

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ЧИГІЛЕЙЧИК СЕРГІЙ ЛЕОНІДОВИЧ

УДК 621.791.75:004.356.2

ДИСЕРТАЦІЯ

**ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ОБ'ЄМНИХ ВИРОБІВ ІЗ
ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ АДИТИВНИМ
МІКРОПЛАЗМОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ДЕТАЛЕЙ
АВІАЦІЙНИХ ДВИГУНІВ**

Спеціальність – 132 Матеріалознавство

Галузь знань – 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

С.Л. Чигілейчик

Науковий керівник

Куликовський Руслан Анатолійович, кандидат технічних наук, доцент

Запоріжжя – 2025

АНОТАЦІЯ

Чигілейчик С. Л. Забезпечення механічних властивостей об'ємних виробів із жароміцних нікелевих сплавів, отриманих адитивним мікроплазмовим наплавленням для виробництва деталей авіаційних двигунів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 – Матеріалознавство. – Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, 2025.

Адитивні технології, які активно розвиваються в останні роки при виготовленні нового виробу або відтворенні його пошкодженої частини, спрямовані, по-перше, на зменшення кількості операцій за рахунок виключення проміжних стадій виготовлення оснащення та пресформ, а по-друге, на економію матеріалу, що витрачають на таке виробництво, за рахунок відносно високого коефіцієнта витрати матеріалу (КВМ).

З економічної точки зору заміна традиційних технологій, таких як кування та лиття, на адитивні при виготовленні вузлів АД забезпечить значне зниження витрат на їх виготовлення. Водночас для впровадження в серійне виробництво адитивних технологій, окрім того, що необхідно визначити рівень фізико-механічних і службових властивостей вирощених заготовок, потрібно виробити оціночні критерії і створити на їх основі методики, за якими можна прогнозувати рівень властивостей залежно від різних конструктивних, металургійних і технологічних факторів.

Для впровадження в серійне виробництво адитивних технологій головною умовою є, щоб заготовки, вирощені за рівнем фізико-механічних і службових властивостей, не поступалися заготовкам, отриманим методами лиття та кування. Тому актуальним є не тільки визначення рівня фізико-механічних властивостей заготовок, вирощених методом мікроплазмового порошкового наплавлення

(МПН), а й розроблення конструктивних, металургійних та технологічних підходів, спрямованих на підвищення властивостей міцності та службових властивостей. Для цього потрібно розробити оціночні критерії та створити на їх основі методики, за якими можна прогнозувати рівень властивостей залежно від різних конструктивних металургійних і технологічних факторів.

Об'єкт дослідження – процес адитивного мікроплазмового порошкового наплавлення жароміцних нікелевих сплавів.

Предмет дослідження – формування об'ємних виробів із нікелевих жаростійких сплавів при заданих механічних властивостях, що відповідають вимогам до умов експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

Мета роботи – дослідити закономірності впливу характеристики порошоків жаростійких нікелевих сплавів, умови їх мікроплазмового наплавлення на структуру та визначити властивості отриманих зразків, на основі яких розробити технологію адитивного виробництва об'ємних заготовок, що за фізико-механічними характеристикам відповідатимуть вимогам до експлуатації деталей соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів (АД).

Для досягнення вказаної мети в роботі поставлено такі завдання:

1. Проаналізувати та визначити вплив фракційного, хімічного складу, зокрема на вміст кисню та азоту, наявність дефектів (газової пористості) в порошках із жаростійких сплавів, на особливості формування структури й механічних властивостей наплавленого металу, та на підставі цього розробити технічні вимоги до порошкових матеріалів, що використовуються для адитивного мікроплазмового наплавлення.

2. Провести числовий аналіз впливу технологічних факторів наплавлення методом МПН на напружено-деформований стан у процесі пошарового нарощування та на його основі розробити рекомендації щодо вибору оптимальних режимів вирощування об'ємних заготовок із нікелевих жаростійких сплавів.

3. Визначити закономірності керування формою наплавленого валика, розробити технологічні критерії вибору режимів адитивного багат шарового мікроплазмового порошкового наплавлення для адитивних технологій 3D-вирощування.

4. Установити оптимальні режими адитивного мікроплазмового наплавлення об'ємних зразків із нікелевих жаростійких сплавів, що забезпечать належний рівень фізико-механічних властивостей матеріалів деталей гарячого тракту ГТД; розробити й впровадити промислові технології 3D-друку заготовок соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

Методи дослідження. Оцінка впливу різних факторів на формування структури і механічних властивостей наплавленого металу та оптимізація технологічних параметрів режимів багат шарового наплавлення методом МПН при адитивному вирощуванні виконувалась шляхом проведення різноманітних експериментів із вирощуванням дослідних зразків та їх повне комплексне дослідження з визначенням механічних властивостей.

Аналіз термодформаційних процесів при адитивному мікроплазмовому порошковому наплавленні жароміцних нікелевих сплавів проводився з використанням методу скінченних елементів, заснованому на припущенні, що тіло можна подати у вигляді набору елементів, з'єднаних один із одним тільки у вузлах. Зв'язок вузлових зусиль із вузловими переміщеннями задається за допомогою матриці жорсткості елемента. Об'єднання матриць жорсткості окремих елементів у глобальну матрицю жорсткості тіла дозволяє записати умови рівноваги тіла. При заданих навантаженнях або переміщеннях розв'язування системи рівнянь рівноваги дозволяє знайти всі вузлові зусилля, а за ними – напруження і переміщення в межах кожного елемента. Дослідження супроводжувалися комп'ютерним моделюванням у середовищі Ansys Mechanical. Розроблено дві скінченно-елементні моделі з'єднань для визначення температурних полів, напружень, деформацій і переміщень з урахуванням особливостей технологічних схем

наплавлення мікроплазмово-порошковим способом шарів за двома типами траєкторій «змійка» і «зигзаг». Визначено, що за траєкторією «зигзаг», на відміну від траєкторії «змійка», на діаграмах у поперечному перерізі маємо нерівномірний розподіл температур у поперечному розрізі, а особливо це спостерігається посередині наплавленого валика, де зниження температур відбувається до 300–400 градусів, що призводить до несплавлення між валиками в корені. Ефективність та надійність розроблених моделей підтверджена промисловими випробуваннями.

Наукова новизна роботи. У роботі проведено комплекс теоретичних і експериментальних досліджень, спрямованих на забезпечення механічних та службових властивостей жароміцних нікелевих сплавів при плазмовому вирощуванні заготовок, необхідних для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів (АД). Наукова новизна отриманих результатів дослідження:

1. Отримано подальший розвиток уявлення про вплив способу виготовлення порошків із жаростійких сплавів на фізико-механічні властивості наплавлених зразків, а саме: на прикладі сплаву ЭП648ВИ встановлено, що використання порошків, отриманих газовим розпиленням розплаву інертним газом, на відміну від відцентрового плазмового розпилення циліндричних заготовок, для адитивного мікроплазмового наплавлення, у яких спостерігається внутрішня аргонова пористість, призводить до суттєвого падіння характеристик міцності та пластичності, унаслідок утворення лінійних ділянок скупчення пор довжиною приблизно 2–3 мм та тріщин, що виникають під час вирощування.

2. Уперше встановлено, що в порошок зі сплаву ЭП-648ВИ при вмісті азоту в кількості $[N] \geq 0,03$ ваг. % або кисню $[O] \geq 0,02$ ваг. % у наплавленому металі при температурі 1100°C фіксується значне зниження його деформаційної здатності ($\varepsilon \leq 3,8$ %), що під впливом термічних напруг призводить до виникнення гарячих тріщин, а, як наслідок, у поздовжньому напрямі ми бачимо значне падіння властивостей міцності та пластичності.

3. Уперше встановлено критерій максимального вмісту азоту та кисню в порошку зі сплаву ЭП-648ВИ, який використовують для адитивного мікроплазмового наплавлення, з погляду забезпечення необхідних вимог до механічних властивостей деталей соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів, а саме: $[N] \leq 0,03$ ваг. %, або кисню у $[O] \leq 0,02$ ваг. %.

4. На основі отриманих результатів моделювання теплових процесів та параметрів напружено-деформованого стану під час адитивного мікроплазмово-порошкового наплавлення вперше запропонована оптимальна технологічна схема вирощування об'ємних зразків за траєкторією «змійка», яка за рахунок рівномірного розподілу температур по всіх шарах забезпечує гарантоване сплавлення між валиками по всьому перерізу вирощеної заготовки.

5. Уперше встановлено, що в об'ємних виробів із порошку сплаву ЭП-648ВИ, отриманих адитивним мікроплазмовим наплавленням за траєкторією «зигзаг», у поздовжньому напрямі спостерігається більш ніж удвічі падіння властивостей міцності (що значно поступається технічним вимогам до поковок та лиття), пластичні властивості практично відсутні; при цьому механічні властивості зразків, одержаних за траєкторією «змійка», мають достатньо високий рівень і відповідають вимогам до матеріалів деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів.

Практичне значення отриманих результатів полягає у формуванні технічних вимог до порошку, що використовується при адитивній технології на основі мікроплазмового порошкового наплавлення. Це дозволяє ще на стадії вхідного контролю порошку запобігти при вирощуванні заготовок виникненню гарячих тріщин. Також розроблена методика моделювання пошарове теплових процесів під час мікроплазмово-порошкового наплавлення із застосуванням сучасного програмного комплексу для СЕМ процесів зварювання та наплавлення, що дозволяє на стадії нагрівання та охолодження виробу визначати параметри напружено-деформованого стану та забезпечить віртуальне моделювання процесів

наплавлення для заданих параметрів і різних траєкторій наплавлення. Це допоможе обрати оптимальну схему технологічного процесу мікроплазмово-порошкового наплавлення. Результати роботи були впроваджені у виробництво на підприємствах АТ «Мотор Січ» та АТ «Івченко-Прогрес» як при ремонті, так і при виготовленні нових заготовок. Зокрема під час ремонту кожуха соплового апарата (СА) двигуна Д18Т (акт упровадження – дивитись додаток 1), при виготовленні заготовок кільця зовнішнього жарової труби зі сплаву ХН60ВТ-ВИ у складі двигуна АІ-450 (акт упровадження – дивитись додаток 2) та кільця зі сплаву ХН50ВМТЮБ-ВИ, що входить до складу турбіни двигуна АІ-222 (акт упровадження – дивитись додаток 3).

У роботі проведено комплекс теоретичних і експериментальних досліджень, спрямованих на забезпечення механічних та службових властивостей жароміцних нікелевих сплавів при плазмовому вирощуванні заготовок, необхідних для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів, та встановлено, що спосіб виготовлення порошку зі сплаву ЕП-648 ВИ (газова або відцентрова атомізація) при забезпеченні грануляції (від 63 до 163 мкм) та хімічного складу на технологічний процес вирощування (режими наплавлення, стабільність подачі порошку) та на формування валиків суттєво не впливає. Також встановлено, що спосіб виготовлення порошку зі сплаву ЕП-648 ВИ (газова або відцентрова атомізація) суттєво впливає на механічні властивості заготовок, отриманих методом плазмового адитивного вирощування, та визначено умови використання порошків різних методів виготовлення. Запропоновано та підтверджено доцільність застосування методу ущільнення вирощених заготовок методом ГП із гарантованим забезпеченням необхідних механічних властивостей. Також встановлено, що наявність активних газів ([O] та [N]) у порошку із жароміцних нікелевих сплавів суттєво впливає на механічні властивості заготовок, отриманих методом плазмового порошкового адитивного вирощування. Так, наприклад, вміст у порошку зі сплаву ЕП-648ВИ азоту в кількості $[N] \geq 0,03$ ваг. %

або кисню $[O] \geq 0,02$ ваг. % у наплавленому металі при температурі 1100°C значно знижує його деформаційну здатність ($\epsilon \leq 3,8$ %), що під впливом термічних напруг призводить до виникнення гарячих тріщин, а, як наслідок, у поздовжньому напрямі ми бачимо значне падіння властивостей міцності та пластичності.

