,82	3,34	2,28	3,03	1,25	0,86	0,74	1,59	1,53	1,29
290	3,23	2,09	1,84	1,26	1,21	1,44	2,08	1,97	1,22	1,39	1,24	0,89
320	3,13	3,50	3,10	2,65	1,78	2,08	1,90	1,88	0,93	1,64	1,58	0,69
350	2,96	2,59	2,04	2,00	0,93	0,71	3,39	3,28	1,06	2,25	1,36	2,47
400	3,10	3,18	3,81	2,96	2,28	2,98	2,21	2,07	1,97	2,40	1,81	2,02





Рис. 5.24. Зміна відношення глибини і ширини одиничного треку за різної потужності лазера (80—400 Вт) і швидкості сканування: a - 450-700 мм/с; $\delta - 750-1000$ мм/с

валом 0,1 мкм із траєкторією zig-zag 6 шт. Схема: $\uparrow \downarrow \uparrow \downarrow \uparrow \downarrow \uparrow \downarrow$. Режими побудови одиничних шарів наведено в табл. 5.8. Між одиничними шарами з 6 треків інтервал становив 1,5 мм. На одному майданчику розміщуються 12 режимів.

Також досліджено об'ємні зразки висотою 5 шарів розміром 7 × 7 мм. На майданчику-підкладці розташовано по три дослідні зразки з інтервалом 1,5 мм. Кут повороту між шарами 90°. Режими побудови об'ємних зразків наведено в табл. 5.9. Загальний вигляд зразків на платформі для другого етапу методики наведено на рис. 5.25.

İз наведених результатів досліджень бачимо, що для зазначених режимів потужність та швидкість сканування змінюються в широкому діапазоні: від 110 до 230 Вт і від 450 до 1000 мм/с відповідно. Крім того, під час утворення одиничного шару відбувається перекриття сусідніх треків, у результаті чого

Таблиця 5.8. Режими побудови одиничних шарів

Майданчик 1	Майданчик 2
1. $P = 110$ BT, $V = 450$ MM/c 2. $P = 110$ BT, $V = 500$ MM/c 3. $P = 140$ BT, $V = 600$ MM/c 4. $P = 140$ BT, $V = 650$ MM/c 5. $P = 140$ BT, $V = 700$ MM/c 6. $P = 170$ BT, $V = 600$ MM/c 7. $P = 170$ BT, $V = 650$ MM/c 8. $P = 170$ BT, $V = 700$ MM/c 9. $P = 200$ BT, $V = 700$ MM/c 10. $P = 200$ BT, $V = 700$ MM/c 11. $P = 200$ BT, $V = 750$ MM/c	1. $P = 230$ BT, $V = 800$ MM/c 2. $P = 230$ BT, $V = 850$ MM/c 3. $P = 230$ BT, $V = 900$ MM/c 4. $P = 110$ BT, $V = 650$ MM/c 5. $P = 110$ BT, $V = 700$ MM/c 6. $P = 140$ BT, $V = 850$ MM/c 7. $P = 140$ BT, $V = 950$ MM/c 8. $P = 140$ BT, $V = 1000$ MM/c 9. $P = 170$ BT, $V = 850$ MM/c 10. $P = 170$ BT, $V = 900$ MM/c 11. $P = 170$ BT, $V = 950$ MM/c
12. $P = 200$ BT, $V = 800$ MM/c	12. $P = 170$ BT, $V = 1000$ MM/c

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору	и раціональних технологічних	режимів для СЛП
------------------------------	------------------------------	-----------------

Майданчик 3	Майдан	нчик 4	Майданчик 5		
P = 110 BT, $V = 450$ MM/c P = 110 BT, $V = 500$ MM/c P = 140 BT, $V = 600$ MM/c	P = 140 BT, V P = 140 BT, V P = 170 BT, V	V = 650 мм/с V = 700 мм/с V = 600 мм/с	P = 170 BT, $V = 650$ MM/c P = 170 BT, $V = 700$ MM/c P = 200 BT, $V = 650$ MM/c		
Майданчик 6	Майдан	нчик 7 Майданчик 8			
P = 200 BT, $V = 700$ MM/c P = 200 BT, $V = 750$ MM/c P = 200 BT, $V = 800$ MM/c	P = 230 BT, V P = 230 BT, V P = 230 BT, V	V = 800 мм/с V = 850 мм/с V = 900 мм/с	P = 110 BT, $V = 650$ MM/c P = 110 BT, $V = 700$ MM/c P = 140 BT, $V = 850$ MM/c		
Майданчик 9			Майданчик 10		
P = 140 BT, V = 950 P = 140 BT, V = 1000 P = 170 BT, V = 850	мм/с) мм/с мм/с	P = 170 BT, $V = 900$ MM/c P = 170 BT, $V = 950$ MM/c P = 170 BT, $V = 1000$ MM/c			

Таблиця 5.9. Режими для експерименту «об'ємні зразки»



Рис. 5.25. Загальний вигляд зразків на платформі

розплавлена ванна утворюваного треку отримує додатковий тепловий вплив від остигаючого металу попереднього треку, що буде впливати на його геометрію, властивості і структуроутворення. Результати макроскопічного аналізу наведено на рис 5.26—5.35. Результати мікроструктурних досліджень — на рис. 5.36—5.39.

Виконано вимірювання геометричних розмірів треків у одиничному шарі. Результати вимірювань наведено в табл. 5.10.

Деякі одиничні шари, виготовлені за встановленими режимами, мали нестабільну форму. Особливо це було виражено для першого треку для режимів з нижчою потужністю та високою швидкістю сканування. Зі збільшенням потужності та зменшенням швидкості сканування зовні треки мали стабільну форму. Виконано мікроструктурні дослідження в поперечному перерізі зразків. На рис. 5.38 можна бачити, що підведеної енергії виявилося недостатньо для якісного перекриття сусідніх треків, а у разі занадто великого рівня енергії глибина проплавлення сусідніх треків є нерівномірною (див. рис. 5.39).

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні







РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.27. Макроскопічний аналіз одиничних шарів на майданчику 2 (a - 1; $\delta - 2$; e - 3; e - 4; $\partial - 5$; e - 6; e - 7; $\mathcal{m} - 8$; 3 - 9; i - 10; u - 11; $\kappa - 12$)

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Оскільки перший трек знаходиться в умовах, відмінних від умов наступних треків (під час створення наступних треків до температури, виникнення якої зумовлено впливом променя лазера, додається тепло попереднього треку, при цьому переплавляється металевий порошок, підкладка та попередній трек, а під час створення першого треку переплавляється металевий порошок

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП



Рис. 5.31. Макроскопічний аналіз об'ємних зразків на майданчику 6

Рис. 5.32. Макроскопічний аналіз об'ємних зразків на майданчику 7

данчику 8

та підкладка, однак немає додаткового тепла від попереднього треку), його розміри відрізняються від розмірів наступних треків.

У зв'язку з цим вимірювали середній розмір геометричних параметрів одиничного шару з урахуванням першого треку, без нього та окремо першого треку (трек № 1).





Рис. 5.35. Макроскопічний аналіз об'ємних зразків на майданчику 10

Якість виробу, зокрема кінцева шільність і шорсткість поверхні, в першу чергу залежить від характеристик ванн розплаву (форма і розмір), які значною мірою контролюють зміною щільності енергії лазерного променя, що є по суті мірою підведеної під час оброблення матеріалів енергії [132]. Забезпечити потрібний рівень щільності енергії можна за допомогою керування певними контрольованими параметрами. Потужність лазера (Р), швидкість сканування (V), відстань між треками (перекриття ванни розплаву d) і товщина шару (t) є найважливішими параметрами і пов'язані з щільністю енергії лазеpa [122, 126].

Згідно з літературними даними на режимах з різними рівнями питомої енергії досягнуто найкращих властивостей виробів (щільність металу) (рис. 5.40).

Після кристалізації треку поруч з ним є зони, збіднені порошком. Тому під час плавлення сусіднього треку в процесі приймає участь менша кількість порошку, що призводить до зменшення висоти треку. Крім того, коефіцієнти поглинання і відбиття лазерного випромінювання у порошку і переплавленого матеріалу значно різняться, що додатково впливає на процес СЛП.



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.36. Дослідження мікроструктури одиничних шарів на майданчику 1



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 5.37. Дослідження мікроструктури одиничних шарів на майданчику 2



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.38. Дослідження мікроструктури одиничних шарів на майданчиках 3-8

Імовірно, це пов'язано з тим, що в формулу в явному вигляді не входять такі важливі параметри як діаметр променя лазера, температура в камері, геометрія деталі, стратегія побудови, характеристики металевого порошку, тобто не враховано особливості обладнання, матеріалу та інших умов процесу.

Для одиничних треків обчислено питому об'ємну енергію та встановлено її вплив на його геометричні розміри. На рис. 5.41 наведено результати дослідження. Визначено функціональну залежність глибини треку від питомої об'ємної енергії з достатнім коефіцієнтом достовірності апроксимації. Отримано рівняння, за допомогою якого визначено оптимальний рівень енергії,



Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

Рис. 5.39. Дослідження мікроструктури одиничних шарів на майданчиках 9 і 10

необхідний для забезпечення проплавлення на глибину не більше двох шарів, який становить 39 Дж/мм³.

Для цього рівня енергії середнє відношення глибини до ширини треків знаходиться на оптимальному рівні. На рис. 5.42 показано мікроструктуру одиничних шарів із оптимальним рівнем енергії; перекриття сусідніх треків та їх глибина проплавлення рівномірні. При рівні питомої енергії, що нижче за раціональний, формуються нестабільні треки (рис. 5.43), а при рівні енергії, більше за рекомендовану, глибина треків є нерівномірною (рис. 5.44).

		Глибина			Ширина		Відношен	ня глибини	до ширини
Режим	треку Nº 1	Середня для шару з треком № 1	Середня для шару без треку № 1	треку № 1	Середня для шару з треком N ₀ I	Середня для шару без треку № 1	треку № 1	Середнє для шару з треком № 1	Середне для шару без треку Nº 1
					Майданчи	к 1			
1	101	172,6	187	117			0,86	—	—
2	118	138,1	142,2	147	138,5	135,6	0,80	0,99	1,04
3	187	197,8	200	175	154,2	147,33	1,06	1,28	1,35
4	136	150,1	153	152	148,8	148	0,89	1,00	1,03
5	155	172,3	175,8	157	164,4	166,2	0,98	1,04	1,05
6	184	239,6	250,8	181	171,2	168	1,01	1,39	1,49
7	149	213,6	226,6	151	156,5	158,33	0,98	1,36	1,43
8	126	190,6	203,6	149	155,8	157,5	0,84	1,22	1,29
9	200	275,1	290,2	171	182,6	185,5	1,16	1,50	1,56
10	298	274,1	269,4	155	167	170	1,92	1,64	1,58
11	190	241,8	252,2	157	170,8	174,25	1,21	1,41	1,44
12	193	256,5	269,2	152	151,6	151,5	1,26	1,69	1,77
					Майданчи	к 2			
1	262	254,3	252,8	138	150,2	153,25	1,89	1,69	1,64
2	272	241,6	235,6	158	154,7	153,66	1,72	1,56	1,53
3	70	123,6	134,4	85	141,2	155,25	0,82	0,87	0,86
4	143	110,6	104,2	158	134,6	130	0,90	0,82	0,80
5	104	95,6	94	106	130,4	136,5	0,98	0,73	0,68
6	115	139,6	144,6	117	132,4	136,2	0,98	1,05	1,06
7	95	102,5	104	123	127,1	128	0,77	0,80	0,81
8	53	98,8	108	49	117,1	—	1,08	0,84	—
9	45	161,8	185,2	41	132,6	151	1,09	1,21	1,22
10	107	149,8	158,4	113	123,1	125,2	0,94	1,21	1,26
11	155	149	147,8	175	153,8	148,5	0,88	0,96	0,99
12	118	142,1	147	139	151	153,4	0,84	0,94	0,95

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Таблиця 5.10. Геометричні розміри треків в одиничному шарі

Згідно з результатами мікроструктурного аналізу раціональний діапазон питомої щільності енергії становить 39,5—42 Дж/мм³. За таких режимів не спостерігали уривчастості треків, виступів над основним тілом та видимих дефектів.

Рис. 5.40. Залежність щільності металу зразка з Inconel 718, отриманого СЛП, від питомої об'ємної енергії



71







Рис. 5.41. Геометричні параметри треку в одиничному шарі за різної питомої об'ємної енергії



Рис. 5.42. Мікроструктура одиничного шару за потужності лазера 170 Вт і швидкості сканування: $a - 900 \text{ мм/с } (E = 38 \text{ Дж/мм}^3), \delta - 850 \text{ мм/с } (E = 40 \text{ Дж/мм}^3), s - 700 \text{ мм/с } (E = 48 \text{ Дж/мм}^3)$



Рис. 5.43. Мікроструктура одиничного шару за потужності лазера 140 Вт і швидкості сканування:

a - 1000 мм/с (E = 28 Дж/мм³), $\delta - 950$ мм/с (E = 31 Дж/мм³), e - 850 мм/с (E = 33 Дж/мм³)
РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП



Рис. 5.44. Мікроструктура одиничного шару за потужності лазера 200 Вт і швидкості сканування:

a — 800 мм/с (*E* = 50 Дж/мм³), *б* — 750 мм/с (*E* = 53 Дж/мм³), *в* — 700 мм/с (*E* = 57 Дж/мм³)

Однак один і той самий рівень щільності питомої об'ємної енергії можна забезпечити за різного поєднання швидкості сканування і потужності лазера (рис. 5.45). Оскільки вплив швидкості сканування і потужності лазера має різну інтенсивність, необхідним є виконання третього етапу дослідження згідно із запропонованою методикою.

Останній етап встановлення робочого «вікна процесу» та раціональних режимів побудови металовиробів за технологією селективного лазерного плавлення згідно з методикою — уточнення режимів, що дають змогу формувати об'ємні зразки з мінімальною пористістю (максимальною щільністю).

На попередньому етапі згідно з методикою визначено, що режими, за яких глибина треку становила 80-120 мкм (глибиною 1,5-2,5 шару), забезпечували питому об'ємну енергію E = 45-55 Дж/мм³ (див. рис. 5.45). Очевидно, що на побудову масивного зразка додатково буде впливати тепло сусіднього треку і попереднього шару, і за таких режимів створюватимуться умови з вищим рівнем енергії, що передається. Тому E більше за 50 Дж/мм³ в експерименті не використовували. Як найперспективніші застосовували режими з E = 40 і 30 Дж/мм³, а режим з E = 20 Дж/мм³ — як свідомо низький рівень.

Вплив потужності лазера та швидкості сканування. В експерименті відстань між треками було прийнято постійною, вона становила 0,1 мм, товщина шару — 50 мкм. Основні параметри процесу під час виконання експерименту наведено в табл. 5.11.

Зразки являли собою паралелограми з розміром $10 \times 10 \times 3$ мм на підтримках висотою 2 мм.

Маркування зразка	<i>E</i> = = 40 Дж/мм ³	<i>V</i> , мм/с	Маркування зразка	E = = 50 Дж/мм ³	<i>V</i> , мм/с	Маркування зразка	<i>E</i> = = 30 Дж/мм ³	<i>V</i> , мм/с
4-10-08 4-10-11 4-10-14	P = 80 BT P = 110 BT P = 140 BT	400 550 700	5-10-14 5-10-17 5-10-20	P = 140 BT P = 170 BT P = 200 BT	560 680 800	3-10-08 3-10-11 <i>E</i> = 20, Дз	P = 80 BT P = 110 BT K/MM^3	533 733
4-10-17 4-10-20	P = 170 BT $P = 200 BT$	850 1000	5-10-23 5-10-25	P = 230 BT $P = 250 BT$	920 1000	2-10-08	P = 80 BT	800

Таблиця 5.11. Умови проведення експерименту





Рис. 5.45. Залежність питомої об'ємної енергії від швидкості сканування та потужності лазера за постійних товщини шару (50 мкм) і відстані між треками (0,1 мм)

Мікроструктуру дослідних зразків, виготовлених за різних параметрів процесу СЛП, показано на рис. 5.46—5.49.

Зразок, виготовлений із параметрами, що забезпечують рівень питомої енергії 20 Дж/см³, має максимальну пористість металу (табл. 5.12), в його порах розташовані непроплавлені частинки вихідного матеріалу металевого порошку. Питома об'ємна енергія на такому рівні є недостатньою для розплавлення частинок порошку.

За питомої енергії 30 Дж/мм³ пористість зразків становила 8,2—3,5 %. При цьому спостерігали таку тенденцію: для більш високих потужності лазера і швидкості сканування формувався якісніший зразок із меншою кількістю пор (див. рис. 5.47). Однак і на тих фрагментах зразків, які за малого збільшення мали однорідний щільний вигляд, у разі великого збільшення спостерігали мікродефекти, пов'язані, ймовірно, з непроплавленням попереднього шару, тобто питомої об'ємної енергії виявилося також недостатньо для отримання якісних зразків.

За результатами аналізу зразків, виготовлених за питомої об'ємної енергії на рівні 40 Дж/мм³, визначено, що для такого рівня цього параметра отримано максимальну кількість зразків задовільної якості (див. рис. 5.48). Отже, в рамках експерименту такий рівень питомої енергії є оптимальним. Крім того,

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.46. Мікроструктура зразка з питомою об'ємною енергією 20 Дж/мм³

встановлено таку тенденцію: за одного і того самого рівня питомої енергії мінімальна пористість формується за більшої потужності і швидкості.

Під час аналізу зразків, виготовлених з питомою енергією 50 Дж/см³, встановлено, що глибина проплавлення становила до 5—7 шарів, визначено наявність мікротріщин і ділянок грубої мікроструктури. Отримано структуру пор, характерних для умов глибокого проплавлення. Ймовірно, це пов'язано з часовим інтервалом між створенням сусідніх треків, тобто з розбивкою зразка на поля залежно від довжини треку: у разі короткого треку наступний сусідній трек формується через менший інтервал часу і попередній трек не встигає охолонути.

Зберігається така сама тенденція, що й для попередніх серій зразків: максимальна кількість дефектів формується за мінімальних швидкості сканування і потужності лазера.



 $\times 100$



 $\times 500$

Вплив відстані між треками або величини перекриття сусідніх треків. І́нтервал між треками — це відстань між двома сусідніми траєкторіями сканування лазера. Цей параметр безпосередньо впливає на якість формування кожного шару і на продуктивність виробничого процесу. Крім того, регулювання міжтрекового інтервалу також впливає на якість зовнішнього вигляду деталі.

Якщо крок сканування є занадто малим, хоча безперервність матеріалу між сусідніми треками і збільшуватиметься, пор буде утворюватися менше,

Маркування зразка	<i>Р</i> , Вт	<i>V</i> , мм/с	Щільність, %	Маркування зразка	<i>Р</i> , Вт	<i>V</i> , мм/с	Щільність, %
2-10-08	80	800	68,0	5-10-14	140	560	96,0
3-10-08	80	533	91,8	5-10-17	170	680	97,0
3-10-11	110	733	96,5	5-10-20	200	800	95,0
4-10-08	80	400	99,8	5-10-23	230	920	97,0
4-10-11	110	550	99,5	5-10-25	250	1000	98,0
4-10-14	140	700	99,8				
4-10-17	170	850	99,9				
4-10-20	200	1000	99 9				

Таблиця 5.12. Щільність дослідних зразків, виготовлених за різними режимами

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 5.47. Мікроструктура зразків з питомою об'ємною енергією 30 Дж/мм³: *a*, δ — зразок 3-10-08, P = 80 Вт, V = 533 мм/с; ϵ , ϵ — зразок 3-10-11, P = 110 Вт, V = 733 мм/с

вторинне переплавлення підвищуватиме тенденцію до утворення грубозернистої структури. Якщо крок сканування є занадто великим, то перекриття між двома треками буде недостатнім і не буде зв'язку між сусідніми треками. Це генерує велику кількість пор, тим самим зменшуючи щільність (рис. 5.50). Але збільшення міжтрекового інтервалу збільшує площу переплавлення, тим самим збільшуючи коефіцієнт використання лазера і швидкість виробництва.

Для виконання експерименту обрано один із режимів, який за результатами попередніх досліджень було визначено як раціональний: P = 180 Вт, V = 800 мм/с. Ширина ванни одиничного треку за таких параметрів процесу становила 120 мкм. У літературі наведено суперечливі дані, які показують, що оптимальна величина перекриття може становити від 50 до 0 % для забезпечення мінімальної кількості пор у зразках. У рамках експерименту виготовлено зразки $10 \times 10 \times 3$ мм, для яких змінювали відстань між проходами променя лазера від 90 до 130 мкм, що має забезпечувати перекриття від 25 до 0 %, і створено умови можливої відсутності перекриття, коли відстань між треками перевищує ширину одиничного треку.

У результаті металографічних досліджень встановлено (рис. 5.51), що для перекриття 25 % створюються умови глибокого проплавлення, а також великі



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.48. Мікроструктура зразків з питомою об'ємною енергією 40 Дж/мм³

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 5.49. Мікроструктура зразків з питомою об'ємною енергією 50 Дж/мм³

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.50. Залежність пористості металу від відстані між треками [139]

витягнуті пори в корені треку, що формуються під час схлопування лунки (так звана «замкова щілина»).

Для перекриття 17 % утворюється невелика кількість дрібних округлих пор, шо, ймовірно, пов'язано із захопленням газу металом розплаву в процесі кристалізації, у разі перекриття 0—8 % формується структура з



мінімальною кількістю пор. Якщо відстань між треками перевищує ширину одиничного треку, то для такого поєднання потужності і швидкості сканування лазера наявні випадки неповного плавлення сусідніх треків, утворюються пори з гострими краями, що є концентраторами напружень — найбільш небезпечними з точки зору надійності виробу. Отже, визначено оптимальне перекриття треків за вибіркового лазерного плавлення, яке становить 0-8 % від ширини одиничного треку для конкретних параметрів процесу.

Вплив стратегії сканування на залишкові напруження. Однією з особливостей технології селективного лазерного плавлення є наявність внутрішніх напружень у виробі, причинами формування яких є висока швидкість охолодження під час затвердіння ванни розплаву в межах одного треку (швидкості охолодження від 10^3 до 10^8 K/c), великий градієнт температур між рідким розплавом ванни і попередніми твердими шарами виробу. Особливо це актуаль-



Рис. 5.51. Мікроструктура дослідних зразків залежно від відстані між траєкторіями сканування променя лазера

но для жароміцного суперсплава Inconel 718, оскільки для нього характерним є низький коефіцієнт теплопередачі. Нерівномірність розподілу залишкових напружень пов'язана з такою особливістю СЛП-технології, як відмінності в умовах охолодження треку, що формує бічну поверхню деталі, і треку в центрі її перерізу, що зумовлює різницю тепловідведення на межі порошок—метал і метал—метал відповідно.

При формуванні залишкових напружень, крім високих швидкостей охолодження і постійного сусідства рідкого і твердого металу, в процесі побудови деталі важливим є нерівномірність розподілу залишкових напружень, пов'язаних із геометрією: наявність виступаючих частин, переходів від товстого до тонкого перерізу, гострокутних елементів та отворів.

Якщо рівень залишкових напружень перевищує границю плинності, то це може призвести до деформації (викривлення) деталі.

Ще більш небезпечним є здатність залишкових напружень проявлятися згодом, коли вже після оброблення готова деталь механізму починає раптово і швидко зношуватися внаслідок виходу розмірів за межі допуску.

Під час виготовлення деталей за СЛП-технологією в зоні контуру (на краю) масивного виробу виникають напруження стиснення, які можуть призвести до виникнення низки дефектів [128]: зміни вихідної форми (викривлення) виробу [140], утворення пор і розшарування між новим і охолоджуваним металами через зміни його геометрії, утворення мікротріщин, а також формування вираженої текстури, що зумовлюватиме зниження механічних властивостей та їх анізотропності.

У зв'язку з цим важливою є мінімізація залишкових напружень у процесі виготовлення деталей методом СЛП. Для запобігання відхилень у геометрії деталі необхідно враховувати співвідношення між щільністю питомої енергії, що підводиться, та її поглинанням під час виробничого процесу [8]. Однак оптимальні технологічні параметри [7] і стратегії побудови [141] СЛП-процесу для металевих матеріалів складно передбачити, оскільки якість виробу залежить від великої кількості чинників. Пошук шляхів попередньої оцінки і розроблення заходів щодо зниження залишкових напружень під час виготовлення деталей методом СЛП є актуальним завданням сучасного матеріалознавства.

Для мінімізації термічних напружень під час реалізації СЛП-технології передбачено низку можливостей з керування параметрами процесу: різні типи треків, поворот і зміщення шарів щодо попередніх, різні стратегії друку.

Шари залежно від геометрії розбивають на зони, кожній зоні присвоюють індивідуальний ідентифікатор, згідно з яким будують траєкторії руху і встановлюють типи треків із своїми параметрами потужності та швидкості руху лазерного променя. Ці ідентифікатори можна розділити на три основні групи: нижній шар (down-skin), внутрішній шар (in-skin), верхній шар (up-skin) (рис. 5.52, *a*). У кожній групі утворюються свої підгрупи: заливка (hatches), контур (border), постконтур (fillborder), як показано на рис. 5.52, *б*. Штрихування лазером або стратегія руху променя лазера — це траєкторія проходження лазерного променя по поверхні шару металевого порошку під



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

час заливки основного тіла і контурів виробу [142]. У процесі СЛП тепловий градієнт виникає від верхнього до попереднього шару, що призводить до росту зерен уздовж напрямку теплового потоку. Це є пріоритетним напрямком зростання зерна. Отже, один напрямок стає основним напрямком росту зерен після затвердіння шару. Тому стратегія лазерного сканування істотно впливає на структуру виробу, виготовленого за СЛП-технологією [143].

Деякі особливості геометрії деталей (краї, що звисають, похилі поверхні, тонкі стінки, тонкий профіль, змінний переріз, отвори) потребують спеціальних умов сканування, наприклад, подвійного обходу по контуру тонкого профілю, перерозподілу енергії лазерного випромінювання в пучку, а також, можливо, зміни потужності і швидкості сканування лазерного променя.

Майже всі сучасні процеси виготовлення деталей, застосування яких має підвищити їх якість, зосереджено на мінімізації ефектів внутрішніх напружень [144].

Моделювання сил стиснення виконано на платформі Materialise, що сприяє вилученню потенційних проблем під час виробництва деталей за допомогою СЛП-технології.

Модуль Magics здійснює моделювання на підставі воксельної структури деталі. Воксель (Voxel) (об'ємний піксель) — це кубічна одиниця тривимірної матриці, з якої складається тривимірний об'єкт, її можна розглядати як еквівалент пікселя в двовимірному об'єкті під час оброблення [7].

Процес симуляції на платформі Magics на базі воксельної структури зображено на рис. 5.53 (див. вклейку) [7]. Показано розподіл залишкових напружень, що виникають під час нарощування нових шарів. Ділянки поблизу



Рис. 5.54. Істинна діаграма розтягування зразків із паралельною (*I*) і шаховою (*2*) стратегіями сканування:

I — ділянка пропорційності, II — ділянка плинності, III — ділянка самозміцнення

краю поверхні останнього шару стискаються під час охолодження, шар деформується, а його краї згинаються всередину.

У результаті поведінки матеріалу зразків, надрукованих за різних стратегій побудови, формуються ділянки розтягувальних напружень, які можна зобразити у вигляді істинної діаграми розтягування (рис. 5.54), яка б показала відношення між видовженням і напруженням. Під час симуляції Inconel 718 має лінійну залежність напруження деформація до границі текучості. За різних стратегій побудови зразків — шахове і паралельне сканування — на цій залежності є характерна зона II (ділянка плинності). Матеріал зразка, побудованого за стратегією шахового сканування, більш плавно переходить до ділянки самозміцнення, тим самим перестроювання кристалічної ґратки відбувається за більшого навантаження, що зберігає запас переходу до незворотних змін матеріалу. До досягнення границі плинності тіло може повернутися до своєї початкової форми і розміру, коли напруження розтягу усунено [145].