Методами комп'ютерного моделювання та методом скінченних елементів з урахуванням хімічного складу, теплофізичних та механічних властивостей наплавленого матеріалу та матеріалу основи, граничних умов і особливостей об'ємного джерела тепла отримано розв'язок термомеханічної задачі для двох технологічних схем наплавлення 10 шарів для траєкторій «змійка» і «зигзаг». Узагальнивши результати розв'язання нестационарної задачі теплопровідності у вигляді полів розподілу максимальних температур у зразках на стадії нагрівання для двох технологічних схем наплавлення – «змійка» і «зигзаг» – під час наплавлення кожного із 10 шарів та результати механічних та металографічних випробувань двох вирощених зразків за поданими схемами, визначили: вирощені зразки за двома схемами траєкторії мають подібні структури та суттєво не відрізняються від литої структури. Зразки, вирощені за траєкторією «зигзаг», у поздовжньому напрямі мають більш ніж удвічі падіння властивостей міцності (тобто мають значні відхилення від технічних вимог до поковок та лиття); пластичні властивості майже відсутні; проте механічні властивості зразків, виготовлених за траєкторією «змійка», мають достатньо високий рівень. А також з'ясували, що причиною крихкого руйнування поздовжніх зразків є ділянки з несплавленнями, де зона несплавлення становить до 50–60% (5...6 мм²) площі зламу. Та за траєкторією «зигзаг», на відміну від траєкторії «змійка», на діаграмах у поперечному перерізі маємо нерівномірний розподіл температур у поперечному розрізі, особливо це спостерігається посередині наплавленого валика, де зниження температур відбувається до 300–400, що призводить до несплавлення між валиками в корені.

Ключові слова: адитивне виробництво, наплавлений валик, порошок, газова атомізація, механічні властивості, активні гази, траєкторія, авіційний двигун, процес мікроплазмово-порошкового наплавлення.

ANNOTATION

Chygileychyk S. L. Ensuring mechanical properties of bulk products made of heat-resistant nickel alloys obtained by additive microplasma deposition for the production of aircraft engine parts. – Qualification scientific work in the form of a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in specialty 132 – Materials Science. – National University “Zaporizhzhya Polytechnic”, Zaporizhzhya, 2025.

Additive technologies, which have been actively developing in recent years when manufacturing a new product or reproducing its damaged part, are aimed, firstly, at reducing the number of operations by eliminating intermediate stages of tooling and mold manufacturing, and secondly, at saving the material used for such production due to the relatively high material consumption rate (MCR). From an economic point of view, replacing traditional technologies, such as forging and casting, with additive technologies in the manufacture of AD components will provide a significant reduction in the costs of their manufacture. At the same time, to implement additive technologies in serial production, in addition to determining the level of physical, mechanical and service properties of the grown workpieces, it is necessary to develop evaluation criteria and create methods based on them, which can predict the level of properties depending on various structural, metallurgical and technological factors.

For the introduction of additive technologies into mass production, the main condition is that the workpieces grown in terms of physical, mechanical and service properties are not inferior to workpieces obtained by casting and forging methods. Therefore, it is relevant not only to determine the level of physical and mechanical properties of blanks grown by the MPN method, but also to develop constructive,

metallurgical and technological approaches aimed at increasing strength and service properties. To do this, it is necessary to develop evaluation criteria and create methods based on them, by which it is possible to predict the level of properties depending on various constructive metallurgical and technological factors.

The object of research is the process of additive microplasma powder deposition of heat-resistant nickel alloys.

The subject of the research is the formation of volumetric products from nickel heat-resistant alloys with specified mechanical properties that meet the requirements for the operating conditions of nozzle devices, heat pipes and combustion chambers of aircraft engines.

The purpose of the work is to identify patterns of influence of the characteristics of heat-resistant nickel alloy powders and conditions of their microplasma deposition on the structure and properties of the obtained samples and on this basis to develop a technology for additive manufacturing of bulk workpieces, which, in terms of physical and mechanical characteristics, meet the requirements for the operation of parts of nozzle devices, heat pipes and combustion chambers of aircraft engines (AD).

To achieve this goal, the following tasks were set and solved in the work:

1. To analyze the influence of fractional, chemical composition, including the oxygen and nitrogen content, the presence of defects (gas porosity) in powders of heat-resistant alloys on the features of the formation of the structure and mechanical properties of the deposited metal and, on this basis, to form technical requirements for powder materials used for additive microplasma deposition.

2. Perform a numerical analysis of the influence of technological factors of surfacing by the MPN method on the stress-strain state in the process of layer-by-layer growth and, on its basis, develop recommendations for choosing optimal growth modes of bulk workpieces from nickel heat-resistant alloys.

3. To establish the regularities of controlling the shape of the deposited roller, to form technological criteria for selecting modes of additive multilayer microplasma powder deposition for additive 3D growth technologies.

4. To establish optimal modes of additive microplasma deposition of volumetric samples from nickel heat-resistant alloys, which ensure the level of physical and mechanical properties of the materials of the parts of the combustion tract of the gas turbine engine, to develop and implement industrial technologies for 3D printing of blanks for nozzle devices, heat pipes and combustion chambers of aircraft engines.

Research methods. Assessment of the influence of various factors on the formation of the structure and mechanical properties of the deposited metal and optimization of technological parameters of multilayer deposition modes using the MPN method during additive growth was carried out by conducting various experiments with the growth of test samples and their full comprehensive study with the determination of mechanical properties.

The analysis of thermal deformation processes during additive microplasma powder deposition of heat-resistant nickel alloys was carried out using the finite element method, based on the assumption that the body can be represented as a set of elements connected to each other only at nodes. The relationship between nodal forces and nodal displacements is given by the element stiffness matrix. Combining the stiffness matrices of individual elements into a global stiffness matrix of the body allows us to write down the equilibrium conditions of the body. For given loads or displacements, solving the system of equilibrium equations allows us to find all nodal forces, and then the stresses and displacements within each element. The research was accompanied by computer modeling in the Ansys Mechanical environment. Two finite element models of joints were developed to determine temperature fields, stresses, deformations and displacements, taking into account the features of technological schemes for the deposition of layers by the microplasma-powder method using two types of trajectories: "snake" and "zigzag". It was determined that along the "zigzag" trajectory, in contrast to

the "snake" trajectory, in the cross-sectional diagrams we have an uneven temperature distribution in the cross-section, this is especially observed in the middle of the deposited bead, where the temperature drops to 300–400 degrees, which leads to non-fusion between the beads at the root. The effectiveness and reliability of the developed models have been confirmed by industrial tests.

Scientific novelty of the work. The work includes a set of theoretical and experimental studies aimed at ensuring the mechanical and service properties of heat-resistant nickel alloys during plasma growth of workpieces necessary for the operation of nozzle devices, heat pipes and combustion chambers of aircraft engines (AEs). The scientific novelty of the obtained research results:

1. Further development of the idea of the influence of the method of manufacturing powders from heat-resistant alloys on the physical and mechanical properties of deposited samples was obtained, namely, using the example of the EP648VI alloy, it was established that the use of powders obtained by gas spraying of the melt with an inert gas, unlike centrifugal plasma spraying of cylindrical workpieces, for additive microplasma deposition, in which internal argon porosity is observed, it leads to a significant decrease in strength and plasticity characteristics due to the formation of linear areas of pore accumulation 2–3 mm long and cracks that occur during growth.

2. It was established for the first time that in powder from the EP-648VI alloy with a nitrogen content of $[N] \geq 0.03$ wt. %, or oxygen $[O] \geq 0.02$ wt. % in the deposited metal at a temperature of 1100°C, a significant decrease in its deformability ($\varepsilon \leq 3.8$ %), which under the influence of thermal stresses leads to the occurrence of hot cracks, and, as a result, in the longitudinal direction we see a significant decrease in the strength and ductility properties.

3. For the first time, a criterion for the maximum nitrogen and oxygen content in the EP-648VIU alloy powder used for additive microplasma deposition has been established in terms of meeting the requirements for the mechanical properties of

nozzles, heat pipes and combustion chambers of aircraft engines, namely: ($[N] \leq 0.03$ wt. %, or oxygen in $[O] \leq 0.02$ wt. %).

4. Based on the obtained results of modeling thermal processes and the stress-strain state during additive microplasma-powder deposition, a feasible technological scheme for growing volumetric samples along a “snake” trajectory was first proposed, which, due to the uniform temperature distribution in all layers, ensures guaranteed fusion between the rollers over the entire cross-section of the grown workpiece.

5. It has been established for the first time that in bulk products made of EP-648VI alloy powder, obtained by additive microplasma deposition along a “zigzag” trajectory, a more than twofold decrease in strength properties is observed in the longitudinal direction (which is significantly inferior to the technical requirements for forgings and castings), plastic properties are practically absent; at the same time, the mechanical properties of samples obtained along the "snake" trajectory are at a fairly high level and meet the requirements for materials for parts of the hot section of gas turbine engines.

The practical significance of the results obtained lies in the formation of technical requirements for the powder used in additive technology based on microplasma powder deposition. This allows to prevent the occurrence of hot cracks during the growing of workpieces even at the stage of incoming powder control. A method for modeling layer-by-layer thermal processes during microplasma-powder surfacing has also been developed using a modern software package for SEM of welding and surfacing processes, which allows determining the parameters of the stress-strain state and will provide virtual modeling of surfacing processes for given parameters and different surfacing trajectories. This will help to choose the optimal scheme of the technological process of microplasma-powder surfacing. The results of the work were implemented in production at the enterprises of JSC "Motor Sich" and JSC "Ivchenko-

Progress" both during repairs and during the manufacture of new workpieces. In particular, during the repair of the nozzle assembly (SA) casing of the D18T engine

(implementation act – see Appendix 1), during the manufacture of blanks for the outer flame tube ring from the KhN60VT-VI alloy as part of the AI-450 engine (implementation act – see Appendix 2) and the ring from the KhN50VMTYUB-VI alloy, which is part of the AI-222 engine turbine (implementation act – see Appendix 3).

The work has carried out a set of theoretical and experimental studies aimed at ensuring the mechanical and service properties of heat-resistant nickel alloys during plasma growth of billets necessary for the operation of nozzle devices, heat pipes and combustion chambers of aircraft engines, and it has been established that the method of manufacturing powder from EP-648 alloy VI (gas or centrifugal atomization) while ensuring granulation (from 50 to 163 microns) and chemical composition does not significantly affect the technological growth process (deposition modes, powder supply stability) and the formation of rollers. It was also established that the method of manufacturing powder from EP-648 VI alloy (gas or centrifugal atomization) significantly affects the mechanical properties of workpieces obtained by the plasma additive growth method, and the conditions for using powders of different manufacturing methods were determined. The feasibility of using the method of densification of grown workpieces by the GIP method with guaranteed provision of the required mechanical properties has been proposed and confirmed. It has also been established that the presence of active gases ([O] and [N]) in the powder of heat-resistant nickel alloys significantly affects the mechanical properties of workpieces obtained by the plasma additive growth method. For example, the content of nitrogen in the powder of the EP-648VI alloy in the amount of $[N] \geq 0.03$ wt. %, or oxygen $[O] \geq 0.02$ wt. % in the deposited metal at a temperature of 1100°C significantly reduces its deformation capacity ($\varepsilon \leq 3.8\%$), which under the influence of thermal stresses leads to the appearance of hot cracks, and, as a result, in the longitudinal direction we see a significant drop in the properties of strength and ductility.