У разі перевищення границі плинності Inconel 718 демонструє пластичну поведінку, що характеризується невідновлюваною пластичною деформацією, і залежність деформації від напруження стає нелінійною.

Розроблено низку різних стратегій руху лазерного променя в проплавленому шарі [125, 146] (див. рис. 5.54).

Автори праці [126] змінювали напрямок сканування лазера в кожному новому шарі на певний кут відносно попереднього шару: на 90°, 105°, 120°, 135°, 150° (див. рис. 5.53). Кращі механічні властивості мали об'єкти, отримані за кута повороту 105°, коли шари з однаковим напрямком руху лазерного променя повторювалися лише через 24 шари. У зразка, отриманого за кута повороту 90°, виявлено найменший рівень механічних властивостей, однак різниця між властивостями зразків не перевищувала 10 %. Крім того, стратегію сканування також рекомендовано змінювати для нижніх (біля основи платформи), середніх і верхніх шарів, оскільки умови тепловідведення всюди будуть різними.

Деякі особливості геометрії деталей (краї, що звисають, похилі поверхні, тонкі стінки, тонкий профіль, змінний переріз, отвори) потребують спеціальних умов сканування, наприклад, подвійного обходу по контуру тонкого профілю, перерозподілу енергії лазерного випромінювання в пучку, а також, можливо, зміни потужності і швидкості сканування лазерного променя.

Майже всі передові процеси виготовлення деталей, розроблені з метою підвищення якості кінцевого виробу, грунтуються переважно на мінімізації ефектів внутрішніх напружень [144].

Виконано експеримент для вивчення впливу різних стратегій (прямолінійний і шаховий порядок) і режимів процесу на викривлення деталей в ре-

РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Прямолінійно з поворотом на 67	7° (1 і 2 ряд)/у шаховому порядку з	з поворотом на 67° (3 і 4 ряд)
	1 і 3 ряд	
in-skin	d = 0.08	P = 80
up-skin	d = 0,05	P = 50
down-skin	d = 0,05	P = 80
	2 і 4 ряд	
in-skin	d = 0.08	P = 170
up-skin	d = 0.05	P = 110
down-skin	d = 0,05	P = 110

Таблиця 5.13. Постійні параметри виготовлення зразків «куб на ребрі»

Примітка. [P] = BT; [d] = MM.

Таблиця 5.14. Змінні параметри виготовлення зразків «куб на ребрі»

Прямолінійно з поворотом на 67°/у шаховому порядку з поворотом на 67°					
in-skin up-skin down-skin	1: 1/3: 1 V = 750 V = 650 V = 1250	1: 2/3: 2 V = 800 V = 750 V = 1300	1: 3/3: 3V = 850V = 800V = 1350	1: 4/3: 4 V = 900 V = 900 V = 1400	1: 5/3: 5 V = 1000 V = 950 V = 1450
in-skin up-skin down-skin	2: 1/4: 1 V = 1350 V = 1500 V = 1600	2: 2/4: 2 V = 1400 V = 1600 V = 1650	2 : 3/4 : 3 <i>V</i> = 1500 <i>V</i> = 1700 <i>V</i> = 1700	2 : 4/4 : 4 <i>V</i> = 1600 <i>V</i> = 1750 <i>V</i> = 1750	2:5/4:5 V = 1650 V = 1800 V = 1800



зультаті впливу залишкових напружень з метою встановлення раціональних режимів для їх мінімізації.

Друк здійснювали на 3-D принтері «Alfa-150» для постійних параметрів: потужність (P, BT) і відстань між треками (d, мм) у кожній зоні (up-skin, down-skin, in-skin) (табл. 5.13) зі зміною швидкості (V, мм/с) руху променя лазера (табл. 5.14), а також з різною схемою нарощування зразків способом селективного лазерного плавлення (рис. 5.55).

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 5.56. Down- skin досліджуваних зразків

Кут повороту між шарами становив 67°, отже, число шарів між однаковими напрямками плавлення дорівнювало 67, формувалася «спіральна» структура вздовж осі Z. Маркування зразків складається з двох цифр, перша з яких позначає ряд, друга — порядковий номер зразка в ряду. Зразки за формою являли собою куб розміром $10 \times 10 \times 10$ мм, який спирається ребром на платформу. Процес побудови було зупинено в момент виготовлення діагональної площини.

Щільність питомої енергії під час виготовлення дослідних зразків становила 39,5—38 Дж/мм³.

За допомогою візуально-оптичного контролю зони down-skin як найкращі визначено зразки із маркуванням 1.3, 1.4, 3.3, 3.4 (рис. 5.56).

Друк контурів (меж) зразків у рядах 2 і 4 виконували за нижчої щільності питомої енергії (16—24 Дж/мм³ з кроком 2 Дж/мм³). У результаті візуального аналізу встановлено, що вони мають занадто тонкі межі, наявна їх уривчастість і велика відстань між треками основного тіла і треками меж. Тому в цій зоні існує висока ймовірність утворення пор через малу щільність питомої енергії і велику відстань між треками меж і треками основного тіла.

За результатами візуального аналізу контуру зразків у 1 і 3 рядках можна зробити висновок, що раціональним рівнем щільності питомої енергії для друку цих типів треків є 27 Дж/см³, оскільки зразки 1.4 і 3.4 мали стабільну товщину, чіткі, не виступаючі контури за щільності питомої енергії 27,3 Дж/см³.

Отже, після відпрацювання режимів друку меж зразків встановлено, що режим друку меж зразків зі швидкістю сканування 1000 мм/с, потужністю 100 Вт і відстанню між треками 0,08 мм є раціональним для їх якісної побудови.

Під час візуальної оцінки деформації (зміни геометрії зразків) у результаті дії залишкових напружень встановлено, що за прямолінійного порядку друку з поворотом шарів відносно попереднього шару на 67° (зразки 1.3, 1.4) через залишкові напруження межі в зоні тонкого краю мають більше викривлення порівняно зі зразками 3.3 і 3.4, побудованими за тих самих режимів, але в шаховому порядку (рис. 5.57).

З метою визначення дефектів і відхилень з геометрії зразків від вихідної моделі в твердому тілі (зразок) виконано металографічний аналіз дослідних зразків за допомогою оптичної мікроскопії. Мікроструктуру дослідних зразків, виготовлених з різними параметрами процесу і стратегіями друку, наведено на рис. 5.58.



РОЗДІЛ 5. Методологія вибору раціональних технологічних режимів для СЛП

Рис. 5.57. Результати візуальної оцінки деформації дослідних зразків



Рис. 5.58. Результати дослідження мікроструктури зразків у зоні тонкого краю: 1.4 — прямолінійна стратегія заливки шару; 3.4 — заливка шару в шаховому порядку

Зразки, надруковані зі стратегією побудови треків у шаховому порядку з поворотом на 67°, мали менше викривлення, ніж зразки з прямолінійною стратегією друку з поворотом на 67°. Зазначимо, що зразки не мають дефектів основного тіла (пористість, висока шорсткість). Сформована ванна розплаву основного тіла під впливом лазерного випромінювання внаслідок плавлення порошкового шару і матеріалу підкладки має рівномірне проплавлення та чітко побудовані треки.

РОЗДІЛ 6

ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ВИРОБІВ, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

Механічні властивості металовиробів забезпечуються їх кінцевим структурним станом. Типова мікроструктура сплаву Inconel 718 після завершення процесу побудови являє собою дисперсні дендритні і комірчасті структури γфази в межах ванн розплаву одиничних треків, у результаті перекриття яких пошарово утворюється деталь (рис. 6.1). Як бачимо з рис. 6.1, від орієнтації зразка залежить мікроструктура виробу; як наслідок, від напрямку прикладення навантаження відносно напрямку побудови зразка можуть залежати механічні властивості виробу.

Для підвищення рівномірності і рівня комплексу механічних властивостей застосовують термічне оброблення. Термічне оброблення сплаву Inconel 718 зазвичай складається з двох етапів: високотемпературне відпалювання розчину з охолодженням до кімнатної температури і старіння. У результаті термооброблення відбувається виділення вторинних фаз (наприклад, γ' і γ'') у металевій матриці, що призводить до зміцнення матеріалу. Виділення фаз нікель-алюміній, нікель-титан і нікель-ніобій зумовлено старінням у діапазоні температур 815-600 °С. Ключ до процесу термооброблення полягає в тому, щоб ці тугоплавкі компоненти повністю розчинилися за високої температури (тобто повністю розчинилися в матриці), інакше старіння не призведе до максимальної міцності. Відомо про дослідження варіантів зміни температур і тривалості витримування під час оброблення [147, 148]. Також досліджено можливість вилучення операції високотемпературного відпалювання для виробів, виготовлених зі сплаву Inconel 718 за СЛП-технологією, оскільки кристалізація та охолодження за такого виробництва реалізуються з високими швидкостями [149].

Для сплаву Inconel 718 характерна досить низька швидкість дифузійних процесів, тому для досягнення максимальної міцності необхідне багатогодинне витримування під час старіння. Ця властивість дає можливість зварювати такий матеріал без самовільного затвердіння під час охолодження. У процесі термічного оброблення (TO) після високотемпературного витримування часто застосовують охолодження у воді для фіксації твердого розчину, проте проведення цієї операції вимагає додаткового обладнання.

Матеріалом для дослідження впливу термічного оброблення на структуру та механічні властивості були зразки зі сплаву Inconel 718, виготовлені на обладнанні виробництва ТОВ «АЛТ України» за СЛП-технологією. Inconel 718 — суперсплав, що дисперсно твердне. Це означає, що матеріал набирає

РОЗДІЛ 6. Термічне оброблення виробів, виготовлених за технологією СЛП



Рис. 6.1. Мікроструктура зразків для випробування на розтяг у різних площинах відносно положення під час друку у вихідному стані

міцність переважно за рахунок виділення вторинних фаз (здебільшого γ") у первинній аустенітній матриці γ-фази, що має гранецентровану кубічну ґратку (ГЦК) [150]. І́нші фази, які зазвичай зустрічаються в цьому суперсплаві це γ', δ, нітриди, карбіди і фази Лавеса. Не всі вторинні фази позитивно впливають на механічні властивості Inconel 718.

Фаза γ' має кристалічну будову Ni₃(Al, Ti) з ГЦК граткою, а γ'' — кристалічну будову Ni₃Nb з об'ємно-центрованою тетрагональною (ОЦТ) кристалічною структурою [150]. Обидві фази узгоджені з матричною фазою і є вторинними зміцнювальними фазами. Через більшу об'ємну частку γ'' (близько 15 %) порівняно з γ' (близько 4 %) вона є основною впливовою фазою для сплаву Inconel 718 [151].

Фаза γ'' — метастабільна фаза і за тривалого впливу підвищених температур перетворюється на δ -фазу [152], що має орторомбічну структуру Ni₃Nb [153] і яку зазвичай вважають шкідливою фазою [154], оскільки вона збільшується за рахунок γ'' . Однак за певних обставин цей етап може бути корисним для поліпшення властивостей матеріалу. Коли δ -фаза виділяється, вона збіднює прилеглі зони ніобієм. І оскільки ніобій необхідний для виділення γ'' , ці збіднілі зони не будуть зміцнюватися під час термічного оброблення старінням, залишаючи зони з більш високою пластичністю матеріалу. Це надає матеріалу найкращі показники в'язкості і пластичності [154]. Крім того, δ -фаза може чинити стримувальний вплив на рух меж зерен і таким чином контролювати розмір зерна за високих температур [155]. Тому складно кількісно визначити і диференціювати γ'' -фазу (Ni₃Nb) і δ -фазу, оскільки обидві мають піки, що збігаються. Карбіди МС, M_{23} С6 і M_6 С, а також нітрид металу МN зазвичай зустрічаються в суперсплавах на основі нікелю [155]. Нітрид титану є сприятливим центром для утворення карбідів, такі карбіди називають карбонітридами [156].

Фаза Лавеса — крихка інтерметалідна фаза, наявність якої у великих кількостях вважається шкідливою [150]. Ця фаза за надмірного виділення призводить до втрати міцності і пластичності [157].

Режим термооброблення сплаву Inconel 718 зазвичай вибирають залежно від способу виробництва і властивостей, які потрібен мати кінцевий продукт. Для литого і деформованого стану, які на сьогодні досить вивчено, режими термічного оброблення вже розроблено. Кований Inconel 718 зазвичай піддають гартуванню на твердий розчин для виділення δ-фази і гомогенізації матеріалу, перед старінням для виділення γ' і γ". Стандартний цикл термічного оброблення кованого Inconel 718 наведено в AMS 5662.

Литий Inconel 718 порівняно з кованим відрізняється більшими зернами, міждендритною сегрегацією (наявність фази Лавеса), іноді наявна пористість виливка [151]. Однак фаза Лавеса шкідлива для механічних властивостей, і дуже важливо, щоб ця фаза розчинилася і мікроструктура була гомогенізована під час термооброблення. Гаряче ізостатичне пресування можна використовувати для закриття пористості виливків, а також для подальшої гомогенізації мікроструктури сплаву [150]. Стандартний режим термооброблення литого Inconel 718 визначено в AMS 5383.

У праці [158] наведено результати порівняння мікроструктури і механічних властивостей литого Inconel 718 з виготовленим за СЛП-технологією до і після термооброблення. Виявлено, що після термічного оброблення зразки, виготовлені за СЛП-технологією, за своїми механічними властивостями перевершували литі зразки і мали приблизно той самий рівень, що й ковані.

Згідно з [151] слід розробляти режими термічного оброблення для Inconel 718, виготовленого методами адитивного виробництва, залежно від історії процесу, тобто методу виробництва (EBM, SLM тощо), параметрів процесу, форми виробу тощо.

У праці [19] наведено порівняльний аналіз публікацій на цю тему. Зроблено висновок, що оптимальний цикл термічного оброблення Inconel 718, виробленого за СЛП-технологією, має складатися з гомогенізації (1100 °C протягом 1,5 години), короткочасного високотемпературного нагрівання (980 °C протягом 1 години) з подальшим тривалим двоступінчастим старінням (720 °C протягом 8 годин +620 °C протягом 8 годин).