Using computer modeling methods and the finite element method, taking into account the chemical composition, thermophysical and mechanical properties of the

deposited material and the base material, boundary conditions and features of the volumetric heat source, a solution to the thermomechanical problem was obtained for two technological schemes for depositing 10 layers for the “snake” and “zigzag” trajectories. Summarizing the results of solving the non-stationary problem of thermal conductivity in the form of fields of distribution of maximum temperatures in samples at the heating stage for two technological schemes of surfacing - "snake" and "zigzag"— during the deposition of each of the 10 layers and the results of mechanical and metallographic tests of two samples grown according to the given schemes, it was established: samples grown according to the two trajectory schemes have similar structures and do not differ significantly from the cast structure. Samples grown along the "zigzag" trajectory in the longitudinal direction have a more than twofold decrease in strength properties (i.e., they have significant deviations from the technical requirements for forgings and castings); plastic properties are almost absent; however, the mechanical properties of samples produced along the "snake" trajectory are at a fairly high level. And also that the cause of brittle fracture of longitudinal samples is areas with non-fusion, where the non-fusion zone is up to 50–60% (5...6 mm²) of the fracture area. But along the "zigzag" trajectory, unlike the "snake" trajectory, in the cross-sectional diagrams we have an uneven temperature distribution in the cross-section, this is especially observed in the middle of the welded bead, where the temperature decreases to 300–400, which leads to non-fusion between the beads at the root.

Keywords: additive manufacturing, deposited roller, powder, gas atomization, mechanical properties, active gases, trajectory, aircraft engine, microplasma-powder deposition process.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Чигілейчик С. Л. Досвід впровадження адитивних технологій при ремонті деталей ГТД зі сплавів ЕП 648 ВІ (ХН50ВМТЮБ-ВІ) в умовах серійного

виробництва [Текст] / С. Л. Чигілейчик, І. А. Петрик, О. В. Овчинников, С. В. Кирилах // Авіаційно-космічна техніка і технологія, 2022, № 1(177). – С.57-64, DOI: 10.32620/актт.2022.1.07.

2. Дослідження і оптимізація процесу серійного ремонту робочих лопаток авіаційного газотурбінного двигуна Д-18Т мікроплазмовим порошковим наплавленням / К. А. Ющенко, О. В. Яровицін, Г. Д. Хрущов, І. А. Петрик, С. Л. Чигілейчик // Космічні матеріали та технології.-2022. Т.28 № 3. С 3-16, DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2022.03.003>.

3. Формування критеріїв оцінки придатності застосування присадних матеріалів з нікелевих стопів у адитивних технологіях 3D-натоплення / О. В. Яровицін, С. Л. Чигілейчик // Металоффізика та новітні технології, 2024, № 4 С.129–149.

4. М. О. Гнатенко, С. Л. Чигілейчик, С. С. Сахно. Виготовлення авіаційних деталей з жароміцних нікелевих сплавів методом адитивного плазмового наплавлення // Авіаційно-космічна техніка і технологія, 2021, № 2(175). – С.48-51, DOI: 10.32620/акт.2021.5.06.

5. К. Балушок, С. Чигілейчик, Сфера застосування адитивних технологій методом плазмового наплавлення при виробництві авіаційних двигунів// Авіаційно-космічна техніка і технологія, № 6, 2024. DOI: 10.32620/актт.2024.6.04.

6. К. Балушок, С. Чигілейчик, Ремонт деталей авіаційних двигунів із жароміцних нікелевих сплавів із застосуванням адитивних технологій// Авіаційно-космічна техніка і технологія, № 5, 2024. DOI: 10.32620/актт.2024.5.04.

7. K. Balushok, S. Chigileychik, I. Petryk, S. Sakhno, R. Kulykovskyi// Developing technology of directed energy deposition of workpieces of aircraft engines from heat-resistant nickel alloys by means of using layer-by-layer microplasma surfacing method//Mechanics and Advanced Technologies, Volume 8 Number 2, p. 121-129, 2024. DOI: 10.20535.2521-1943.2024.8.2(101).296932.

8. S. Chigileychik, Y. Torba, R. Kulykovskyi, N. Shyrokobokova, O. Chechet// Influence of active gas content in powder on mechanical properties of workpiece blanks produced by plasma additive technologies// New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. 2024/4, p. 52-56, DOI: 10/15588/1607-6885-2024-4-5.

ЗМІСТ

Перелік умовних позначень.....	21
Вступ.....	22
Розділ 1 Стан проблеми адитивного виробництва деталей ГТД із нікелевих жароміцних сплавів.....	29
1.1 Основні сучасні уявлення про процес адитивного вирощування заготовок із жароміцних нікелевих сплавів.....	31
1.2 Дефекти наплавленого металу та їх вплив на механічні властивості вирощених заготовок.....	36
1.2.1 Тріщини.....	37
1.2.2 Пори.....	41
1.2.3 Виправлення дефектів.....	42
1.3 Оцінка впливу мікроструктури наплавленого металу на властивості вирощених заготовок.....	43
1.4 Вплив якості порошку на формування структури та механічних властивостей наплавленого металу вирощених заготовок.....	47
1.5 Вплив параметрів процесу адитивного вирощування на властивості вирощених заготовок.....	50
1.6 Висновки, мета/цілі та задачі дослідження.....	59
Розділ 2 Методика проведення досліджень.....	62
2.1 Методика досліджень порошків.....	62
2.2 Методика адитивного вирощування зразків.....	63
2.3 Металографічний аналіз вирощених зразків.....	66
2.4 Методика визначення механічних властивостей.....	67
2.5 Методика моделювання напружено-деформованого стану при мікроплазмовому порошковому наплавленні.....	59
Розділ 3 Оцінка впливу якості порошку на формування структури і механічних властивостей вирощених заготовок.....	71

3.1	Плазмова відцентрова атомізація.....	71
3.1.1	Порівняльне дослідження вирощених зразків.....	72
3.1.2	Порівняльне дослідження вирощених зразків.....	77
3.2	Вплив вмісту активних газів на механічні властивості отриманих заготовок.....	87
3.2.1	Дослідження порошків.....	87
3.2.2	Дослідження вирощених зразків.....	89
3.3	Виправлення дефектів на вирощених зразках.....	96
	Висновки.....	100
Розділ 4 Аналіз термодетформаційних процесів при адитивному мікроплазмовому наплавленні жароміцних сплавів..... 102		
4.1	Утворення зварювальних деформацій та напружень.....	102
4.1.1	Основні поняття про напружено-деформований стан.....	102
4.1.2	Методика моделювання напружено-деформованого стану при мікроплазмовому порошковому наплавленні.....	105
4.1.3	Скінченно-елементна модель і властивості матеріалів.....	106
4.1.4	– Джерело тепла і термомеханічна задача.....	110
4.1.5	Моделювання джерела тепла для мікроплазмово-порошкового наплавлення.....	113
4.2	Результати моделювання.....	119
4.2.1	Результати скінченно-елементного моделювання залишкового напружено-деформованого стану для мікроплазмово-порошкового наплавлення.....	119
4.2.2	– Залишкові пластичні деформації.....	120
4.2.3	Залишкові напруження.....	128
4.2.4	Залишкові переміщення.....	134

4.3	Експериментальні дослідження результатів числових методів аналізу термодформаційних процесів при адитивному мікроплазмовому порошковому наплавленні жароміцних сплавів.....	137
	Висновки.....	144
	Розділ 5 Промислове використання результатів роботи.....	146
5.1	Ремонт кожуха соплового апарата СА двигуна Д-18Т.....	147
5.1.1	Дефектація складальної одиниці.....	147
5.1.2	Технологія відновлення стінки кожуха.....	148
5.1.3	Результати впровадження технології та економічний ефект.....	152
5.2	Виготовлення заготовки кільця зовнішнього зі сплаву ХН60ВТ (ВЖ98ВІ) двигуна МС-500.....	153
5.2.1	Серійна технологія виготовлення зовнішнього кільця жарової труби. Зварена заготовка з 2-х поковок.....	153
5.2.2	Технологія адитивного вирощування заготовки зовнішнього кільця жарової труби методом МПН.....	159
5.2.3	Результати впровадження технології та економічний ефект.....	172
5.3	Виготовлення заготовки кільця зі сплаву ЕП648ВІ, що входить до складу турбіни двигуна АІ-222.....	173
5.3.1	Серійна технологія виготовлення кільця.....	173
5.3.2	Технологія адитивного вирощування заготовки зовнішнього кільця, що входить до складу турбіни двигуна АІ-222 методом МПН.....	176
5.3.3	Результати впровадження технології та економічний ефект.....	180
	Загальні висновки.....	182
	Джерела.....	184
	Додаток А Акт упровадження науково-дослідних робіт від 04.03.2025.....	198
	Додаток Б Акт упровадження науково-дослідних робіт від 12.03.2025.....	201
	Додаток В Акт упровадження науково-дослідних робіт від 20.03.2025.....	203

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ГТД – газотурбінний двигун

АВ – адитивне виробництво

АТ – адитивна технологія

КВМ – коефіцієнт використання матеріалу

АД – авіаційний двигун

МПН – мікроплазмова порошкове наплавлення

ГП – гаряче ізостатичне пресування

Directed Energy Deposition (DED) – пряме вирощування

«Bed Deposition» – пошарове вирощування в об’ємі матеріалу

РСМА – рентгеноспектральний мікроаналіз

МСЕ – метод скінченних елементів

ВСТУП

Актуальність роботи. Адитивне виробництво (АВ) в останні роки стало одним із найбільш перспективних напрямків розвитку світового виробництва. Серед основних переваг цієї технології можна відзначити, що завдяки автоматизованому комп'ютерному управлінню з'являється можливість пошарового виготовлення нового виробу або відновлення пошкодженої частини виробу після експлуатації за її тривимірною 3D-моделлю. За такої умови значно скорочуються час і витрати на отримання нового виробу за рахунок виключення проміжних стадій виготовлення оснащення і пресформ. Це дасть можливість дослідної реалізації конструкторського проєкту (при проєктуванні нових виробів або доопрацювання з метою покращення характеристик наявних) з мінімальними витратами через 2–3 тижні [1]. У низці випадків допоможе виготовляти заготовки деталей за рахунок відносно високого КВМ та із суттєвим позитивним економічним ефектом в серійному виробництві.

Створення і ремонт деталей, що входять до соплових апаратів, жарових труб і камер згоряння з жароміцних нікелевих сплавів (ЭП648ВИ і ВЖ98ВИ) для деталей авіаційних двигунів (АД), нині дорогі через дві причини: висока вартість і трудомісткість технологічних процесів, а також висока вартість матеріалів та низька ефективність їх використання.

Аддитивні технології, які активно розвиваються в останні роки при виготовленні нового виробу або відтворенні його пошкодженої частини, спрямовані, по-перше, на зменшення кількості операцій за рахунок виключення проміжних стадій виготовлення оснащення та пресформ, а по-друге, на економію матеріалу, що витрачається на таке виробництво, за рахунок відносно високого коефіцієнту витрати матеріалу (КВМ).

З економічної точки зору заміна традиційних технологій, таких як кування та лиття, на адитивні при виготовленні вузлів АД забезпечить значне зниження

витрат на їх виготовлення. Водночас для впровадження в серійне виробництво адитивних технологій, окрім того, що необхідно визначити рівень фізико-механічних і службових властивостей вирощених заготовок, а по-друге, треба розробити оціночні критерії і створити на їх основі методики, за якими можна прогнозувати рівень властивостей залежно від різних конструктивних, металургійних і технологічних факторів.

Для впровадження в серійне виробництво адитивних технологій головна умова, щоб заготовки, вирощені за рівнем фізико-механічних і службових властивостей, не поступалися за характеристиками заготовкам, які отримані методами лиття та кування. Тому актуальним є не тільки визначення рівня фізико-механічних властивостей заготовок, що вирощені методом мікроплазмового порошкового наплавлення (МПН), а й розроблення конструктивних, металургійних та технологічних підходів, спрямованих на підвищення властивостей міцності та службових властивостей. Для цього потрібно розробити оціночні критерії та створити на їх основі методики, за якими можна прогнозувати рівень властивостей залежно від різних конструктивних металургійних і технологічних факторів.

Мета роботи – дослідити закономірності впливу характеристик порошків жаростійких нікелевих сплавів, умови їх мікроплазмового наплавлення на структуру та визначити властивості отриманих зразків, на основі яких розробити технологію адитивного виробництва об'ємних заготовок, що за фізико-механічними характеристикам відповідатимуть вимогам до експлуатації деталей соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів (АД).