У дослідженні [158] використано два різних режими термооброблення: перший — з етапами гомогенізації і гартування на твердий розчин перед старінням (згідно з AMS 5383), для виділення δ-фази; другий — з гомогенізацією, але без гартування на твердий розчин (для формування структури без δ-фази) до старіння. За отриманими результатами дослідження зроблено висновок, що у випадках, коли δ-фаза наявна в надмірних кількостях інтрагранулярно в зразку, це негативно впливає на пластичність матеріалу.

У праці [159] за результатами докладних досліджень встановлено, що термічне оброблення Inconel 718, виробленого за СЛП-технологією, має полягати



Рис. 6.2. Розташування зразків на платформі

в короткочасному високотемпературному нагріванні (1020 °С протягом 0,25 години), водяному охолодженні і подальшому старінні за температури 720 °С протягом 24 годин з охолодженням на повітрі.

Отже, питання впливу режимів термічного оброблення Inconel 718, виготовленого за СЛП-технологією, для отримання високого комплексу механічних властивостей залишаються невирішеними і потребують подальших досліджень.

Усі зразки для дослідження було побудовано за встановленими раціональними режимами і розташовано на платфор-

мі в горизонтальному і вертикальному положеннях (рис. 6.2). Далі зразки піддавали термічному обробленню. У рамках досліджень термічне оброблення відрізнялося умовами охолодження після високотемпературного нагрівання: у воді та на повітрі (табл. 6.1). Температуру високотемпературного нагрівання вибирали на підставі термокінетичної діаграми перетворень Inconel 718 (рис. 6.3). Термічне оброблення здійснювали у лабораторній печі МП-60, яка дає змогу підтримувати задану температуру з точністю ±2 °C. Під час загартовування зразків температура води становила 15,5 °C. У процесі загартування зразків у приміщенні не допускалася наявність протягів. Час перенесення зразків з печі в гартівний бак не перевищував 2 секунд.

Випробування для визначення механічних властивостей виконували на зразках циліндричної форми відповідно до ISO 6892 на випробувальній машині INSTRON. Кристалічну будову дослідних зразків після термічного оброблення досліджували за допомогою рентгеноструктурного аналізу в автоматичному режимі (рентгенівський дифрактометр ДРОН-3М, монохроматизо-



Рис. 6.3. Діаграма перетворення системи сплаву Inconel 718 [160]

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні

T (1	D	•		•	•
<i>Таблиця</i> 6 Г	Режими	термічного	облоблення	послілжуваних	3D93KIR
100000000000000000000000000000000000000		replin more	oopooneninn	Account pound	opaonin

Маркування	Стан
1	Вихідний після побудови (горизонтальний)
2	Режим 1: витримка 1 годину за 980 °C, охолодження на повітрі до темпера- тури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720 °C, охолоджен- ня з піччю до 620 °C, витримка за 620 °C 8 годин (горизонтальний)
3	Режим 2: витримка 1 годину за 980 °С, охолодження у воді до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720 °С, охолодження з піччю до 620 °С, витримка за 620 °С 8 годин (горизонтальний)
4	Режим 2: витримка 1 годину за 980 °C, охолодження у воді до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720 °C, охолодження з піччю до 620 °C, витримка за 620 °C 8 годин (вертикальний)
5	Режим 1: витримка 1 годину за 980 °С, охолодження на повітрі до темпера- тури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720 °С, охолоджен- ня з піччю до 620 °С, витримка за 620 °С 8 годин (вертикальний)
6	Литий стан. Режим 1: витримка 1 годину за 980 °С, охолодження на повітрі до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720 °С, охолодження з піччю до 620 °С, витримка за 620 °С 8 годин (вертикальний)

Таблиця 6.2. Результати випробувань на розтяг досліджуваних зразків

Маркування	Режим	Орієнтація відносно осі Z	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ ₅ , %	Ψ, %
1 2 3 4 5 6 (литий стан) ASTM B637	Без ТО 1 2 2 1 1 Після ТО	Гор. 90° Гор. 90° Гор. 90° Верт. 0° Верт. 0°	$1066,3 \\ 1394,4 \\ 1404,7 \\ 1414,9 \\ 1517,2 \\ 1526,1 \\ \ge 1275$	$755,0$ $1121,4$ $1153,9$ $1185,6$ $1181,9$ $1321,6$ ≥ 1043	$25,6 \\18,8 \\14,0 \\12,6 \\15,7 \\20,2 \\\geq 12$	34,9 34,9 18,6 13,7 25,1 32,6 ≥15

Примітка. Гор. — горизонтальна орієнтація; Верт. — вертикальна орієнтація.

ване Со-Кα-випромінювання) і записували обрані для аналізу інтерференційні максимуми. Результати досліджень оброблювали методом апроксимації. Дослідження мікроструктури виконували за допомогою растрового електронного (PEM-106) та оптичного (Axiovert 200M) мікроскопів.

Найпростішим для реалізації є охолодження на спокійному повітрі. Досліджено вплив орієнтації зразка під час побудови і режимів термічного оброблення на механічні властивості зразків, виготовлених із жароміцного нікелевого сплаву Inconel 718, виготовленого за СЛП-технологією. Результати механічних випробувань наведено в табл. 6.2.

У стані після термічного оброблення за режимом 2 (з охолодженням у воді) показники міцності вертикально і горизонтально побудованого зразків дуже близькі (різниця становить до 3 %). Показники пластичності для гори-

зонтального положення зразка під час друку вище (10 і 30 % для відносного видовження і відносного звуження відповідно), ніж для вертикального.

У стані після термічного оброблення за режимом 1 (з охолодженням на повітрі) для зразка у вертикальному положенні границя міцності є дещо вищою (до 9 %) порівняно з горизонтальним зразком. При цьому пластичність для зразка, розташованого під час побудови горизонтально, є також вищою (на 16 і 28 % для відносного видовження і відносного звуження відповідно).

Отже, за результатами дослідження впливу положення зразків під час побудови на механічні властивості після термічного оброблення встановлено, що для вертикальних зразків показники міцності є неістотно вищими (до 9 %), а пластичність — нижчою (в середньому на 20 %), ніж для горизонтальних зразків.

Під час аналізу впливу режиму ТО на властивості досліджуваних зразків встановлено, що для горизонтальних зразків порівняно з вихідним станом після побудови за СЛП-технологією ТО за режимом 1 призвело до підвищення границі міцності на 30 %, границі плинності — на 35 % і зниження відносно-го видовження на 27 %; на відносне звуження ТО не вплинуло.

Порівняно з вихідним станом TO за режимом 2 призвело до підвищення границі міцності на 32 %, границі плинності — на 53 % і до зниження пластичності на 45 %.

Якщо оцінювати вплив режимів ТО на механічні властивості, можна побачити, що після оброблення за режимом 1 (охолодження на повітрі) відносне видовження і відносне звуження є вищими на 25 і 47 % відповідно, ніж після оброблення за режимом 2 (охолодження у воді). На границю міцності зміна умов охолодження на першому етапі ТО не впливає, різниця становить менше 1 %.

Отже, для горизонтально розташованих зразків ТО дає змогу істотно підвищити властивості міцності, за охолодження після високотемпературного нагрівання на повітрі показники пластичності знижуються не так інтенсивно, як після ТО з охолодженням після першого етапу оброблення у воді.

Також виконано порівняльні дослідження зразків різного способу виготовлення: за технологією селективного лазерного плавлення і за технологією традиційного лиття. Порівняльні зразки підлягали термічному обробленню за ідентичних режимів.

За результатами порівняльного аналізу механічних властивостей зразків, виготовлених за СЛП-технологією та за традиційним методом виробництва (ливарний метод) за режимом 1, встановлено, що зразки, виготовлені традиційним способом виробництва, мають вищі характеристики тимчасового опору та границі плинності на 0,58 та 10,59 % відповідно. Характеристики пластичності після термічного оброблення за режимом 1, зокрема відносне видовження та відносне звуження в зразках, виготовлених традиційним методом виробництва, є більшими на 22,2 та 23 % відповідно. Під час контролю даних характеристик порівняно зі змінною осі виготовлення за СЛПтехнологією зразків після термічного оброблення за режимом 1 встановлено, що тимчасовий опір та границя плинності зразків, виготовлених ливарним способом виробництва, є більшими на 8 та 15 % відповідно. У свою чергу відносне видовження мало різницю в значеннях лише 6,9 %, а відносне зву-

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 6.4. Макрофрактограми досліджуваних зразків

ження зразка, виготовленого за СЛП-технологією, є більшим на 2,3 %. Аналіз характеристик механічних властивостей зразків, виготовлених за СЛПтехнологією, з термічним обробленням за режимом 2, показав, що тимчасовий опір та границя плинності відносно осей Z та X не мають великих розбіжностей. Однак із досягненням такої стабільності механічних властивостей у виробництві за СЛП-технологією ці характеристики є меншими порівняно з ливарним способом виробництва в діапазонах від 7,2—8 та 10,2— 12,6 % відповідно; пластичні характеристики (відносне видовження та відносне звуження) також зменшуються в діапазонах 30,6—37 та 42,9—57,9 % відповідно.

Дослідження зламів дало змогу встановити вигляд і характер руйнування металу за ознаками, що характеризують якість металу; виявити структурні елементи поверхні руйнування, що відрізняються від оптимальної будови зламу; дефекти структури, що призводять до зниження властивостей; макронесуцільності, які наявні в металі (флокени, пори, розшарування); визначити величину дендритів, ділянок лікваційної неоднорідності, встановити кореляцію з мікроструктурою. Для металовиробів, отриманих за СЛП-технологією, основними мікроструктурними елементами, що впливають на розвиток тріщин під час руйнування, є такі параметри як товщина шару, розміри ванни розплаву одиничного треку, розміри дендритів, розмір зерна, пори, оксидні включення. На рис. 6.4 наведено макрофрактограми поверхні руйнування досліджуваних зразків на розтяг, отримані після випробувань.

За макрогеометрією досліджувані зразки мають чашковий злам, за якого поверхня руйнування характеризується наявністю центральної ділянки з шорсткою матовою поверхнею, перпендикулярною до напрямку розтягування, і нахилених під кутом 30—60° скосів із згладженою поверхнею. Формування такого макрорельєфу зумовлено поступовою зміною вигляду напруженого стану під час просування від центра зразка до його периферії. Фор-

РОЗДІЛ 6. Термічне оброблення виробів, виготовлених за технологією СЛП

мування чашки пов'язано з утворенням шийки в деформованому зразку, що зумовлює виникнення значних бічних і осьових напружень у центрі зразка. У результаті зміни напружено-деформованого стану під час наближення тріщини до поверхні зразка вона змінює свій напрямок у бік максимальних дотичних напружень з утворенням бічних скосів. Наявність бічних скосів по краю зламу (чашки) є ознакою макров'язкого руйнування.

За механізмом руйнування злами можуть бути крихкими, квазікрихкими або в'язкими. Однак така класифікація є умовною, здебільшого через неоднорідність будови зламів, що, в свою чергу, зумовлено неоднорідністю структури і властивостей матеріалу, зміною деформованого і напруженого стану матеріалу в процесі поширення в ньому тріщини і зміною внутрішніх умов навантаження в процесі руйнування. Тому і чашковий злам досліджуваних зразків є комбінацію двох механізмів зламу — в'язкого в центральній частині і квазікрихкого на бічних скосах (рис. 6.5—6.10).



Рис. 6.5. Мікрофрактограми зразка № 1 (горизонтальний, без термічного оброблення) після випробування на розтяг



Рис. 6.6. Мікрофрактограми зразка № 2 (горизонтальний, термічне оброблення за режимом 1) після випробування на розтяг



Рис. 6.7. Мікрофрактограми зразка № 3 після випробування на розтяг

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 6.8. Мікрофрактограми зразка № 4 після випробування на розтяг



Рис. 6.9. Мікрофрактограми зразка № 5 після випробування на розтяг



Рис. 6.10. Мікрофрактограми зразка № 6 після випробування на розтяг

У початковому стані, який формується при 3-D друку (зразок № 1), спостерігали ознаки в'язкого руйнування: тріщина поширюється переважно поділом металу по площинах, що не збігається з кристалографічними площинами ділянок, в основному поверхня руйнування у вигляді ямок — мікрозаглибини на поверхні руйнування, що представляють собою розкриті поверхні мікропорожнин, утворених у процесі пластичної течії металу. Осередком мікропорожнин можуть слугувати частинки неметалічних включень або вторинних фаз, мікронесуцільності на межах зерен, субзерен і на площинах зсуву. Мається на увазі, що в'язке руйнування починається з утворення мікронадривів і мікропорожнин на ділянках, що перешкоджають наперервності деформації (межі зерен, субзерен, скупчення дислокацій тощо). За подальшого навантаження мікропорожнини ростуть і шляхом витягування перемичок об'єднуються в загальну поверхню руйнування — злами. Віялова спрямованість ямок, видимих за великих збільшень під час дослідження зразка № 1, свідчить про зв'язок з мікроструктурою (див. рис. 6.5).

Аналіз поверхні руйнування зразка № 2 показав ознаки змішаного механізму руйнування. У центральній частині зразка можна бачити ознаки вузького зламу — ділянки з ямками, гребені, утворені в результаті пластичної течії металу, розвиток внутрішньозеренної тріщини. На переході від центральної частини з горизонтальною поверхнею до нахиленої ділянки наявні виступи, що сформувалися під час зупинки поширення фронту тріщини у разі зміни напруженого стану.

Аналіз поверхні руйнування зразка № 3 виявив ділянки з ознаками в'язкого волокнистого зламу і ділянки квазікрихкого руйнування з фасетками квазівідколу — відносно рівна ділянка руйнування, на якій поряд з ознаками крихкого руйнування наявні ознаки пластичної деформації (гребені), з ямковим або іншим специфічним рельєфом. За великого збільшення виявлено ділянки з ямками і плоскі ділянки з мікрохвилями. Зразок № 4 має ще меншу глибину рельєфу, більша площа поверхні руйнування має ознаки квазікрихкого руйнування.

Аналіз поверхні руйнування зразка № 5 виявив дефекти круглої форми, упорядковано розташовані лінійно з певною періодичністю. За результатами дослідження з великим збільшенням цих елементів структури отримано, що вони мають специфічний рельєф на поверхні, утворений унаслідок деформаційної течії металу в процесі випробування і мікротріщини. Разом з тим, загальна поверхня руйнування мала глибокий розвинений рельєф, велику площу з ямками в'язкого руйнування, тріщина розвивалася по складній траєкторії.