Об'єкт дослідження – процес адитивного мікроплазмового порошкового наплавлення жароміцних нікелевих сплавів.

Предмет дослідження – формування об'ємних виробів із нікелевих жаростійких сплавів при заданих механічних властивостях, що відповідають вимогам до умов експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

Для досягнення вказаної мети в роботі поставлено такі завдання:

1. Проаналізувати та визначити вплив фракційного, хімічного складу, зокрема на вміст кисню та азоту, наявність дефектів (газової пористості) в порошках із жаростійких сплавів на особливості формування структури й механічних властивостей наплавленого металу та на підставі цього сформувані технічні вимоги до порошкових матеріалів, що використовується для адитивного мікроплазмового наплавлення.

2. Провести числовий аналіз впливу технологічних факторів наплавлення методом МПН на напружено-деформований стан у процесі пошарового нарощування та на його основі розробити рекомендації щодо вибору оптимальних режимів вирощування об'ємних заготовок із нікелевих жаростійких сплавів.

3. Визначити закономірності керування формою наплавленого валика, розробити технологічні критерії вибору режимів адитивного багат шарового мікроплазмового порошкового наплавлення для адитивних технологій 3D-вирощування.

4. Установити оптимальні режими адитивного мікроплазмового наплавлення об'ємних зразків із нікелевих жаростійких сплавів, що забезпечать належний рівень фізико-механічних властивостей матеріалів деталей гарячого тракту ГТД; розробити й впровадити промислові технології 3D-друку заготовок соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

Методи дослідження. Оцінка впливу різних факторів на формування структури і механічних властивостей наплавленого металу та оптимізація технологічних параметрів режимів багат шарового наплавлення методом МПН при адитивному вирощуванні виконувалась шляхом проведення різноманітних експериментів із вирощуванням дослідних зразків та їх повне комплексне дослідження з визначенням механічних властивостей.

Аналіз термодформаційних процесів при адитивному мікроплазмовому порошковому наплавленні жароміцних нікелевих сплавів проводився з

використанням методу скінченних елементів, заснований на припущенні, що тіло можна подати у вигляді набору елементів, з'єднаних один із одним тільки у вузлах. Зв'язок вузлових зусиль із вузловими переміщеннями задається за допомогою матриці жорсткості елемента. Об'єднання матриць жорсткості окремих елементів у глобальну матрицю жорсткості тіла дозволяє записати умови рівноваги тіла. При заданих навантаженнях або переміщеннях розв'язання системи рівнянь рівноваги дає змогу знайти всі вузлові зусилля, а за ними – напруження і переміщення в межах кожного елемента. Дослідження супроводжувалися комп'ютерним моделюванням у середовищі Ansys Mechanical. Розроблені дві скінченно-елементні моделі з'єднань для визначення температурних полів, напружень, деформацій і переміщень з урахуванням особливостей технологічних схем наплавлення мікроплазмово-порошковим способом шарів за двома типами траєкторій «змійка» і «зигзаг». Визначено, що за траєкторією «зигзаг», на відміну від траєкторії «змійка», на діаграмах у поперечному перерізі маємо нерівномірний розподіл температур у поперечному розрізі, особливо це спостерігається посередині наплавленого валика, де зниження температур відбувається до 300-400, що призводить до несплавлення між валиками в корені. Ефективність та надійність розроблених моделей підтверджена промисловими випробуваннями.

Наукова новизна отриманих результатів.

Наукова новизна роботи.

У роботі проведено комплекс теоретичних і експериментальних досліджень, спрямованих на забезпечення механічних та службових властивостей жароміцних нікелевих сплавів при плазмовому вирощуванні заготовок, необхідних для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів (АД). Наукова новизна отриманих результатів дослідження:

1. Отримано подальший розвиток уявлення про вплив способу виготовлення порошків із жаростійких сплавів на фізико-механічні властивості наплавлених зразків, а саме, на прикладі сплаву ЕП648ВІ встановлено, що

використання порошків, отриманих газовим розпиленням розплаву інертним газом, на відміну від відцентрового плазмового розпилення циліндричних заготовок, для адитивного мікроплазмового наплавлення, у яких спостерігається внутрішня аргонова пористість, приводить до суттєвого падіння характеристик міцності та пластичності, унаслідок утворення лінійних ділянок скупчення пор довжиною приблизно 2–3 мм та тріщин, що виникають під час вирощування.

2. Уперше встановлено, що в порошку зі сплаву ЭП-648ВИ при вмісті азоту в кількості $[N] \geq 0,03$ ваг. % або кисню $[O] \geq 0,02$ ваг. % у наплавленому металі при температурі 1100°C фіксується значне зниження його деформаційної здатності ($\epsilon \leq 3,8$ %), що під впливом термічних напруг призводить до виникнення гарячих тріщин, а, як наслідок, у поздовжньому напрямі ми бачимо значне падіння властивостей міцності та пластичності.

3. Уперше встановлено критерій максимального вмісту азоту та кисню в порошку зі сплаву ЭП-648ВИ, який використовують для адитивного мікроплазмового наплавлення, з погляду забезпечення необхідних вимог до механічних властивостей деталей соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів, а саме: $[N] \leq 0,03$ ваг. %, або кисню у $[O] \leq 0,02$ ваг. %.

4. На основі отриманих результатів моделювання теплових процесів та параметрів напружено-деформованого стану під час адитивного мікроплазмово-порошкового наплавлення вперше запропонована оптимальна технологічна схема вирощування об'ємних зразків за траєкторією «змійка», яка за рахунок рівномірного розподілу температур по всіх шарах забезпечує гарантоване сплавлення між валиками по всьому перерізу вирощеної заготовки.

5. Уперше встановлено, що в об'ємних виробів із порошку сплаву ЭП-648ВИ, отриманих адитивним мікроплазмовим наплавленням за траєкторією «зигзаг» спостерігається у поздовжньому напрямі більш ніж удвічі падіння властивостей міцності (що значно поступається технічним вимогам до поковок та лиття), пластичні властивості практично відсутні; при цьому механічні властивості

зразків одержаних за траєкторією «змійка», мають достатньо високий рівень і відповідають вимогам до матеріалів деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів.

Практичне значення одержаних результатів полягає у формуванні технічних вимог до порошку, що використовується при адитивній технології на основі мікроплазмового порошкового наплавлення. Це дозволяє ще на стадії вхідного контролю порошку запобігти при вирощуванні заготовок виникненню гарячих тріщин. Також розроблена методика моделювання пошарове теплових процесів під час мікроплазмово-порошкового наплавлення із застосуванням сучасного програмного комплексу для СЕМ процесів зварювання та наплавлення, яка допоможе на стадії нагрівання та охолодження виробу визначати параметри напружено-деформованого стану та забезпечить віртуальне моделювання процесів наплавлення для заданих параметрів і різних траєкторій наплавлення. Це дозволить обрати оптимальну схему технологічного процесу мікроплазмово-порошкового наплавлення. Результати роботи впроваджені у виробництво на підприємствах АТ «Мотор Січ» та АТ «Івченко-Прогрес» як при ремонті, так і при виготовленні нових заготовок. Зокрема під час ремонту кожуха соплового апарата (СА) двигуна Д18Т (акт упровадження – дивитись додаток 1), при виготовленні заготовок зовнішнього кільця жарової труби зі сплаву ХН60ВТ-ВИ у складі двигуна АІ-450 (акт упровадження – дивитись додаток 2) та кільця зі сплаву ХН50ВМТЮБ-ВИ, що входить до складу турбіни двигуна АІ-222 (акт упровадження – дивитись додаток 3).

Особистий внесок здобувача. Результати теоретичних і експериментальних досліджень, що представлені до захисту, отримані автором самостійно. У роботах, опублікованих у співавторстві, особистий внесок здобувача такий: обґрунтовано та доведено вплив способу виготовлення порошку та його якості на властивості вирощених заготовок, сформовано перелік вимог до порошку та розроблено комп'ютерну модель для дослідження визначення параметрів

напружено-деформованого стану в процесі багатошарового наплавлення та забезпечення віртуального моделювання процесів наплавлення для заданих параметрів і різних траєкторій наплавлення.

Апробація результатів дисертації. Результати наукових досліджень апробовані на XXVI Міжнародному конгресі двигунобудівників у Національному аерокосмічному університеті (Харків, 2021); Міжнародній конференції «Функціональні матеріали в енергетиці» (FMIE-2023) в ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України, XXIX Міжнародному конгресі двигунобудівників у Національному аерокосмічному університеті (Харків, 2024).

Публікації. За темою дисертації опубліковано 14 наукових праць: 8 статей у фахових виданнях України, з яких 1 стаття у виданні, включеному до Міжнародної наукометричної бази даних SCOPUS; 6 тез доповідей на міжнародних наукових конференціях.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, 5 розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел та 3 додатків. Загальний обсяг роботи становить 230 сторінок, у тому числі основного тексту дисертації 173 сторінки, 67 рисунків, 18 таблиць, 6 додатків і список використаних джерел зі 176 бібліографічних найменувань.

РОЗДІЛ 1 СТАН ПРОБЛЕМИ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА ДЕТАЛЕЙ ГТД ІЗ НІКЕЛЕВИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

Аддитивні технології є новими технологіями при виготовленні та ремонті деталей із металу, які в цілій низці випадків можуть замінити класичні способи, такі, як лиття, штампування й поковка. Серед основних переваг цієї технології можна відзначити, що завдяки автоматизованому комп'ютерному управлінню з'являється можливість пошарового виготовлення нового виробу за його тривимірною 3D-моделлю. За такої умови значно скорочуються час і витрати на отримання нового виробу за рахунок виключення проміжних стадій виготовлення оснащення та пресформ. Це створює можливість дослідної реалізації конструкторського проекту (при проєктуванні нових виробів або доопрацювання з метою поліпшення характеристик наявних) з мінімальними витратами через 2–3 тижні [5, 6].

У низці випадків допоможе виготовляти заготовки деталей за рахунок відносно високого КВМ та із суттєвим позитивним економічним ефектом в серійному виробництві.

Попри різноманітність виробів вирощування, джерел енергії, використовуваних матеріалів, донині у світі активно розвиваються і впроваджуються дві принципові технології – «Bed Deposition» та Directed Energy Deposition (DED).

«Bed Deposition» – пошарове вирощування в об'ємі матеріалу. Заготовка деталі вирощується на так званих підтримках і також може спиратися на навколишній, невикористаний матеріал. Найбільш широко використовуваними та перспективними є процеси вибіркового лазерного плавлення (Selective Laser Melting–SLM) та електронно-променевого плавлення (Electron-Beam Melting – EBM). Основна перевага – це можливість отримання виробів із значною геометричною точністю та відносно високою чистотою поверхні. Водночас

потреба використання дорогого і енергетично витратного обладнання та відносно низька продуктивність процесу зумовлюють його високу собівартість [12].

Directed Energy Deposition (DED) – пряме вирощування. Вирощування об'єму відбувається в захищеному середовищі, в атмосфері або у вакуумі. Елементи заготовки опираються лише на підкладку і не мають так званих підтримок. Перевага цього методу полягає у можливості не тільки виготовляти деталі, але й ремонтувати їх. Методом DED можна відновлювати деталі після експлуатації, виправляти дефекти лиття та штампування, а також виготовляти деталі комбінованим методом, тобто, коли частина виробу виготовляється традиційними методами, а далі нарощується. Найбільш широко використовуваними і перспективними є процеси на базі електронно-променевих, лазерних, плазмових і дугових зварювальних технологій [13, 14].

Вибір пошарового МПН як методу вирощування зумовлений конструктивними та технологічними особливостями деталей, що входять до складу турбіни, соплового апарата, жарової труби та камери згоряння ГТД:

1. Відносно великі габарити виробів (діаметр від 500 мм до 1500 мм) вимагають:
 - високу продуктивність процесу вирощування, особливо в умовах виробництва;
 - великі габарити робочої зони.
2. Не вимагається після вирощування отримання високої чистоти поверхні. Це зумовлено тим, що для жароміцних нікелевих сплавів ХН50ВМТЮ-ВИ і ХН60ВТ-ВИ після вирощування з метою отримання необхідної міцності та спеціальних службових властивостей потрібна високотемпературна термообробка (більше 1000°C), тому заготовка деталі під вирощування повинна мати припуски на механічну обробку після термообробки (мінімум 1,5 мм на бік) [15].
3. З огляду на металургійні особливості жароміцних нікелевих сплавів для зниження ймовірності виникнення тріщин треба мати можливість прецизійного

регулювання в процесі вирощування введеного тепла та обмеження перегрівання вирощених шарів [16].

1.1 Основні сучасні уявлення про процес адитивного вирощування заготовок із жароміцних нікелевих сплавів

В основі процесу DED – фізичні, металургійні та технологічні елементи зварювання та наплавлення. Тому процес DED успадковує всі труднощі, що виникають у процесі зварювання та наплавлення жароміцних нікелевих сплавів. Зварювання та наплавлення жароміцних нікелевих сплавів досі є складним завданням і тому перебуває в центрі значної уваги дослідницького інтересу. Однак, це ще ускладнюється, по-перше, через схильність матеріалу до утворення тріщин, що виникають у результаті високої напруги й зміни структури при багаторазовому повторному нагріванні та переплавленні наступних шарів [6, 7, 8]. Окрім того, потрібно відзначити такі характерні ознаки процесу: відносно мала швидкість вирощування та потреба подальшої механічної обробки отриманої заготовки деталі для увідповіднення вимогам цілісності, шорсткості й точності поверхні [9, 10, 11].

Процеси DED, як і звичайні процеси лиття, є первинними процесами формування, оскільки будь-який об'ємний елемент деталі, що виготовляється, хоча б один раз перебував у рідкому стані під час виробництва. Після виготовлення деталі зазвичай застосовується термічна обробка для зняття напруги і корегування мікроструктури. Відповідно до температурно-часової характеристики по всьому технологічному ланцюжку вона має вирішальне значення для кінцевої мікроструктури та механічних властивостей виготовлених деталей. Термічний цикл можна розділити на процес кристалізації із взаємодією рідини із твердим тілом та процес, який протікає у твердому стані після повної кристалізації.

Перші розширені дослідження з обробки жароміцних нікелевих сплавів із вмістом зміцнювальної γ' -фази, отримані за допомогою технології DED, описані

для низки сплавів, зокрема CM247LC, CMSX486 [17], René 80 [18], а також IN738LC [19]. Незалежно від конкретного сплаву, отримані заготовки за допомогою процесу DED мали множинні мікротріщини, що утворилися в процесі вирощування й вимагали гарячого ізостатичного пресування (ГІП) для заліковування несутцільностей та, як наслідок, отримання наплавленого металу без тріщин. Водночас із наявністю мікротріщин у результаті процесу DED для жароміцних нікелевих сплавів із зміцнювальною γ' існує проблема мікророзтріскування під час наступної термообробки [20]. Цей тип тріщиноутворення виникає при високій залишковій напрузі. Таким чином, заготовки деталей, отримані із застосуванням процесу DED, схильні до цього тріщиноутворення, як показано в [17]. Так механічні випробування зразків зі сплаву IN738LC із термообробкою після процесу DED у тому ж режимі, що і після лиття, виявили анізотропні механічні властивості та більш низьку пластичність, аніж у литого матеріалу [19]. Анізотропні механічні властивості є головною проблемою в жароміцних сплавах на основі нікелю, отриманих із застосуванням процесу DED, і виникають через анізотропну зернисту структуру, спричинену процесом [21, 22]. Менша межа плинності пояснюється меншим середнім розміром зерна [17, 19].

Процес затвердіння визначається умовами затвердіння по фронту затвердіння і навколо нього, а також залученими елементами та формувальними фазами. Умови затвердіння є наслідком геометрії ванни розплаву і умов процесу (об'єму рідини, теплового потоку і напрямлення вирощування). У поєднанні з теплофізичними властивостями наявних елементів (розчинність у рідині та твердому тілі, коефіцієнти дифузії тощо) обидва аспекти зумовлюють морфологію фронту затвердіння.

Процеси адитивного наплавлення в порошковому шарі схожі на процеси наплавлення з невеликою ванною та малим часом кристалізації. Розміри ванни розплаву перебувають у діапазоні 10–1000 мкм, а швидкість охолодження може

досягати 106 К/с. Таким чином, теорія зварювання та швидкого затвердіння може застосовуватися для опису умов і механізму затвердіння [23].

Як і більшість складних сплавів – сплави на основі нікелю кристалізуються в діапазоні температур (м'яка зона), зумовлених температурою ліквідусу (початок) і температурою солідусу (кінець затвердіння). Це зумовлено різною розчинністю елементів у рідкому і твердому тілі, що призводить до збільшення виділень з вихідного рідкого складу і до зниження температури ліквідусу в процесі затвердіння [26].

Допоки швидкість дифузії достатньо висока для підтримання термодинамічної рівноваги на фронті затвердіння з фактичною температурою рідини, зберігається плоска морфологія фронту затвердіння і відбувається зростання [27]. Швидкості охолодження в процесах лиття і процесах адитивної обробки у порошковому шарі зазвичай зависокі [28]. Фактична температура на фронті затвердіння падає нижче локальної температури ліквідусу, і термодинамічна рівновага не може підтримуватись. Плоский фронт затвердіння стає нестійким, і починають формуватися клітини. У разі наступного збільшення ступеня конституціонального переохолодження перевага надається дендритній морфології, а не клітинній. Поки тепло розсіюється через тверде тіло, відбувається спрямоване зростання і розвивається стовпчаста комірчаста або стовпчаста дендритна структура затвердіння. Як тільки конституціональне переохолодження стає досить високим, так що відбувається розсіювання тепла через рідину, можуть утворюватись множинні центри зародків утворень і починається рівноважне зростання дендритів [26]. Із збільшенням швидкості затвердіння потенціал для підтримання термодинамічної рівноваги за рахунок дифузії зменшується, а діапазон природного переохолодження збільшується. Це виражається у впливі на структуру затвердіння двох комбінованих параметрів: градієнта температури і швидкості затвердіння. Зі зменшенням величини цього співвідношення збільшується конституціональне переохолодження і режим зростання поступово

змінюється від площинного до стовпчато-клітинного та стовпчато-дендритного, і, нарешті, до рівноважного дендритного. Розроблені різні моделі для прогнозування переходів між різноманітними режимами зростання. Основними параметрами в цих моделях є діапазон затвердіння, швидкість дифузії в рідині й коефіцієнт розподілу [29,30]. Зміна між стовпчастим і рівноважним зростанням найбільш важлива для технічних процесів (наприклад, лиття, зварювання) та відома як зростання від стовпчастого до рівноважного.

Ще однією важливою проблемою, стосовно виробництва деталей із використанням адитивних технологій, є притаманна цьому процесу залишкова напруга. Виникнення залишкової напруги також є досить частим явищем при дуговому зварюванні, а оскільки в основі DED – технологія дугового зварювання, то залишкова напруга утворюється аналогічно до тієї, що виникає під час зварювання. На термічну залишкову напругу у вирощених заготовках з використанням DED мають значний вплив властивості матеріалу, фазові перетворення, теплове розширення, теплопровідність, модуль Юнга та межа плинності матеріалу.

При дуговому зварюванні залишкова напруга виникає у разі впливу неоднорідних теплових полів [24], які сприяють різному розширенню та усадці стисненої деталі. Згідно з Уітерсом і Бухадешіа [25], цю напругу можна поділити за її характерною довжиною на 3 категорії. Здебільшого залишкова напруга, що виникає під час дугового зварювання, належить до категорії Типу I, яка являє собою напругу тривалої дії, що зберігається і врівноважує макроскопічні розміри. Цю напругу можна оцінити за допомогою моделей суцільного середовища, у якому полікристалічна або багатофазна природа матеріалу часто не береться до уваги. Якщо залишкова напруга менша за межу плинності матеріалу, деталь являє собою тільки геометричну деформацію в пружному режимі, яка може бути усунена за допомогою наступної термічної обробки. Коли залишкова напруга локально перевищує межу плинності матеріалу, можлива його пластична деформація, що

робить її здебільшого незворотною. У тих випадках, коли створювана залишкова напруга перевершує межу міцності матеріалу при розтягуванні, очікується залишкова пластична деформація та утворення тріщин. У будь-якому випадку утворення залишкової напруги по всьому об'єму наплавлення матеріалу призводить до втрати геометричних розмірів, а також може сприяти руйнуванню між шарами [26].

Декілька авторів вивчали залишкову напругу в DED процесі як експериментальними методами, так і методами моделювання. Дін та інші [27] працювали з тривимірною термопружною пластиковою кінцево-елементною моделлю для моделювання відкладень по всій дузі DED з метою прогнозування розподілу напруги та спотворень. Теоретичні результати порівнювались із експериментальними випробуваннями, у яких напруга вимірювалась нейтронографічним тензOMETричним сканером. Як результат, залишкова напруга практично однорідна по всій наплавленій стінці, де наступні шари мало схильні до впливу поля напруги, присутньої в попередніх шарах. З іншого боку, саме впродовж вертикального напрямку найбільше проявляється поздовжна залишкова напруга, що описує майже пряму лінію з від'ємним нахилом, саме вона відповідальна за жолоблення деталей. Зокрема, поруч із підкладкою наявна поздовжна залишкова напруга розтягнення, а у верхній частині деталі, поруч із останніми шарами, – напруга стиснення. Крім того, інші автори також вимірювали розподіл залишкової напруги у виготовлених стінових конструкціях і досягли того розподілу напруги, при якому величина напруги може досягати до 70% межі плинності матеріалу [2832].

Існує декілька процедур для зменшення утворення залишкової напруги. Перша методика управління залишковою напругою полягає в оптимальному підборі технологічних параметрів процесу [33] (таких, як струм, напруга, швидкість переміщення, час між шарами і т. ін.). Оскільки вони впливають на термічні цикли, яким піддається деталь та на утворення залишкової напруги.

Проте, у цій сфері досліджень усе ще існує недолік, переважно через труднощі точного вимірювання цієї напруги.

Залишкову напругу також можна контролювати за допомогою оптимальної послідовності планування траєкторії, особливо під час виробництва деталей складної геометрії. Могол та ін. [35] провели тривимірний аналіз на основі кінцевих елементів для вивчення структурних ефектів моделей осадження в дузі DED і дійшли висновку, що стратегія осадження має значний вплив на ступінь і величину залишкової напруги. Так само Chi Zang et al. [36] аналізували залишкову напругу двох деталей однакової геометрії, виготовлених із різними траєкторіями наплавлення, і дійшли висновку, що для кожної деталі необхідні певні стратегії планування траєкторії для отримання високоякісних деталей методом DED-дуги з оптимальною точністю контура і залишковою напругою.

Цянь Чен та ін. [37] запропонували метод оптимізації траєкторії безперервного сканування, при якому конструкція траєкторії враховує термічні цикли, що виникають у деталі, та спрямовує на пом'якшення або мінімізацію залишкової напруги. На сьогодні він протестований тільки віртуально. Практичне випробування не проводилось.

Отже, важливою проблемою, що пов'язана із виробництвом деталей з використанням адитивних технологій, є притаманна цьому процесу залишкова напруга.

1.2 Аналіз причин утворення дефектів наплавленого металу і їх вплив на механічні властивості вирощених заготовок

Як і в інших традиційних виробничих процесах, заготовки, вирощені методом DED також схильні до виникнення дефектів. Наявність дефектів усередині компонента, а також розвиток шкідливої мікроструктури визначають його характеристики і поведінку, що суттєво впливає на механічні властивості й

може призвести до руйнування.