Аналіз поверхні руйнування зразка № 6 показав ознаки змішаного механізму руйнування. У центральній частині зразка можна бачити ознаки вузького зламу — ділянки з ямками, гребені, утворені в результаті пластичної течії металу, розвиток внутрішньозеренної тріщини. На переході від центральної частини з горизонтальною поверхнею до нахиленої ділянки наявні виступи, що сформувалися під час зупинки поширення фронту тріщини у разі зміни напруженого стану. Злам має велику кількість пор або зони колишніх карбідів. Руйнування зразків, виготовлених за традиційним методом виробництва, відбувається за квазіхрупким механізмом руйнування з очагами рунування в зонах колишніх карбідів чи пор.

Аналіз суцільності матеріалу зразків виконано мікроструктурним методом на металі головок зразків, випробуваних на розтяг, з обсягу металу, який не зазнавав деформації в процесі випробування на розтяг. Отримані результати дослідження показано на рис. 6.11.

За результатами дослідження металу дослідних зразків у полірованому стані визначено, що зразки № 1—5 мали високу суцільність (низьку пористість, близько 0,02 %) і невелику кількість оксидних включень. Зразок № 4 і № 5 мають мікропори, що сформувалися в процесі друку, подібні мікропори наявні на поверхні руйнування зразка № 5. Очевидно, що злам виявив зони,

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 6.11. Мікроструктура дослідних зразків: *a* — зразок № 1, *б* — зразок № 2, *в* — зразок № 3, *г* — зразок № 4, *д* — зразок № 5, *е* — зразок № 6

де найбільш несприятливо поєднуються умови навантаження і властивості матеріалу, його здатність до локального руйнування. Зразки № 1—3 — горизонтальні — не мали таких дефектів, при цьому вся партія дослідних зразків була виготовлена за ідентичними режимами. Отже, режими процесу потрібно коригувати залежно від розміру площі перерізу деталі. Під час друку вертикальних зразків наступний шар проплавлявся через короткий проміжок часу і попередній шар недостатньо холонув, тому ванна розплавленого металу отримувала надлишкове тепло і формувалася мікропора типу «замкова щілина». Зразок № 6 в свою чергу має велику кількість оксидних включень розмірами від 5 до 12 мкм, також зафіксовано поодинокі включення до 25 мкм, щільність зразка № 6 у середньому становила 93 % (пористість близько 7 %).

За допомогою металографічного дослідження встановлено, що мікроструктура вихідних зразків, виготовлених за СЛП-технологією, є γ -твердим розчином з карбідами і карбонітридами у вигляді частинок на межах стовпчастих кристалів і пористих структур, що сформувалися під час кристалізації сплаву в ванні розплаву (рис. 6.12). Основні включення — дискові, сформовані γ'' фазою і сфероїдальною γ' -фазою. Наявні також деякі голчасті або пластинчасті включення δ -фази. Вважають, що δ -фаза не може виділятися в процесі СЛП через високі швидкості охолодження.

У структурі термооброблених зразків за режимом 1 з охолодженням на повітрі поряд з інтерметалідними включеннями γ'' -фази і невеликої кількості γ' -фази виявлено частинки δ -фази пластинчастої морфології — мікроструктура, характерна для сплаву в нормально термообробленому стані. При цьому надлишкова δ -фаза збільшується на включеннях γ'' -фази у вигляді паралельних пластин на межах зерен і всередині них (рис. 6.13).

РОЗДІЛ 6. Термічне оброблення виробів, виготовлених за технологією СЛП

Після термічного оброблення за режимом 2 з охолодженням у воді призупинився процес виділення δ -фази, в результаті цього сформувалася більша кількість γ "-фази (рис. 6.14) порівняно зі зразками, обробленими за режимом 1 з охолодженням на повітрі, і при цьому спостерігали огрубіння частинок вторинної фази. Це призвело до підвищення міцності порівняно з вихідним станом (див. табл. 6.1), однак пластичність і навіть міцність зразків, оброблених за режимом 2 з охолодженням у воді, були меншими, ніж у метала після оброблення з охолодженням на повітрі. Крім того, відомо, що у разі малої кількості δ -фази неможливим буде прояв її стримувального ефекту на розмір зерен за високотемпературної витримки. Оскільки сплав Inconel 718 є жароміцним, то забезпечення високої стабільності структури за високих температур є необхідним. Тому зроблено висновок, що режим термічного оброблення з охолодженням у воді є нераціональним.

У структурі зразків, виготовлених за традиційною технологією і термооброблених за режимом 1 з охолодженням на повітрі, інтерметалідні включення γ'' -фази і невеликої кількості γ' -фази знаходяться в оточенні межі з δ -фази пластинчастої морфології. При цьому надлишкова δ -фаза зростає, утворюючи



Рис. 6.12. Мікроструктура металу зразка № 1 без термічного оброблення



Рис. 6.13. Мікроструктура зразків після термічного оброблення за режимом 1 із різною орієнтацією зразків: a -зразок № 5; $\delta -$ зразок № 2

Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні



Рис. 6.14. Мікроструктура зразків після термічного оброблення за режимом 2 із різною орієнтацією зразків:

а — зразок № 3, *б* — зразок № 4



Рис. 6.15. Мікроструктура зразків, виготовлених за традиційною технологією виробництва, після термічного оброблення за режимом 1 (зразок № 6)

карбіди, які мають рожеве забарвлення (рис. 6.15). Саме ці зони карбідів відіграють роль концентраторів напружень під час механічних випробувань (див. рис. 6.10).

Дослідження кристалічної будови дослідних зразків після термічного оброблення виконано за допомогою рентгеноструктурного аналізу в автоматичному режимі (рентгенівський дифрактометр ДРОН-3М, монохроматизований Со-Кα-випромінюванням) із записом обраних для аналізу інтерференційних максимумів. Оброблення результатів досліджень здійснювали методом апроксимації.

Результати розрахунків показали, що згідно з [161, 162] фізичне розширення рентгенівських інтерференцій в даному випадку визначається лише мікронапруженнями.

На підставі цього розрахунок щільності дислокацій у досліджуваних зразках виконували за співвідношенням, наведеним у [161]. Напруження 2 роду обчислювали за співвідношенням

$$\rho = \frac{4}{5} \cdot \frac{\beta^2}{b^2 \mathrm{tg}^2 \theta} \,,$$

де θ і β — відповідно кут відображення Вульфа—Брегга і фізичне розширення аналізованої рентгенівської лінії; b — вектор Бюргерса дислокацій ($b_{<111>} = 2,47 \cdot 10^{-8}$ см).

Розрахунок напружень I роду виконували за співвідношенням

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\mu} \cdot \frac{\Delta d}{d} \,,$$

де $\sigma_1 + \sigma_2$ — тангенціальні напруження; *E* — модуль Юнга; μ — коефіцієнт Пуассона; $\Delta d/d$ — відносна зміна міжплощинної відстані.

Значення *d* визначали за відомою формулою Вульфа—Брегга:

$$d=\frac{\lambda}{2\sin\theta}\,,$$

де λ — довжина хвилі рентгенівського випромінювання; θ — кут відображення для інтерференції.

Результати дослідження кристалічної структури дослідних зразків у початковому стані і після термічного оброблення за допомогою рентгеноструктурного аналізу наведено в табл. 6.3.

Після термічного оброблення, що включає охолодження на повітрі, порівняно зі станом відразу після друку розміри блоків мозаїки в середньому є меншими на 6 %, кількість дислокацій збільшилася на 15 %, викривлення 2 роду — на 32 %. У стані після термооброблення, що включає охолодження у воді, порівняно з вихідним станом без оброблення середній розмір блоків мозаїки збільшився на 4 %, зменшилися викривлення 2 роду і кількість дислокацій на 6—7 %. За результатами порівняння різних способів виробництва при термічному обробленні за режимом 1 встановлено, що розмір блоків мозаїки в зразках, виготовлених за традиційним способом виробництва, є більшим на 2 %, а викривлення 2 роду — на 25 %.

За аналізом впливу положення зразка під час друку встановлено, що для обох видів термічного оброблення зразки з вертикальною орієнтацією під час друку мають на 22—24 % вище викривлення 2 роду. Розмір блоків мозаїки і щільність дислокацій дуже близькі для обох варіантів розташування при друку, різниця становить не більше 10 %.

Номер	Параметр	Розмір блоків	Викривлення	Щільність
зразка	гратки <i>a</i> , А	мозаїки <i>L</i> , А	2 роду <i>М</i> , %	дислокацій <i>D</i> , см ⁻²
1 2 3 4 5 6	3,6018 3,6022 3,6018 3,6002 3,6027 3,6044	1840 1754 1890 1938 1686 1731	$\begin{array}{c} 1,14\cdot 10^{-3}\\ 1,35\cdot 10^{-3}\\ 0,96\cdot 10^{-3}\\ 1,18\cdot 10^{-3}\\ 1,68\cdot 10^{-3}\\ 2,24\cdot 10^{-3}\end{array}$	$\begin{array}{r} 4,88 \cdot 10^{10} \\ 5,38 \cdot 10^{10} \\ 4,61 \cdot 10^{10} \\ 4,41 \cdot 10^{10} \\ 5,85 \cdot 10^{10} \\ 5,61 \cdot 10^{10} \end{array}$

Таблиця 6.3. Параметри кристалічної будови досліджуваних зразків

Імовірно, більші значення пластичності після термічного оброблення, що включає охолодження на повітрі, зумовлені подрібненням блоків мозаїки. Більше зміцнення порівняно з металом після термічного оброблення за режимом, що включає охолодження водою, пов'язано з подрібненням блоків мозаїки, підвищеною щільністю дислокацій і викривленням гратки 2 роду.

Параметр гратки був приблизно однаковим незалежно від положення зразка під час побудови, від способу виробництва і виду термічного оброблення.

Для визначення кількості включень використовували рентгенофазовий аналіз зразків, отриманих методом СЛП після різного термічного оброблення. Як показано на рентгенівських дифрактограмах (рис. 6.16), зразок 1 (вихідний) за рахунок впливу високих швидкостей розплавлення та охолодження (кристалізації) являє собою γ-фазу, що становить основну матрицю.

На підставі результатів рентгенофазового аналізу зразків після термічного оброблення з проміжним охолодженням у воді та на повітрі встановлено наявність виділень δ -фази, які мають максимуми на тих самих кутах, що і γ'' фаза. За порівняльним аналізом отриманих даних встановлено, що у разі прискореного охолодження у воді виділення Ni₃Nb, (γ'' , δ відповідно) зупиняється через швидке проходження зон їх формування та стабілізації. Це зумовлює зменшення показників пластичності матеріалу після старіння. При проведенні рентгенофазового аналізу зразків, виготовлених за традиційною технологією виробництва (рис 6.16, δ), встановлено, що межі зерен пересичені δ -фазою, утворення якої зупиняє формування та стабілізацію γ'' -фази. Для точного визначення кількості фази у матриці за четвертим дифракційним піком ідентифіковано дві фази: γ'' та δ (Ni₃Nb) за приблизно 110,5° (рис. 6.17).

На рентгенофазовій дифрактограмі кожен із дифракційних піків пов'язаний та перекритий іншим піком, що зумовлено дуже близькими за будовою ґратками γ'' і δ фаз [163]. При охолодженні на повітрі досягнуто певної кількісної композиції зміцнювальних γ'' та δ фаз, тим самим отримано найкращі показники пластичності за високого рівня показників міцності (див. табл. 6.16).



Рис. 6.16. Рентгенівська дифрактограма жаростійкого суперсплаву Inconel 718 у вихідному стані після побудови за СЛП-технологією (*a*) та після термічного оброблення (ливарним способом) за дослідними режимами (*б*)

РОЗДІЛ 6. Термічне оброблення виробів, виготовлених за технологією СЛП



Рис. 6.17. Дифракційний кут четвертого піку рентгенівської дифрактограми дослідних зразків після різних способів охолодження:

а – виготовлених за СЛП-технологією; *б* – виготовлених ливарним способом

На підставі отриманих результатів експериментальних і теоретичних досліджень можна зробити висновок, що і для горизонтально розміщених, і для вертикально розміщених зразків як у термічно обробленому стані, так і в сирому руйнування відбувається за в'язким механізмом, оскільки типові лунки наявні на поверхнях руйнування всіх зразків. Хоча видовження в стані після 3-D друку без термооброблення є значно більшим, ніж після термічного оброблення, поверхні зламу всіх досліджуваних зразків принципово схожі, а за макрогеометрії є в'язкими. Найглибший рельєф виявлено після термічного оброблення за режиму з охолодженням на повітрі після високотемпературного відпалювання. Розмір і глибина лунок пропорційні пластичності, отже, наявність більш глибоких лунок на поверхні зламів вказує на вищу пластичність, що відповідає результатам механічних випробувань (див. табл. 6.16). Наявність дефектів у вигляді мікропор істотно не знижує механічні властивості дослідних зразків.

СПИСОК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

AB	— адитивне виробництво
ЛА	— літальний апарат
ЛМİ	 людино-машинний інтерфейс
МП-60	 муфельна піч
НДДКР	 науково-дослідні та дослідно-конструкторські роботи
PEM-106	 растровий електронний мікроскоп
СЛП	 селективне лазерне плавлення
ТОВ	 товариство з обмеженою відповідальністю
ЧПК	— числове програмне керування
CAD	 computer aided design
HMI	— uman-machineinter face

ANNOTATION

Recently, additive manufacturing has become more and more widespread in modern production, as they allow to create products with a unique geometry quickly and qualitatively, which is impossible or difficult to produce by traditional methods of production.

Additive manufacturing makes it possible to ensure high quality of products (accuracy and uniqueness of geometry, high complex of mechanical properties, high density (low porosity), homogeneity of microstructure and chemical composition). A wide range of used materials allows to find application of additive manufacturing in such fields as medical and dental, machine-building, automotive and aerospace.

As a method of strengthening the surface layers of metals and alloys to increase the dispersion of the structure, characteristics of wear resistance, durability, endurance, as a result, a significant increase in operational characteristics, there were in use laser technologies. New technological possibilities, development of laser technologies and CAD modeling systems have made it possible to develop devices for building parts by loading the original CAD model and fusing metal powder according to it with the use of a laser - today this process is called selective laser melting.