Тому важливо знати, які типи дефектів і які механізми їх утворення можуть виникати в заготовках, отриманих методом DED, щоб розробити та впровадити необхідні заходи для запобігання утворення цих дефектів. Через фундаментальну подібність між DED та процесами зварювання виникнення дефектів також подібне в обох процесах, що являє собою велику перевагу, оскільки існують великі знання з формування дефектів, а також про активні чи пасивні засоби їх запобігання утворення у металургії зварювання.

Найбільш часто виявлені дефекти наплавлення – це тріщини [42], пористість [43], хімічна ліквіація [44], утворення інтерметалідів [45] та часток нерозплавленого порошку [46], які сприяють погіршенню механічних властивостей заготовки. Деякі з цих дефектів, навіть якщо вони мають субмікрометричний розмір, можуть призвести до серйозних наслідків. По суті, мікросегрегація й утворення крихких фаз, таких як інтерметаліди, які збільшують можливість зародкоутворення мікротріщин. Отже, скорочення дефектів має важливе значення.

Виникнення та розповсюдження тріщин у виробі з жароміцних нікелевих сплавів при адитивних технологіях, як і при зварюванні та наплавленні, пов'язані з використанням високоцентрованих джерел енергії, і являють собою суттєву проблему, що знижує якість виробів [47].

1.2.1 Тріщини

Тріщини в деталі можуть бути через відсутність сплавлення або термічної напруги (гарячі тріщини).

У результаті утворення гарячих тріщину у твердому і твердо-рідкому стані висунуто декілька гіпотез їх утворення.

Деяка частина нерозплавленого порошку може залишитися імплантованою

у об'ємі через неоптимальну потужність лазера (променю, плазми, дуги) або надлишкової подачі порошку у ванну розплаву. Ці незаплановані канавки діють як концентратори напруги і можуть сприяти зародженню та розповсюдженню тріщин (див. рис. 1.1). Надмірна швидкість потоку порошку може призвести до того, що занадто багато порошку потрапить до ванни розплаву і просто прилипне до сусідніх ділянок. Проблема полягає в нерозплавленому порошок на поверхні та всередині зразка у вигляді пор або відсутності канавок сплавлення. Використання більш високої потужності наплавлення може сприяти отриманню стабільного сплавлення [48, 49].

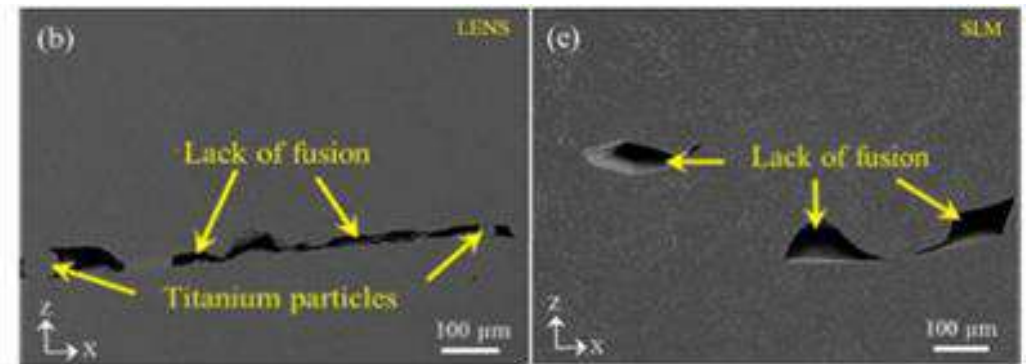


Рисунок 1.1 – Зовнішній вид несплавлiнь

У результаті дослідження утворення гарячих тріщин у твердому і твердо-рідкому стані висунуто декілька гіпотез їх утворення. Одні тріщини отримали назву кристалізаційні, інші – полігонізаційні або вакансійні.

Кристалізаційні тріщини пов'язані із процесом первинної кристалізації зварювальної ванни. Утворюються вони на цьому етапі кристалізації, коли метал зварного шва перебуває у твердо-рідкому стані. Іншими словами, ці тріщини утворюються в інтервалі температур, що перевищують температуру реального солідусу металу шва. Кристалізаційні тріщини носять чітко виражений міжкристалітний характер, розташовуючись по межах стовбчастих кристалів аустеніту, тобто по межах первинної кристалізації. Вони можуть утворюватися і між кристалізаційними шарами при збагаченні зварювальної ванни ліквуючими легуючими домішками, наприклад сіркою.

Коли відбувається зменшення незакристалізованої рідини, що розташовується як плівкові прошарки між кристалітами, у процесі затвердіння зварювальної ванни утворюються кристалізаційні тріщини. Це пояснюється виникненням деформацій, які зосереджуються в твердих перемичках між кристалами [50, 51].

Виникнення або відсутність цих тріщин залежить від низки факторів і насамперед від того, наскільки великий ефективний інтервал кристалізації та ливарні усадки металу шва. Чим більший цей інтервал, тим більші усадки, тим більш сприятливі умови для виникнення тріщин [52, 53].

Виникнення або відсутність кристалізаційних тріщин багато в чому залежить від властивостей материнської рідини, що залишилася на кордонах/межах кристалів до моменту завершення процесу кристалізації зварювальної ванни. Чим нижча в'язкість цієї рідини, чим більше її та чим легше вона переміщується в міждендритних проміжках, у міжвісних просторах, тим менша ймовірність виникнення тріщин.

Виникнення або відсутність кристалізаційних тріщин залежить, нарешті, від запасу пластичності каркасу дендритів у місцях їх зрощення. Чим вища пластичність, чим більша піддатливість каркасу, що зростає з рідини, тим менша ймовірність утворення тріщин.

З огляду на описані уявлення про причини, що призводять до виникнення кристалізаційних тріщин у зварних швах, можуть бути вказані й основні засоби боротьби з ними.

По-перше, такий вплив на процес первинної кристалізації зварювальної ванни, який допоміг би максимально розвинути межі кристалітів і ускладнити роз'єднання їх материнською рідиною.

По-друге, таке зміння хімічного складу металу шва, яке призвело б до значного зменшення ефективного інтервалу кристалізації зварювальної ванни і підвищення температури її реального солідусу.

По-третє, це утворення умов для вільного переміщення материнської рідини і заліковування нею проміжків, що виникають між дендритами під дією деформацій розтягнення [54].

Полігонізаційні тріщини утворюються, мабуть, безпосередньо після завершення процесу затвердіння зварювальної ванни при підсолідусних температурах. Вони розташовуються по полігонізаційних межах, переважно на тих їх ділянках, які збігаються з ділянками твердого розчину, збагаченого домішками, що знижують його пластичні властивості при високих температурах, тобто на тих ділянках, які відповідають колишнім кордонам/межам первинної кристалізації [55].

У результаті нерівноважної кристалізації розплаву зварювального шва у твердій фазі утворюється велика щільність кристалічної ґрати – вакансій і дислокацій, які можуть бути об'єднані у вторинні межі за високих температур.

Згідно з іншою гіпотезою [56], фізика міжкристалічного руйнування матеріалу шва й ОШЗ ідентична. Утворення тріщин у зварювальному шві й ОШЗ пов'язані з темпом виникнення зварювальної напруги і релаксаційною стійкістю зварювального шва.

Фізика зародження і розповсюдження тріщин пов'язана із витратою енергії на утворення нової поверхні в процесі деформації та руйнування матеріалу. Напруга, що виникає при зварюванні визначається енергією в мікро- та макрооб'ємах, що утворюється в результаті висококонцентрованого нерівномірного нагрівання. Зниження показників теплопровідності й температурного коефіцієнту лінійного розширення матеріалу призводить до підвищення рівня міжатомного зв'язку і утворення внутрішньої напруги.

Схильність до утворення гарячих тріщин при зварюванні і наплавленні визначається складом і якістю сплавів, структурними факторами – розміром зерна і структурною неоднорідністю, складом присадних матеріалів і технологією зварювання або наплавлення.

Сплави з великою структурною неоднорідністю, особливо внаслідок

дендритної ліквідації і переважно більш великим зерном, мають підвищену схильність до утворення гарячих тріщин. Структура нікелевих сплавів, що задана збалансованим хімічним складом, не завжди є гарантією гарної тріщиностійкості. Як показує практика і результати досліджень, вибір технології та параметрів режиму наплавлення часто мають вирішальне значення.

Закономірності впливу морфології структури нікелевих сплавів на схильність до тріщиноутворення, що сформульовані в оглядовій роботі [57], традиційні і полягають у тому, що сплави з більшою структурною неоднорідністю, особливо внаслідок дендритної ліквідації, і переважно з більш великим зерном, мають підвищену схильність до утворення гарячих тріщин, особливо в навколошовній зоні (НШЗ).

1.2.2 Пори

Пори зменшують щільність матеріалу і знаходяться на поверхнях і всередині об'єму. Декілька факторів можуть сприяти утворенню пор усередині деталі. Можна виокремити основні з них, такі, як захоплення газу, пористість порошку і відсутність плавлення [59].

Утворення мікропор у наплавленому металі при вирощуванні дещо відрізняється від загальновідомого механізму формування пористості у зварювальних швах [60]. Залежно від кількості енергії, отриманої кожною часткою від перегрітого металу, на момент кристалізації у зварювальній ванні можливі п'ять випадків (рис. 2), що описані в роботі [62]. Три останні з них призводять до несучільностей у наплавленому металі й потім візуально фіксуються при металографічному аналізі:

- частинка з внутрішньою мікропорою не встигає нагрітися до температури $T_{пл}$ і розплавитися;
- вивільнена із внутрішньої несучільності частки порошку бульбашка

газу не встигає спливати на поверхню і формує мікропору;

- за рахунок захоплення газу з верхньої частини ванни, що твердіє

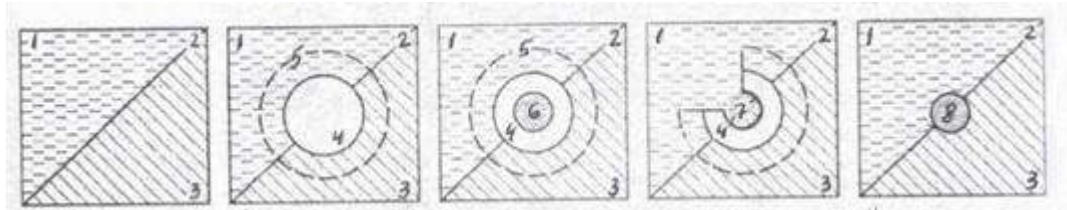


Рисунок 1.2 – Схеми можливих станів порошинок при кристалізації зварювальної ванни: а – повністю розплавлена без пори; б – частка без мікропори не розплавлена; в, г – частка з мікропорою нерозплавлена; 1 – розплавлений метал; 2 – фронт кристалізації; 3 – метал, що закристалізувався; 4 – частка порошку; 5 – можлива ділянка локального переохолодження розплавленого металу і подальшої кристалізації від поверхні частки; 6 – закрита мікропора в частці; 8 – бульбашка газу, із розплавленої частки із закритою мікропорою.

Таким чином, суттєвий вплив на механічні властивості сприяє виникненню дефектів (пори, тріщини) усередині компонента.

Основні механізми утворення пор при адитивному вирощуванні:

- частка з внутрішньою мікропорою не встигає нагрітися до температури $T_{пл}$ та розтоплюється;
- бульбашка газу, що вивільнилася із внутрішньої нещільності частки порошку, не встигає спливати на поверхню і формує мікропору;
- за рахунок газу у верхній частині ванни, що твердне.

На сьогодні невідомо, який з цих процесів домінує.

1.2.3 Виправлення дефектів

При литті, так само як і при адитивному вирощуванні деталей і заготовок, процес кристалізації більшості сплавів супроводжується утворенням внутрішніх

дефектів різного характеру: пори, рихлоти, усадкові раковини та хімічна неоднорідність У результаті формується система різного масштабу, яка негативно впливає на механічні властивості та службові характеристика виробів.

Сьогодні в авіакосмічній галузі передових країн світу актуальною технологією підвищення якості литих деталей є гаряче ізостатичне пресування (ГП) [83]. Сутність технології ГП полягає в одночасному впливі на деталь, яка оброблюється, високої температури і тиску, що створюється в газостаті інертним газом (найчастіше аргонем), що призводить до ущільнення сплаву за рахунок «заліковування пор» [83, 84]. Існують дві гіпотези принципу заліковування пор: за механізмом локальної пластичної деформації, інтенсивної короткочасної повзучості і за механізмом дифузійного зварювання за рахунок дифузійного руху вакансій, що виходять із поверхні пор [85]. Автори дифузійної моделі як причини їх підходу називають відсутність кристалізації під час ГП, яка буває під час пластичного схлопування пори. В основному висока щільність дислокацій при холодній перед-деформації є вирішальним фактором для рекристалізації при високих температурах, тоді гаряча перед-деформація менш небезпечна, тому що в цьому випадку дислокації анігілюються динамічніше [86, 87].

1.3 Оцінка впливу мікроструктури наплавленого металу на властивості вирощених заготовок

Вивчення мікроструктури дозволяє отримати важливу інформацію про динаміку зростання осадження, цілісності й поведінки матеріалу. Можна аналізувати просторове розташування зерен і сегрегацію елементів. Цей клас дефектів сприяє нашому розумінню причинно-наслідкового зв'язку зі змінними процесу і дозволяє нам ухвалити нове рішення для їх пом'якшення.

Мікроструктура кристалічних матеріалів зазнає мікроструктурних змін при підвищених температурах (приблизно $> 0,5 T_{пл}$), які насамперед контролюються

дифузією і призводять до зміни теплофізичних властивостей. Такими мікроструктурними змінами є перебудова дислокацій, зміна структури зерен, виділення або розчинення вторинних фаз. Ці явища узагальнюються під розплавленням, відтворенням і рекристалізацією, а також ростом зерен [63].

До відновлення належать всі процеси, що призводять до анігіляції або переміщення дислокацій без зміни структури зерен. З іншого боку, рекристалізація належить до руху меж під великим кутом, що призводить до реконструкції структури зерна і повного видалення деформованої мікроструктури. Відновлення починається, як тільки рухливість дислокації збільшується зі зростанням температури. Щільність дислокацій зменшується, і можуть утворюватись особливі сітки дислокацій, зокрема малокутові кордони/межі зерен (полігонізація). Матеріали з високою енергією дефекту упаковки, такі як, наприклад, нікель, схильні до відновлення. Порівнянно з відновленням рекристалізація потребує мінімальної температури та певного ступеня пластичної деформації. Оскільки рушійною силою є запасена енергія в дислокаціях. Процес починається із затримкою після інкубаційного часу, тому що спочатку мають утворитися зародки рекристалізації. Зародження може відбуватись за двома механізмами, які призводять до різних розмірів зерен після рекристалізації. У першому випадку межі зерен локально випирають у сусідні зерна, що призводить до локального зростання зерен. Рушійною силою цього локального зростання, наприклад, є різні щільності дислокацій у сусідніх зернах. У другому випадку спостерігається уривчасте зростання субзерен. Цей механізм пов'язує як рекристалізацію, так і відновлення, оскільки очікується, що такого роду зародки будуть формуватися під час відновлення в ділянках із високою щільністю дислокацій [63]. Перший механізм призводить до більш грубої, а другий – до більш дрібнозернистої. Чистий нікель із ступенем деформації 66% починає рекристалізовуватися протягом 1 хвилини при температурі 632 °C [64]. Рекристалізація в суперсплавах на основі нікелю потребує більш високих температур і більш тривалого часу інкубації,

оскільки їй перешкоджають сторонні атоми і вторинні фази. Як показано для Рене 88 в [65], γ' -фаза в суперсплавах може повністю запобігти рекристалізації, що потребує підвищення температури солідусу.

Подібно до рекристалізації, зростання зерен відбувається при високих температурах, але не потребує початкової деформації. Рушійною силою є енергія меж/кордонів зерен, яка менша за енергію, що запасена в дислокаціях. Під час зростання зерна енергія межі зерна знижується за рахунок зменшення загальної площі межі/кордону зерна. Це означає, що рушійна сила стає меншою у міру просування зростання. Більш великі зерна зростають за рахунок менших, так як їх увігнуті межі зерен зростають у напрямку центру викривлення, тобто назовні. Вплив енергії меж зерен також означає, що дрібнозернисті мікроструктури містять велику частку енергії межі, тож більш схильні до зростання зерен [63]. Зростанню зерен в жароміцних сплавах запобігають або уповільнюють вторинними фазами (виділенням γ' -фази, карбідами та оксидами), які закріплюють межі/кордони зерен [66-69]. Це явище відоме як закріплення Зінера [70]. Розрізняють два типи зростання зерна: нормальний і аномальний. При нормальному зростанні зерна середній розмір зерна збільшується, а стандартне відхилення залишається постійним (рис. 1.3, а). розподіл зерен за розмірами зберігає свою форму (самоподібність), та весь процес протікає безперервно.

Аномальне зростання зерен характеризується уривчастою поведінкою, оскільки починають рости тільки вибрані зерна (рис. 1.3, б). розподіл зерен за розмірами втрачає автотодельний характер і стає більш широким бімодальним. Це також відомо як вторинна рекристалізація [63].

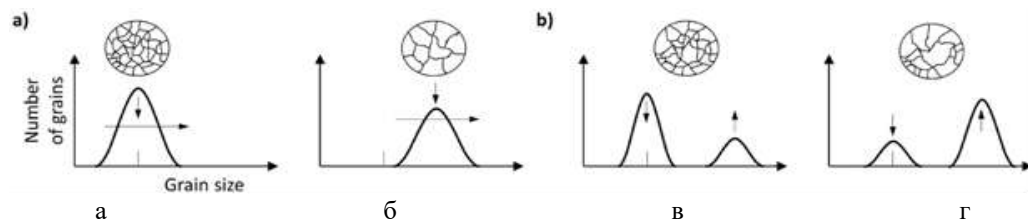


Рисунок 1.3 – Схематичний розподіл зерен за розмірами: (а) нормальне зростання зерен і (б) аномальне зростання зерен [63].

Аномальне зростання зерна може мати різні причини, дві з яких належать до суперсплавів на основі нікелю:

Відібрані зерна можуть зростати швидше при температурах, близьких до температури солідусу вторинних фаз, оскільки можуть локально розчинятися або збільшуватись по різному через різну кінетику [30: с.62].

У мікроструктурах із сильною кристалографічною текстурою нетекстуровані зерна (більші кутові межі зерен) мають більш високу енергію меж зерна і, отже, більш високу рухливість. Ці відібрані нетекстуровані зерна зростають швидше за рахунок текстурованих зерен [71].

Також унаслідок дії високих температур і різних швидкостей охолодження виникає мікроструктурна неоднорідність. Гетерогенні мікроструктури металевих DED розрізняються за типом і розміром зерен залежно від швидкості охолодження й термічної історії. Ця неоднорідність призводить до анізотропних механічних властивостей, таким як непостійні значення твердості. Швидкість охолодження ванни розплаву визначає мікроструктуру, що утворюється в наплавленому шарі. Більш високі швидкості охолодження призводять до більш тонкої мікроструктури. Деякі ознаки невідповідності мікроструктури включають виникнення рівноважного, стовпчастого дендритного зростання. Рівномірної швидкості охолодження можна досягнути за рахунок додаткового тепловідведення та опорних конструкцій. Оптимізований час витримки дуги (плазми, променя) може зменшити випадки направлено зростання зерен. Через температурні градієнти, що існують під час процесу DED, у мікроструктурі деталей може розвиватися анізотропія. Споживана потужність і послідовний циклічний нагрів призводить до утворення різних структур. Мікроструктура змінюється залежно від швидкості, з якою тепло йде під підкладку в нижній частині вирощеної заготовки. Перехід від стовпчастої до рівноосної структури зерен можна пояснити збільшенням швидкості затвердіння. Ці різні швидкості припускають різну механічну поведінку і додають до статичного характеру вирощування. Керований механізм охолодження, що

знижує вплив циклічного нагріву, має допомогти створити узгоджену стовпчасту структуру [72, 73].

1.4 Оцінка впливу якості виготовлення порошку на формування структури та механічних властивостей наплавленого металу вирощених заготовок

Останнім часом у зв'язку з інтенсивним розвитком авіаційної, ракетного космічної, енергетичної та хімічної галузей виникає значна потреба у ремонті та виготовленні об'ємних деталей складної форми з нікелевих та ін. жароміцних сплавів методами 3D друку, наплавлення, високотемпературного паяння, тощо [97-112]. До основних адитивних технологій вирощування та ремонту виробів із жароміцних нікелевих сплавів слід віднести групу методів пошарового плавлення або спікання порошкового шару (PBF Powder Bed Fusion), до якої відносяться процеси: селективного лазерного плавлення і спікання (SLM – Selective Laser Melting, SLS – Selective Laser Sintering), електронно-променевого плавлення (EBM Electron Beam Melting). Іншою групою методів є пряме вирощування (DED Direct Energy Deposition), до якої відносяться процеси прямого лазерного (LDED – Laser Direct Energy Deposition) та плазмового вирощування (PMD – Plasma Metal Deposition), холодного газодинамічного напилення (CS – Cold Spraying), тощо. Всі ці способи у якості витратних матеріалів для формування адитивних шарів використовують сферичні порошки, до яких висуваються суворі вимоги до гранулометричного складу, форми, їх фізико хімічних та технологічних властивостей. Так, наприклад, для процесів SLM та CS використовуються порошки вузької фракції 15 – 45 мкм, EBM 45 – 106 мкм, для LDED 45 – 150 мкм, а для технології PMD фракції 63 – 160 мкм [98-105]. Окрім цього зазначені порошки повинні мати сферичну форму з мінімальною кількістю зовнішніх (сателіти) та внутрішніх дефектів (пори), хороші технологічні властивості (високу текучість, насипну щільність, коефіцієнт сферичності та ін.) та низький вміст газових

сумішей, що забезпечує високу щільність пакування адитивних шарів, зменшення пористості та підвищення механічних властивостей кінцевого виробу [105-129]. Наразі для отримання сферичних металевих порошків для адитивних технологій використовують велику кількість методів, що відносяться до групи газового розпилення розплаву (GA Gas Atomization) [17], відцентрового плазмового розпилення заготовки, що обертається (PREP Plasma Rotating Electrode Process) [101] та плазмового розпилення дровових матеріалів (PA Plasma Atomization) [102]. Всі ці способи мають певні переваги та недоліки, розглянемо їх більш детально.

Як відомо, на цей момент, більше 90% усіх порошків адитивного виробництва отримують методами диспергування розплаву (атомізації) [74]. Основними технологіями отримання таких порошків є газова і відцентрова атомізація:

- газова (струмінь інертного газу) атомізація – розпилення розплаву, що полягає у механічному впливі інертного газу (частіше аргону) підвищеного тиску на струмінь рідкого металу;
- відцентрова атомізація – відцентрове розпилення тонкої плівки розплаву, що утворюється під впливом струменя на торці циліндричної заготовки, що швидко обертається [75].

Численні дослідження структури поверхні гранул порошків, отриманих обома засобами, показали, що всі гранули мають виражену дендритну структуру в усьому діапазоні гранулометричного складу і сферичну форму. Водночас у порошку, що отриманий методом розпилення розплаву струменем інертного газу, є частки витягнутої еліпсоїдної форми і частки із сателітами на поверхні (рис. 1.4). Сателіти є найбільш характерним і неминучим дефектом гранул подібних жароміцних матеріалів, отриманих розпиленням рідкого металу потоком інертного газу [76-78]. На відміну від відцентрового розпилення, де розлітання гранул відбувається на 360 град, факел, що формується при розпиленні аргонем,

направлений уздовж осі колони атомізації для забезпечення максимального «вильоту» гранул без контакту зі стінками для збереження сферичності. За таких умов формування сателітів неминуче, оскільки енергія газового потоку передається частками відповідно до їх маси: найбільш дисперсні гранули, набуваючи більшої швидкості і миттєво кристалізуючись, бомбардують більш великі, частково кристалізовані гранули, що мають меншу початкову швидкість. Якість дефектних гранул збільшується зі збільшенням розмірів часток.