During the process, metal powder is completely melted under the influence of powerful laser radiation with the formation of a metal layer that does not contain pores and does not require further processing, which allows to achieve the level of mechanical properties of the product, equal to or even better than the properties of cast ones.

Selective laser melting of metal powder allows to:

• freely change the shape of manufactured parts, which makes it possible not only to quickly obtain test samples, but also to make changes to the basic design in accordance with the wishes of a specific customer. For example, in medicine, artificial knee and hip joints can be made for a specific patient;

• reduce significantly manufacturing cycle of small-scale production. A significant reduction in the duration of the manufacturing cycle, terms and cost of a product manufacturing due to the absence of the need in specific tooling. The time from the moment of designing the product to receiving the finished part can be reduced from several weeks to several days;

• increasing the ratio of material utilization. One of the features of the additive manufacturing is the closeness of the resulting product shape to the given one, which significantly reduces material consumption and production waste.

Currently, the world already has a number of related technologies and a number of manufacturers of main and auxiliary equipment for the implementation of all processes related to the production of metal products by the method of selective laser melting. Since 2017, such equipment has been created in Ukraine by Additive Laser Technologies of Ukraine LLC (ALT of Ukraine LLC). The first line of 3D printers was presented in 2019 at the largest specialized exhibition Formnext (Frankfurt am Main, Germany), where it was highly appreciated by foreign specialists, and ALT of Ukraine LLC became the first Ukrainian company to present its developments in the field of metal additive manufacturing in general. Already in 2021, small-scale production of an ultra-compact 3D printer of an updated model, which has a number of advantages, has been launched.

In order to create the advanced equipment and professionally manage the manufacturing process of parts, it is required a deep understanding of the processes that take place in the melt bath during the action of the laser beam and after solidification. At the same time, the final quality of products manufactured using selective laser melting technology depends on many factors, which can be divided into main groups: equipment (calibration, frequency of maintenance and repairs, laser power, energy distribution in the beam, accuracy and speed of the scanning system, powder application system, the supply, distribution and purification system of the shielding gas, the system for ensuring chamber tightness, etc.), material (sphericity, dispersion, bulk density, fluidity, properties, rotation of metal powder, etc.), process parameters, features of the geometry of the part, finishing.

The main parameters that primarily affect the stability of the process and its result are the specific energy of the laser radiation acting on the powder. Laser power, scanning speed, distance between beam passes (melt bath overlap) and thickness of the working layer are the most important parameters related to laser energy density. The monograph presents scientific approaches of the international scientists and the author's own methodology to solve the task of determination of rational regimes, aimed at ensuring specified level of quality of details and productivity of the technological process.

Mechanical properties of metal products are ensured by their final structural state. The structural state of parts manufactured using selective laser melting technology is significantly different from parts manufactured using traditional technologies (casting, deformation). This should definitely be taken into account during further heat treatment. There is an opinion that it is necessary to take into account not only the method of production, but also the parameters of the process, the shape of the product, etc. In the monograph, the authors present regularities of the influence of heat treatment regimes on the phase composition, crystal structure, and mechanical properties of products from heat-resistant alloy Inconel 718 manufactured using selective laser melting technology.

Prospects for the development of selective laser melting technology in Ukraine are related to the development of new structural materials, solving the problems of topology optimization, prototyping, studying the properties of materials and creating the latest production solutions in the field of additive manufacturing.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Mahoney M.W. Superplatic Properties of Alloy 718. Superalloy 718 Metallurgy and Applications. Eds. E.A. Loria. TMS, 1989. P. 391–405.

2. Kruth J.-P., Levy G., Klocke F., Childs T.H.C. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. *CIRP Annals*. 2007. Vol. 56, N 1-2. P. 730–759.

3. Sun J., Yang Y., Wang D. Parametric optimization of selective laser melting for forming Ti_6Al_4V samples by Taguchi method. *Optics and Laser Technology.* 2013. Vol. 49. P. 118–124.

4. Zhang B., Dembinski L., Coddet C. The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder. *Materials Science and Engineering: A.* 2013. Vol. 584. P. 21–31.

5. Frazier W.E. Metal Additive Manufacturing: A Review. Journal of Materials Engineering and Performance. 2014. Vol. 23 (6). P. 1917–1928.

6. Kruth J.-P., Leu M.-C., Nakagawa T. Progress in additive manufacturing and rapid prototyping. CIRP *Ann.-Manuf. Technol.* 1998. Vol. 47, N 2. P. 525–540.

7. Аджамский С.В., Кононенко А.А., Подольский Р.В. Симуляция влияния остаточных напряжений и параметров SLM-технологии на формирование области границ изделия из жаропрочного никелевого сплава INCONEL 718. Ministry of Education and Science of Ukraine The National Metallurgical Academy of Ukraine. Dnipro, 17–19 March, 2020. 2020. N 1. P. 4–6. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2020.01.001.

8. Аджамский С.В., Кононенко А.А., Подольский Р.В. Двумерное моделирование нестационарного температурного поля единичного трека из жаропрочного сплава INCONEL 718. Матеріали Всеукраїнської науково-методичної конференції «Проблеми математичного моделювання». 2020. № 1. С. 42—45 Режим доступу: https://www.dstu.dp. ua/uni/downloads/ material_konf_traven_%202020.pdf.

9. Shifeng W., Shuai L., Qingsong W., Yan C., Sheng Z., Yusheng S. Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. *Journal Mater. Process. Technol.* Nov. 2014. Vol. 214, N 11. P. 2660—2667. Режим доступу: https://doi. org/10.1016/j. jmatprotec.2014.06.002.

10. Loh L.-E., Chua C.-K., Yeong W.-Y., Song J., Mapar M., Sing S.-L., Liu Z.-H., Zhang D.-Q. Numerical investigation and an effective modelling on the Selective Laser Melting (SLM) process with aluminium alloy 6061. *Int. Journal Heat Mass Transf.* Jan. 2015. Vol. 80. P. 288—300. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014.

11. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties. *Journal Alloys Compd.* Feb. 2014. Vol. 585. P. 713—721. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.171.

12. Campanelli S.L., Contuzzi N., Angelastro A. et al. Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process. *New trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems.* 2010. P. 233–252.

13. Williams C.B., Mistree F., Rosen D.W. Towards the design of a layerbased additive manufacturing process for the realization of metal parts of designed mesostructured. Proc. 16th Solid Free. Fabr. Symp. 2005. P. 217–230.

14. Cheah C.M., Chua C.K., Lee C.W. et al. Rapid prototyping and tooling techniques: a review of applications for rapid investment casting. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2005. Vol. 25 (3-4). P. 308–320.

15. Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh J. et al. Selective laser melting of iron-based powder. *Journal Mater. Process. Technol.* 2004. Vol. 149. P. 616–622.

16. Sharman A.R.C., Amarasinghe A., Ridgway K. Tool life and surface integrity aspects when drilling and hole making in Inconel 718. *Journal Mater. Process. Technol.* 2008. Vol. 200. P. 424–432.

17. Khomutov M., Travyanov A., Petrovskii P. et al. Comparison of fatigue properties for alloy EP708 specimens prepared by selective laser melting and hot rolling. *Metallurgist*. 2018. Vol. 62, N 3-4. P. 283–288.

18. Osakada K., Shiomi M. Flexible manufacturing of metallic products by selective laser melting of powder. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2006. Vol. 46. P. 1188–1193.

19. Wang X., Gong X., Chou K. Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts. Proc. Inst. Mech. Eng. B. *Journal Eng. Manuf.* 2017. Vol. 231. P. 1890–1903.

20. Kempen K., Thijs L., Yasa E. et al. Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of $AlSi_{10}Mg$. Solid Freeform Fabrication Symposium. 2011. Vol. 22. P. 484–495.

21. Kamath C., Eldasher B., Gallegos G.F. et al. Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W. *Int. Journal Adv. Manuf. Technol.* 2014. Vol. 74. P. 65–78.

22. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: densification, microstructure and properties. *Journal Alloys. Compd.* 2014. Vol. 585. P. 713–721.

23. Hua-Zhen Jiang, Zheng-Yang Li, Tao Feng, Peng-Yue Wu, Qi-Sheng Chen, Yun-Long Feng, Shi-Wen Li, Huan Gao, He-Jian Xu. Factor analysis of selective laser melting process parameters with normalised quantities and Taguchi method. *Optics and Laser Technology*. Nov. 2019. Vol. 119. P. 105592.

24. Bidare P., Bitharas I., Ward R.M., Attallah M.M., Moore A.J. Laser powder bed fusion in high-pressure atmospheres. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 99. P. 543–555.

25. Bitharasa P.I., Wardb R.M., Attallahb M.M., Moorea A.J. Laser powder bed fusion at sub-atmospheric pressures. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. Aug. 2018. Vol. 130-131. P. 65–72.

26. Sames W.J., List F., Pannala S. et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *Int. Mater. Rev.* 2016. Vol. 61. P. 315–360.

27. Amato K.N., Gaytan S.M., Murr L.E. et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Mater.* 2012. Vol. 60. P. 2229–2239.

28. Pröbstle M., Neumeier S., Hopfenmüller J. et al. Superior creep strength of a nickelbased superalloy produced by selective laser melting. *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. Vol. 674. P. 299– 307.

29. Bean G.E., Witkin D.B., Mc Louth T.D., Zaldivar R.J. The effect of laser focus and process parameters on microstructure and mechanical properties of SLM Inconel 718. *International Society for Optics and Photonics*. 2018. Vol. 10523. P. 105230Y.

30. Sun S., Brandt M., Easton M. Powder Bed Fusion Processes: an Overview, Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies, and Applications. Centre for Additive Manufacturing. 2017. P. 55–77.

31. Khairallah S.A., Anderson A.T. Mesoscopic Simulation Model of Selective Laser Melting of Stainless Steel Powder. *Journal Mater. Process. Technol.* 2014. Vol. 214. P. 2627–2636.

32. Nesma T., Aboulkhairab I., Maskerya C., Tucka I., Ashcrofta N. On the formation of AlSi₁₀Mg single tracks and layers in selective laser melting: Microstructure and nano-mechanical properties. *Journal Mater. Process. Technol.* Apr. 2016. Vol. 230. P. 88–98.

33. Hondros E.D., McLean M., Mills K.C. Marangoni effects in welding. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. 15 April 1998. Vol. 356, Iss. 1739. P. 33–44.

34. Mujian X., Dongdong G., Guanqun Y., Donghua D., Hongyu C., Qimin S. Influence of hatch spacing on heat and mass transfer, thermodynamics and laser processability during additive manufacturing of Inconel 718 alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. Oct. 2016. Vol. 109. P. 147–157.

Список літератури

35. Zhou X., Liu X., Zhang D., Shen Z., Liu W. Balling phenomena in selective laser melted tungsten. *Journal Mater. Process. Technol.* 2015. Vol. 222. P. 33–42.

36. Rombouts M., Kruth J.P., Froyen L., Mercelis P. Fundamentals of selective laser melting of alloyed steel powders CIRP. *Annalse Manufacturing Technology*. 2006. Vol. 55. P. 187–192.

37. Gu D., Shen Y. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: metallurgical mechanisms and control methods. *Materials and Design*. 2009. Vol. 30. P. 2903–2910.

38. Qiu C., Panwisawas C., Ward M., Basoalto H.C., Brooks J.W., Attallah M.M. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. *Acta Materialia*. 2015. Vol. 96. P. 72–79.

39. Yadroitsev I., Gusarov A., Smurov I. Single track formation in selective laser melting of metal powders. *Journal Mater. Process. Technol.* 2010. Vol. 210. P. 1624–1631.

40. Zhang B., Dembinski L., Coddet C. The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder. *Materials Science and Engineering: A.* Nov. 2013. Vol. 584, N 1. P. 21–31.

41. Daiab D., Guab D. Effect of metal vaporization behavior on keyhole-mode surface morphology of selective laser melted composites using different protective atmospheres. *Applied Surface Science*. 2015. Vol. 355. P. 310–319.

42. Klassen A., Scharowsky T., Körner C. Evaporation model for beam based additive manufacturing using free surface lattice Boltzmann methods. *IOP science*. 13 June 2014. Vol. 47, N 27. P. 5303.

43. Bidare P., Bitharas I., Ward M., Attallah M.M., Moore A.J. Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion. *Acta Mater.* 2018. Vol. 142. P. 107–120.

44. Ly S., Rubenchik A.M., Khairallah S.A., Guss G., Matthews M.J. Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Scientific Reports*. 2017. Vol. 7. P. 4085.

45. Matthews M.J., Guss G., Khairallah S.A., Rubenchik A.M., Depond P.J., King W.E. Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes. *Acta Materialia*. 1 Aug. 2016. Vol. 114. P. 33–42.

46. Semak V., Matsunawa A. The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing. IOP science. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 1997. Vol. 30, N 18. P. 2541.

47. Mayi Y.A., Dal M., Peyre P., Bellet M., Metton C., Moriconi C., Fabbro R. Two-Phase Flow Modelling of Metal Vaporisation under Static Laser Shot using a Double Domain ALE Method. Excerpt from the Proceedings of the 2018 COMSOL Conference in Lausanno; Two-Phase Flow Modeling of Metal Vaporisation under Static Laser Shot Using a Double ALE Method (comsol.com).

48. Zheng H., Li H., Lang L., Gong S., Ge Y. Effects of scan speed on vapor plume behavior and spatter generation in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes.* 2018. Vol. 36. P. 60—67. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.09.011.

49. Huang Y., Leu M.C., Donmez M.J. Additive manufacturing: current state, future potential, gaps and needs, and recommendations. *Journal Manufac. Sci. Eng. Trans. ASME.* 2015. Vol. 137 (1). P. 014001.

50. Nakamura H., Kawahito Y., Nishimoto K., Katayama S. Elucidation of melt flows and spatter formation mechanisms during high power laser welding of pure titanium. *Journal Laser. Appl.* 2015. Vol. 27 (3). P. 032012.

51. Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. *Acta Mater.* 2016. Vol. 108. P. 36–45.

52. Zhao C., Guo Q., Li X., Parab N., Fezzaa K., Tan W., Chen L., Sun T. Bulk-Explosion-Induced Metal Spattering During Laser Processing. *Phys. Rev.* 2019. Vol. 9. P. 021052.

53. Anwara A.B., Ibrahim I.H., Q-Cuong. Spatter transport by inert gas flow in selective laser melting: A simulation study Pham. *Powder Technology*. 2019. Vol. 352. P. 103—116. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.04.044.

54. Pauzon C. The process atmosphere as a parameter in the Laser-Powder Bed Fusion process (chalmers.se). Chalmers university of technology thesis for the degree of licentiate of engineering Gothenburg, Sweden, 2019.

55. Bidare P., Bitharas I., Ward R.M., Attallah M.M., Moore A.J. Laser powder bed fusion at sub-atmospheric pressures. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2018. Vol. 130–131. P. 65–72. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2018. 03.007.

56. Wayne E. King, Holly D. Barth, Victor M. Castillo, Gilbert F. Gallegos, John W. Gibbs, Douglas E. Hahn, Chandrika Kamath, Alexander M. Rubenchik. Observation of keyholemode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal Mater. Process. Technol.* 2014. Vol. 214, Iss. 12. P. 2915–2925. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j. jmatprotec.2014.06.005.

57. Kyogoku H., Ikeshoji T.-Taka A review of metal additive manufacturing technologies: Mechanism of defects formation and simulation of melting and solidification phenomena in laser powder bed fusion process. *Mechanical Engineering Reviews*. 2020. Vol. 7, Iss. 1. P. 19-00182. Режим доступу: https://doi.org/10.1299/mer.19-00182.

58. Lun C., Leung A. X-ray imaging of powder consolidation during laser additive manufacturing. A thesis submitted to the University of Manchester for the degree of Doctor of Philosophy in the Faculty of Science and Engineering, 2017.

59. Fotovvati B., Wayne S.F., Lewis G., Asadi E. A Review on Melt-Pool Characteristics in Laser Welding of Metals. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2018. Article ID 4920718. Режим доступу: https://doi.org/10.1155/2018/4920718.

60. Austin P. Numerical Modeling of Laser-Induced Plumes and Jets University of Alabama Institutional Repository. Thesis (M.S.). The University of Alabama, 2019; Publication Number: AAT 13865317. ISBN 9781088301043. Source: Masters Abstracts International. Vol. 81-04. 163 p.

61. Ladewig A., Schlick G., Fisser M., Schulze V., Glatzel U. Influence of the shielding gas flow on the removal of process by-products in the selective laser melting process. *Additive Manufacturing*. 2016. Vol. 10. P. 1—9. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.addma.2016. 01.004.

62. Gunenthiram V., Peyre P., Schneider M., Dal M., Coste F., Fabbro R. Analysis of lasermelt pool-powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel. *Journal of Laser Applications*. 2017. Vol. 29, N 2. P. 29, 022303. Режим доступу: https://doi.org/10. 2351/1.4983259.

63. Pang S., Chen W., Wang W. A Quantitative Model of Keyhole Instability Induced Porosity in Laser Welding of Titanium Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014. Vol. 45. P. 2808—2818. Режим доступу: https://doi.org/10.1007/s11661-014-2231-3.

64. Simonelli M., Tuck C., Aboulkhair N.T., Maskery I., Ashcroft I., Wildman R.D., Hague R. A study on the laser spatter and the oxidation reactions during selective laser melting of 316L stainless steel, Al-Si₁₀-Mg, and Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science.* 2015. Vol. 46. P. 3842–3851.

65. Spierings A.B., Herres N., Levy G. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. *Rapid Prototyp. Journal.* 2011. Vol. 17. P. 195–202.

66. Khorasani A.M., Gibson I., Veetil J.K., Ghasemi A.H. A review of technological improvements in laser-based powder bed fusion of metal printers. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020. Vol. 108. P. 191–209.

67. SLM Solutions. SLM MACHINES [Електронний pecypc]. Last modified March 20, 2019, accessed March 21, 2019. Режим доступу: https://slm-solutions. com/products/ machines.

68. Akbari M., Kovacevic R. Closed loop control of melt pool width in robotized laser powder-directed energy deposition process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technolo*gy. 2019. P. 1–12.

69. Shrestha R., Shamsaei N., Seifi M., Phan N. An investigation into specimen property to part performance relationships for laser beam powder bed fusion additive manufacturing. *Addit. Manuf.* 2019. Vol. 29. P. 100807.

70. Urhal P., Weightman A., Diver C., Bartolo P. Robot assisted additive manufacturing: a review. *Robot. Comput. Integr. Manuf.* 2019. Vol. 59. P. 335–345.

71. SISMA. LMF «laser metal fusion» technology [Електронний pecypc]. Last modified March 20,2019, accessed March 21, 2019. Режим доступу: https://www.sisma.com/en/additive-manufacturing.
72. Jafari R. et al. Recent progress and challenges with 3D printing of patterned hydrophobic and superhydrophobic surfaces. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019. P. 1-14.

73. Rausch A.M., Markl M., Körner C. Predictive simulation of process windows for powder bed fusion additive manufacturing: influence of the powder size distribution. *Comput. Math. Appl.* 2019. Vol. 78 (7). P. 2351–2359.

74. Renishaw. Additive manufacturing products [Електронний ресурс]. Last modified March 20, 2019: Accessed March 21, 2019. Режим доступу: https://www.renishaw.com/en/additive-manufacturing-products%2D %2D17475.

75. Yeung H., Lane B., Fox J. Part geometry and conduction based laser power control for powder bed fusion additive manufacturing. *Addit. Manuf.* 2019. Vol. 30. P.100844.

76. Alloy 718 manufactured by AM Selective Laser Melting Valeri Ivanov Petkov [Електронний ресурс]. Режим доступу: FULLTEXT01.pdf (diva-portal.org).

77. Скребцов А.А., Проскурняк Р.В., Марченко Ю.А. и др. Исследование коррозионных свойств титана для аддитивных технологий. *Металознавство та термічна обробка металів.* 2019. № 3. С. 55—60.

78. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів. *Автоматичне зварювання*. 2020. № 10. С. 14—20. Режим доступу: https://doi.org/10.37434/as2020.10.03.

79. Shanping Lu, Hidetoshi Fujii, Hiroyuki Sugiyama, Manabu Tanaka, Kiyoshi Nogi. Welding Weld Penetrationand Marangoni Convectionwith Oxide Fluxesin GTA Welding. 2002. Vol. 43, Iss. 11. P. 2926—2931. Режим доступу: https://doi.org/10.2320/matertrans.43.2926.

80. Li R., Liu J., Shi Y., Wang L., Jiang W. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2012. Vol. 59. P. 1025–1035.

81. Hodgson A., Haq S. Water adsorption and the wetting of metal surfaces. *Surf. Sci. Rep.* 2019. Vol. 64. P. 381-451.

82. Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh J., Mercelis P., Rombouts M., Lauwers B. Selective laser melting of iron-based powder. *Journal Mater. Process. Technol.* 2004. Vol. 149. P. 616–622.

83. Simchi A., Pohl H. Direct laser sintering of iron-graphite powder mixture. *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. Vol. 383. P. 191–200.

84. Slotwinski J.A., Garboczi E.J., Stutzman P.E., Ferraris C.F., Watson S.S., Peltz M.A. Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *Journal Res. Natl. Inst. Stand. Technol.* 2014. Vol. 119. P. 460–493.

85. Egger G., Gygax P.E., Glardon R., Karapatis N.P. Optimization of powder layer density in selective laser sintering. 10th Solid Free. Fabr. Symp. 1999. P. 255–263.

86. Hebert R.J. Viewpoint metallurgical aspects of powder bed metal additive manufacturing. *Journal Mater. Sci.* 2016. Vol. 51. P. 1165–1175.

87. Strondl A., Lyckfeldt O., Brodin H., Ackelid U. Characterization and control of powder properties for additive manufacturing. *Jom.* 2015. Vol. 67. P. 549–554.

88. Tan J.H., Wong W.L.E., Dalgarno K.W. An overview of powder granulometry on feedstock and part performance in the selective laser melting process. *Additive Manufacturing*. 2017. Vol. 18. P. 228–255.

89. Engeli R., Etter T., Huvel S., Wegener K. Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting. *Journal Mater. Process. Technol.* 2016. Vol. 229. P. 484–491.

90. Spierings A.B., Levy G. Comparison of density of stainless steel 316L parts produced with selective laser melting using different powder grades. *Solid. Free. Fabr. Proc.* 2009. P. 342–353.

91. Zhang B., Coddet C. Selective laser melting of iron powder: observation of melting mechanism and densification behavior via point-track-surface-part research. *Journal Manuf. Sci. Eng.* 2015. Vol. 138. P. 51001.

92. Fischer P., Romano V., Weber H.P., Karapatis N.P., Boillat E., Glardon R. Sintering of commercially pure titanium powder with a Nd: YAG lasersource. *Acta Mater.* 2003. Vol. 51. P. 1651–1662.

93. Rombouts M., Froyen L., Gusarov A.V., Bentefour E.H., Glorieux C., Photopyroelectric measurement of thermal conductivity of metallic powders. *Journal Appl. Phys.* 2005. Vol. 97. P. 024905.

94. Gusarov A.V., Laoui T., Froyen L., Titov V.I. Contact thermal conductivity of a powder bed in selective laser sintering. *Int. Journal Heat. Mass. Transf.* 2003. Vol. 46. P. 1103–1109.

95. Gu H., Gong H., Dilip J.J.S., Pal D., Hicks A., Doak H., Stucker B. Effects of powder variation on the microstructure and tensile strength of Ti_6Al_4V parts fabricated by selective laser melting. *Solid. Free. Fabr. Symp.* 2014. P. 470–483.

96. Cheng B., Lydon J., Cooper K., Cole V., Northrop P., Chou K. Melt Pool Dimension Measurement In Selective Laser Melting Using Thermal Imaging. Solid Freeform Fabrication 2017: Proceedings of the 28th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. *Additive Manufacturing Conference*. P. 1252–1263.

97. Rosser J., Megahed M., Mindt H.-W., Brown S.G.R., Lavery N.P. Computational modelling and experimental validation of single IN625 line tracks in laser powder bed fusion. Solid Freeform Fabrication 2019: Proceedings of the 30th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. *Additive Manufacturing Conference*. P. 1200–1215.

98. Yadroitsev I., Krakhmalev P., Yadroitsava I., Johansson S., Smurova I. Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder. *Journal of Materials Processing Technology*. 2013. Vol. 213, Iss. 4. P. 606–613.

99. Savalani M.M., Pizarro J.M. Effect of preheat and layer thickness on selective laser melting (SLM) of magnesium. *Rapid Prototyping Journal*. Vol. 22, N 1. P. 115–122. Режим доступу: https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2013-0076.

100. Bidare P., Maier R.R.J., Beck R.J., Shephard J.D., Moore A.J. An open-architecture metal powder bed fusion system for in-situ process measurements. *Addit. Manuf.* 2017. Vol. 16. P. 177–185.

101. Liu Z.H., Zhang D.Q., Wai Yee Yeong, Kai Ze Chua. Effect of laser beam profile on melt track in Selective Laser Melting. *Materials Science*. January 2014.

102. Okunkova A., Volosova M., Peretyagin P., Vladimirov Y., Zhirnov I., Gusarov A.V. Experimental Approbation of Selective Laser Melting of Powders by the Use of Non-Gaussian Power Density Distributions. *Physics Procedia*. 2014. Vol. 56. P. 48—57. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.095.

103. Tien T. Roehling, Sheldon S.Q. Wu, Saad A. Khairallah, John D. Roehling, Stefan S. Soezeri, Michael F. Crumb, Manyalibo J. Matthews. Modulating laser intensity profile ellipticity for microstructural control during metal additive manufacturing. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 128. P. 197–206. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.025.

104. Alexander S. Metel, Michael M. Stebulyanin, Sergey V. Fedorov and Anna A. Okunkova. Power Density Distribution for Laser Additive Manufacturing (SLM): Potential. *Fundamentals* and Advanced Applications Technologies. 2019. Vol. 7 (1). P. 5. Режим доступу: https://doi. org/10.3390/technologies7010005.

105. Wischeropp T.M., Salazar R., Herzog D., Emmelmann C. Simulation of the effect of different laser beam intensity profiles on heat distribution in selective laser melting. *Lasers in Manufacturing Conference*. 2015. P. 1–10.

106. Cloots M., Uggowitzer P.J., Wegener K. Investigations on the microstructure and crack formation of IN738LC samples processed by selective laser melting using Gaussian and doughnut profiles. *Materials and Design*. 2016. Vol. 89. P. 770–784. Режим доступу: https:// doi.org/ 10.1016/j.matdes.2015.10.027.

107. Okunkova A.A., Peretyagin P.Yu., Podrabinnik P.A., Zhirnov I.V., Gusarov A.V. Development of Laser Beam Modulation Assets for the Process Productivity Improvement of Selective Laser Melting. *Procedia IUTAM*. 2017. Vol. 23. P. 177—186. Режим доступу: https:// doi.org/ 10.1016/j.piutam.2017.06.019.

108. Gusarov A.V., Grigoriev S.N., Volosova M.A., Melnik Y.A., Laskin A., Kotoban D.V., Okunkova A.A. On productivity of laser additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. Vol. 261. P. 213–232.

109. Zhang D.Q., Liu Z.H., Kai Ze Chua. Investigation on forming process of copper alloys via Selective Laser Melting. High Value Manufacturing. *Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping*. P. 285–289.

Список літератури

110. Okunkova A.A., Peretyagin P., Vladimirov Y., Volosova M.A. Laser-beam modulation to improve efficiency of selecting laser melting for metal powders. Conference: SPIE Photonics Europe Proceedings. 2014. Vol. 91. P. 913524. Режим доступу: https://doi.org/10.1117/12.2053602.

111. Mertens R., Dadbakhsh S., Humbeeck J.V., Kruth J.-P. Application of base plate preheating during selective laser melting. *Procedia CIRP*. 2018. Vol. 74. P. 5–11. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.08.002.

112. Caprio L., Chiari G., Demir A., Previtali B. Development of Novel High Temperature Laser Powder Bed Fusion System for the Processing of Crack-Susceptible Alloys. *Materials Science*. 2018. P. 2275–2285.

113. Dai K., Shaw L. Preheating Effects on Multiple Material Laser Densification. 2002 International Solid Freeform Fabrication Symposium. P. 392—399. Режим доступу: http://dx.doi. org/10.26153/tsw/4499.

114. Sato Y., Tsukamoto M., Shobu T., Yamashita Y. Preheat effect on titanium plate fabricated by sputter-free selective laser melting in vacuum. *Applied Physics A*. Vol. 124, Iss. 4. Article id. 288. P.6. DOI: 10.1007/s00339-018-1712-4.

115. Masmoudi A., Bolot R., Coddet C. Investigation of the laser-powder-atmosphere interaction zone during the selective laser melting process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015. Vol. 225. P. 122–132. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec. 2015.05.008.

116. Guo Q., Zhao C., Escano L.I., Young Z., Xiong L. Transient dynamics of powder spattering in laser powder bed fusion additive manufacturing process revealed by in-situ high-speed high-energy x-ray imaging. *Acta Materialia.* 2018. Vol. 151. P. 169—180. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.036.

117. Anwar A.B., Pham Q.-C. Selective Laser Melting of AlSi₁₀Mg. Effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017. Vol. 240. P. 388—396. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016. 10.015.

118. Bauer D., Dietrich K., Walter M., FOrkt P., Palm F., Witt G. Effect of Process Gas and Powder Quality on Aluminum Alloys Processed by Laser Based Powder Bed Melting Process. Proceedings of the 27th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. An Additive Manufacturing Conference. 2016. P. 419–425.

119. Nezhadfar P.D., Masoomi M., Thompson S., Phan N. Mechanical Properties of 17- 4 Ph Stainless Steel Additively Manufactured Under Ar and N_2 Shielding Gas. Conference: Proceedings of the 29th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. An Additive Manufacturing Conference. 2018. P. 1301–1310. Режим доступу: http://utw10945.utweb.utexas.edu/sites/default/files/2018/107 %20MechanicalPropertiesof174PhStainlessSteelA.pdf.

120. Rakesh Ch.S., Raja A., Nadig P., Jayaganthan R., Vasa N.J. Influence of working environment and built orientation on the tensile properties of selective laser melted AlSi₁₀Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A.* 2019. Vol. 750. P. 141–151. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.103.

121. Wang X.J., Zhang L.C., Fang M.H., Sercombe T.B. The effect of atmosphereon the structure and properties of a selective laser melted Al—12Si alloy. *Materials Science and Engineering: A.* 2014. Vol. 597. P. 370—375. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.msea. 2014.01.012/.

122. Gu H., Gong H., Pal D. et al. Influences of energy density on porosity and microstructure of selective laser melted 17-4 PH stainless steel. Solid Freeform Fabrication Symposium. 2013. P. 474–489.

123. Yang J., Han J., Yu H. et al. Role of molten pool mode on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy. *Mater. Des.* 2016. Vol. 110. P. 558–570.

124. Kamath C. Data mining and statistical inference in selective laser melting. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016. Vol. 86. P. 1659–1677.

125. Wang D. Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2012. N 58. P. 1189–1199. 126. Dilip J.J.S., Zhang S., Teng C. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting. *Progress in Additive Manufacturing*. 2017. Vol. 2. P. 157—167. Режим доступу: https:// doi.org/10.1007/s40964-017-0030-2CrossRefGoogle Scholar.

127. Song B., Dong S., Liao H., Coddet C. Process parameter selection for selective laser melting of Ti₆Al₄V based on temperature distribution simulation and experimental sintering. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2012. Vol. 61. P. 967–974.

128. Parida A.K., Maity K. Comparison the machinability of Inconel 718, Inconel 625 and Monel 400 in hot turning operation. *Engineering Science and Technology*. 2018. Vol. 21. P. 364–370.

129. Narutaki N., Yamane Y., Hayashi K. et al. High-speed machining of Inconel 718 with ceramic tools. *CIRP Annals*. 1993. Vol. 42. P. 103–106.

130. Lu L., Fuh J.Y.H., Chen Z.D. et al. In situ formation of TiC composite using selective laser melting. *Materials Research Bulletin*. 2000. Vol. 35. P. 1555–1561.

131. Gong H., Gu H., Zeng K., Dilip J.J.S., Pal D., Stucker B. Melt Pool Characterization for Selective Laser Melting of Ti-6Al-4V Pre-alloyed Powder. Solid Freeform Fabrication Symposium. 2014. P. 256–267.

132. Fotovvati B., Wayne S.F., Lewis G., Asadi E. A review on melt-pool characteristics in laser welding of metals. *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2018. Р. 1–18. Режим доступу: https://doi. org/10.1155/2018/4920718CrossRefGoogle Scholar.

133. Wang Z., Guan K., Gao M., Li X., Chen X., Zeng X. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 513. P. 518—523. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.10.107.

134. Chlebus E., Gruber K., Kuźnicka B., Kurzac J., Kurzynowski T. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A.* 2015. Vol. 639. P. 647–655. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.035.

135. Popovich V.A., Borisov E.V., Popovich A.A., Sufiiarov V.Sh., Masaylo D.V., Alzina L. Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties. *Materials and Design*. 2017. Vol. 114. P. 441–449. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.10.075.

136. Choi J.-P., Shin G.-H., Yang S., Yang D.-Y. Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting. *Powder Technology*. 2017. Vol. 310. P. 60–66. DOI: 10.1016/j.powtec.2017.01.030.

137. Yaakov I., Levine L.E., Allen A.J., Zhang F. Unexpected δ -Phase Formation in Additive-Manufactured Ni-Based Superalloy. JOM: *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*. 2016. Vol. 68 (3). P. 950–958. DOI: 10.1007/s11837-015-1772-2.

138. Kuo Y.-L., Horikawa S., Kakehi K. Effects of build direction and heat treatment on creep properties of Ni-base superalloy built up by additive manufacturing. *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 129. P. 74–78. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.10.035.

139. Yadroitsev I. et al. Strategy of manufacturing components with designed internal structure by selective laser melting of metallic powder. *Applied Surface Science*. 2007. N 254 (4). P. 980—983. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2007.08.046.

140. Criales L.E., Arisoy Y.M., Lane B. et al. Laser powder bed fusion of nickel alloy 625: experimental investigations of effects of process parameters on melt pool size and shape with spatter analysis. *International Journal Mach. Tools. Manuf.* 2017. Vol. 121. P. 22–36.

141. Аджамский С.В., Кононенко А.А. Закономерности влияния параметров процесса выборочного лазерного плавления (SLM) на формирование единичного слоя из жаропрочного никелевого сплава Inconel 718 [Електронний ресурс]. Лучевые технологии в сварке и обработке материалов. 2019. Вып. 9. С. 5–11.

142. Аджамский С.В., Кононенко А.А., Подольский Р.В. Исследование влияния режимов SLM-процесса на качество в области контура изделий. Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції «Університетська наука-2020» (20—21 травня 2020, Маріуполь). 2020. С. 157—158.

143. Williams R.J., Piglione A., Runneberg T., Jones C., Pham M.-S., Davies C.M., Hooper P.A. In situ thermography for laser powder bed fusion: Effects of layertemperature on porosity, microstructure and mechanical properties. *Additive Manufacturing*. 2019. P. 1–14.

144. Zheng B. et al. Thermal behavior and microstructure evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping: Part II. Experimental investigation and discussion. *Metall. Mater. Trans. A: Phys. Metall. Mater. Sci.* 2008. Vol. 39, N 9. P. 2237–2245.

145. Grasso M., Colosimo B.M. Process defects and in situ monitoring methods in metal powder bed fusion: a review. *Measurement Science and Technology*. 2017. Iss. 28. P. 1–25.

146. Shiomi M., Osakada K., Nakamura K., Yamashita T., Abe F. Residual stress within metallic model made by selective laser melting process. *CIRP Annals. Manufacturing Technology*. 2004. Vol. 53, N 1. P. 195–198.

147. Zhang D., Niu W., Cao X., Liu Z. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. Vol. 644. P. 32—40. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j. msea.2015.06.021.

148. Zhang Y., Li Z., Nie P., Wu Y. Effect of heat treatment on niobium segregation of laser-cladded IN718 alloy coating. *Metall. Mater. Trans. A: Phys. Metall. Mater. Sci.* 2013. Vol. 44. P. 708—716. Режим доступу: https://doi.org/10.1007/s11661-012-1459-z.

149. Thomas G. Gallmeyera, Senthamilaruvi Moorthya, Branden B. Kappesa, Michael J. Millsb, Behnam Amin-Ahmadia, Aaron P. Stebner. Knowledge of process-structure-property relationships to engineer better heat treatments for laser powder bed fusion additive manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 31. P. 100977. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100977.

150. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: a technical guide, second edition [Електронний ресурс]. ASM International. 2020. Р. 409.

151. Deng D. Additively Manufactured Inconel 718: Microstructures and Mechanical Properties. Linköping: Linköping University Electronic Press, 2018. P. 69.

152. Hanning F. Weld Cracking in Precipitation Hardening Ni-based Superalloys. Technical report. Department of Materials and Manufacturing Technology, Chalmers University of Technology, 2018. P. 37.

153. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. Superalloys II. High-temperature materials for aerospace and industrial power. New York: John Willey and Sons, 1987. P. 640.

154. Sjoberg G., Ingesten N.-G. Grain Boundary δ -phase Morphologies, Carbides and Notch Rupture Sensitivity of Cast Alloy 718. *Minerals, metals and materials society*. 1991. P. 603–620.

155. Andersson J. Weldability of Precipitation Hardening Superalloys Influence of Microstructure. Department of Materials and Manufacturing Technology. Chalmers University of Technology. Göteborg, Sweden, 2011. P. 66.

156. Mitchell A. The precipitation of primary carbides in alloy 718. Superalloys 718, 625, 706. Derivatives and Various. Ed. by E.A. Loria. *Minerals, Metals and Materials Society*. 1994. P. 65–78.

157. Schirra J.J. The effect of Laves phase on the mechanical properties of wrought and cast + HIP Inconel 718. *Minerals, metals and materials society*. 1991. P. 375–388.

158. Zhang D., Feng Z., Wang C., Wang W., Liu Z., Niu W. Comparison of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 alloy processed by selective laser melting and casting. *Materials Science and Engineering: A.* 2018. Vol. 724. P. 357–367.

159. Gallmeyer T.G., Moorthy S., Kappes B.B., Mills M.J., Amin-Ahmadi B., Stebner A.P. Knowledge of process-structure-property relationships to engineer better heat treatments for laser powder bed fusion additive manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 31. P. 1–18. Режим доступу: https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100977.

160. Thompson R.G., Dobbs J., Mayo D. The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718. *Weld. Journal.* 1986. Vol. 65. P. 299–304.

161. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 366 с.

162. Boesch W.J., Canada H.B. Precipitation reactions and stability of Ni3CB in INCONEL AL-LOY 718. International Symposium on Structural Stability in Superalloys. 1968. P. 579–596.

163. Sundararaman M., Mukhopadhyay P., Banerjee S. Some aspects of the precipitation of metastable intermetallic phases in INCONEL 718. *Metall. Trans. A.* 1992. Vol. 23. P. 2015–2028.

3 MICT

ВСТУП	3
Р О З Д Ї Л 1. ПРИНЦИПОВЇ ЗАСАДИ, ГАЛУЗЇ ЗАСТОСУВАННЯ, ПЕРЕВАГИ ТА НЕДОЛІ́КИ ТЕХНОЛОГІ́Ї СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ	6
Р О 3 Д І́ Л 2. ЯВИЩА, ЩО ВІ́ДБУВАЮТЬСЯ У ВАННІ́ РОЗПЛАВУ ПІ́Д ЧАС РЕАЛІ́ЗАЦІ́Ї ПРОЦЕСУ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ	12
Р О З Д І́ Л З. ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ РЕАЛІ́ЗАЦІ́Ї ТЕХНОЛОГІ́Ї СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ В УКРАЇНІ́ ТА СВІ́ТІ́	23
Р О З Д Ї Л 4. ГОЛОВНІ ЧИННИКИ ВПЛИВУ НА ЯКІ́СТЬ Виготовлених за слп-технологією виробів	30
Р О 3 Д І Л 5. МЕТОДОЛОГІ́Я ВИБОРУ РАЦІ́ОНАЛЬНИХ ТЕХНОЛОГІ́ЧНИХ РЕЖИМІ́В ДЛЯ СЛП	38
Р О 3 Д І́ Л 6. ТЕРМІ́ЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ВИРОБІ́В, ВИГОТОВЛЕНИХ За технологією селективного лазерного плавлення	86
СПИСОК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ	102
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	105

Наукове видання

НАЦІ́ОНАЛЬНА АКАДЕМІ́Я НАУК УКРАЇНИ ІНСТИТУТ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ ім. З.І. НЕКРАСОВА

АДЖАМСЬКИЙ Сергій Вікторович КОНОНЕНКО Ганна Андріївна ПОДОЛЬСЬКИЙ Ростислав Вячеславович БАДЮК Сергій Іванович

РЕАЛІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ В УКРАЇНІ

Київ, Науково-виробниче підприємство «Видавництво "Наукова думка" НАН України», 2023

Оформлення художника Л.О. Середи Художній редактор Я.Ю. Савицька Технічний редактор Т.С. Березяк Оператор В.Г. Каменькович Комп'ютерна верстка Т.О. Ценцеус

Підп. до друку 30.01.2023. Формат 70×100/16. Папір офс. № 1. Гарн. Таймс. Друк. офс. Фіз. друк. арк. 7,25 + 0,25 вкл. на крейд. пап. Ум. друк. арк. 9,75. Обл.-вид. арк. 11,0. Тираж 50 прим. Зам. № ДФ-1237

> Оригінал-макет виготовлено у НВП «Видавництво "Наукова думка" НАН України» Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи до Державного реєстру видавців, виготівників і розповсюджувачів видавничої продукції ДК № 2440 від 15.03.2006 01601 Київ 1, вул. Терещенківська, 3

ПП «Видавництво "Фенікс"» 03680 Київ 680, вул. Шутова, 13б Свідоцтво про внесення до Державного реєстру серія ДК № 271 від 07.12.2000 р.