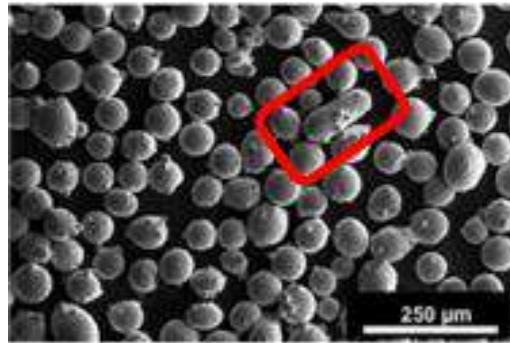


Рисунок 1.4 – Порошок, отриманий методом атомізації струменем інертного газу

Частки порошку можуть містити пори, які утворюються при його отриманні шляхом газового розпилення (див. рис. 1.5). Перенесення таких пор у наплавлений метал вирощуваної заготовки (механізм був описаний в п.1.2.2) деталі призведе до зниження механічних властивостей. При формуванні порошку рідкий метал взаємодіє із інертним газовим середовищем під час розпилення, що призводить до уловлювання значної кількості газу всередині часток, незалежно від сплаву або технології виробництва. Усадка, що відбувається під час затвердіння, утворює більш дрібні порожнечі. Серія досліджень, проведених Чжун та ін., показала, що порошок, отриманий відцентрованою атомізацією дає меншу пористість, аніж порошок, отриманий газовою (струмінь інертного газу) атомізацією [79]. Взаємодія рідкого металу з інертним середовищем, призводить до захоплення газу всередині часток.

Раніше проведені дослідження показали, що порошки з фракцією до 40мкм

мають щільну структуру, а порогом виникнення пористих гранул є поріг 60 мкм. У великих фракціях трапляються частки, що характеризуються замкненою пористістю, і їх кількість збільшується із розмірами гранул [90].

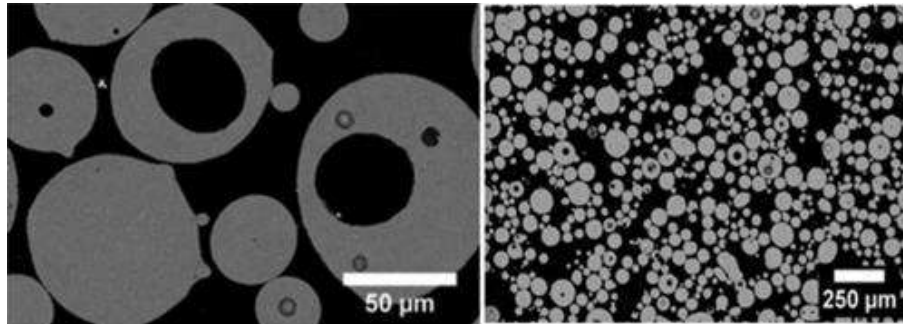


Рисунок 1.5 – Зовнішній вигляд розпиленого порошку, що має пористість

Отже, необхідно оцінити вплив методу виготовлення порошку на його якість. Проаналізувати закономірності утворення технологічної спадковості в системі «присадний порошок – наплавлений метал» та його вплив на властивості вирощених заготовок.

1.5 Основні параметри процесу адитивного вирощування та їх вплив на властивості вирощених заготовок

Сприятлива структура, задана збалансованим хімічним складом, не завжди є гарантією гарної тріщиностійкості нікелевих сплавів [58]. Як показує практика і результати лабораторних досліджень [57], вибір технології і особливо параметрів режиму наплавлення часто мають вирішальне значення.

Специфіка перенесення, нагріву і плавлення присадного матеріалу (порошку) насамперед суттєво технологічно відрізнять мікроплазмове порошкове наплавлення від інших способів наплавлення.

При зіставленні основних характеристик процесів нагрівання, плавлення і перенесення металу при плазмово-порошковому та дуговому наплавленні можна

виділити особливості процесів, що впливають на формування наплавленого шару, його структуру та властивості.

Передусім, при плазмово-порошковому та дуговому наплавленні перебіг цих процесів визначають різні фактори. Так, при дуговому наплавленні характер перенесення електродного металу (великокрапельний, дрібнокрапельний, струменевий і т. ін.) залежить від сукупності багатьох сил, що діють на рідку краплю на торці електрода. Основні з них – сила тяжіння, сила поверхневого, натягу, електромагнітна сила, реактивний тиск парів, аеродинамічна сила, тиск газів і парів, що утворюються всередині крапель та ін. [85]. Значення цих сил та напрямок їх рівнодійної значною мірою залежать від режиму горіння дуги, складу електродного металу та захисного середовища, стану поверхні й діаметра електрода, характеристик джерела струму та ін. Через ці причини маса крапель металу, що відриваються від електрода, та частота їх переходу можуть змінюватись в дуже широких межах.

При плазмовому наплавленні, навпаки, характеристики руху порошку в плазмовій дузі ніяк не пов'язані з силою струму та напругою дуги, фізичними властивостями присадного матеріалу, а однозначно визначаються гранулометричним складом та масовою швидкістю подачі порошку. Маса частинок порошку у 3–5 разів менша за масу крапель електродного металу, а частота їх переходу при рівній продуктивності наплавки настільки ж більша (див. табл. 12). Тому при плазмовому наплавленні є виключно рівномірне та дрібнодисперсне перенесення присадного металу через дуговий проміжок. Ця обставина, разом із високою стабільністю самої плазмової дуги, сприяє доброму формуванню наплавленого металу. Якщо наплавлення виконують без коливань плазмотрону, то наплавлений валик практично не має лусочок, що характерно для дугового наплавлення.

Питома поверхня порошоків, що застосовують для плазмового наплавлення, на 1–2 порядки більша питомої поверхні електродних крапель, але під час

перебування в дузі частинок порошку значно менше часу існування крапель. Тому значення таке саме, як при дуговому наплавленні.

При дуговому наплавленні (зварюванні) нагрівання електродного металу відбувається переважно за рахунок тепла, що виділяється у приелектродній ділянці дуги [91]. У діапазоні звичайних режимів швидкість наплавлення електрода пропорційна силі струму дуги. Температура крапель електродного металу завжди значно перевищує його температуру плавлення.

При плазмово-порошковому наплавленні діє принципово інший механізм перенесення і нагрівання присадного металу, внаслідок чого середня температура частинок порошку, що надходять до зварювальної ванни, змінюється в більш широкому діапазоні, аніж температура крапель електродного металу, - від $(0,2 \dots 0,3)T_{пл}$ до $T_{кип}$. Причому керувати нагріванням порошку, як і його масовою швидкістю подачі, можна, на змінюючи потужності дуги.

Відсутність жорсткого зв'язку між силою струму та продуктивністю розплавлення присадного металу є однією із найважливіших особливостей наплавлення порошком. Слід також зазначити, що, якщо, при дуговому наплавленні коефіцієнт пропорційності між силою струму та масовою швидкістю плавлення електроду (коефіцієнт розплавлення α_p) залежить тільки від властивостей самого електроду та енергетичних характеристик приелектродної ділянки дуги, то при плазмовому наплавленні максимальна продуктивність наплавлення присадного металу (при заданій силі струму) суттєво залежить також від факторів, що визначають теплову обстановку у зварювальній ванні: теплофізичних властивостей і температури підігріву основного металу, маси деталі, що наплавляється, швидкості наплавлення та ін. Пояснюється це тим, що в останньому випадку частина теплової міцності дуги, що вкладається в основний метал, має витратитися на плавлення присадного порошку, який надходить до зварювальної ванни, нагрітим нижче $T_{пл}$. Тому, чим менша інтенсивність

відведення тепла від зварювальної ванни до основного металу, тим більша кількість порошку може бути розплавлена при незмінній силі струму дуги.

Очевидно, що питому продуктивність плазмового наплавлення (коефіцієнт наплавлення α_H) можна змінювати від нуля до деякої максимальної для цих умов величини, яка визначається гранулометричним складом і теплофізичними властивостями порошку, конструкцією та режимом роботи плазмотрону, а також характеристиками деталі, що наплавляється.

Значна нерівномірність нагрівання порошку в дузі, наявність у порошку, що потрапляє у зварювальну ванну часток, що не розплавився повинні позначатися на розмірах і температурі ванни, а також на характері її кристалізації.

При зіставленні результатів досліджень нагрівання порошку в дузі та даних за температурою та геометричними розмірами зварювальної ванни (див. розділ 2.4) встановлена кореляція теплового стану порошку та параметрів ванни. Зниження температури порошку, а також збільшення подачі порошку до ванни, нагрітого нижче за її температури, призводять до зниження перегріву рідкого металу та зменшенню проплавлення основного металу. Отже, можливість регулювання нагріву порошку при плазмовому наплавленні створює передумови управління формою та розмірами ванни, кристалізацією шару, що наплавляється.

Дрібні фракції, що пролітають через полум'яну дугу, розплавляються, а великі встигають нагрітися до температури близької до температури плавлення та водночас потрапляють до зварювальної ванни у твердому стані. У головній частині ванни вони плавляться під дією теплоти плазмової дуги, а в хвостовій прискорюють охолодження, діючи як мікрохолодильники. У цьому випадку буває підохолодження ванни – зменшується середня температура ванни і, що дуже характерно, глибина проплавлення основного металу. Великі частинки, що не розплавився, можуть ставати додатковими центрами кристалізації, хоча на практиці у шарі, що закристолізувався, нерозплавлені частинки присадного металу спостерігаються дуже рідко.

Ступінь впливу частинок присадного матеріалу на мікроструктуру наплавленого металу повинна залежати від розмірів (маси) частинок, їх форми і температури нагріву, а також від частки великих фракцій у порошку. Вплив великих фракцій аналогічно до дії додаткової присадки у формі крупки або гранул, що вводяться до зварювальної ванни при дуговому зварюванні під флюсом та інших процесах [80, 81].

Утворення додаткових центрів кристалізації подрібнює структуру та надає їй орієнтований характер, що може сприяти поліпшенню експлуатаційних властивостей наплавленого металу.

Основною характеристикою плазмової дуги як джерела тепла є її ефективна теплова міцність.

$$q_B = 0,24\eta_B UI, \quad (1)$$

де η_B – ефективний ККД нагріву виробу; U, I – відповідно напруга та сила струму дуги.

Величина η_B значною мірою залежить від конструкції плазмотрона та параметрів його роботи – сили струму та напруги дуги, складу та витрат газів, діаметра сопла та ін.

Найбільш важливою особливістю плазмотронів для наплавлення є наявність додаткового (зовнішнього) сопла, яке разом із внутрішнім соплом утворює кільцеву камеру, що забезпечує розподільне осесиметричне введення порошку в дугу. Унаслідок чого дуга має порівняно довгу внутрішньо соплову ділянку. Окрім того, більша частина стовпа дуги плазмотрону обдувається концентричним потоком транспортувального газу, витрата якого набагато (зазвичай у 2–4 рази) перевищує витрату плазмоутворювального газу.

Ефективний ККД нагріву виробу η_B у дослідженому діапазоні значень сили струму дуги перебуває в межах від 55 до 80%. Це близько до η_B плазмотронів для зварювання та різання [86, 87]. При підвищенні сили струму він помітно знижується, що пов'язано із зростанням витрат тепла (передусім, у соплах

плазмотрона) унаслідок збільшення діаметра дуги. Коефіцієнт зосередженості теплового потоку практично не залежить від сили струму дуги. Вирішальний вплив на нього надає діаметр каналів сопел і щонайменше витрата плазмоутворювального газу.

Зі збільшенням витрат плазмоутворювального газу всі теплові характеристики дуги – (q_B, η_B, k) поліпшуються, однак водночас збільшується тиск дуги на зварювальну ванну, а з ним і проплавлення основного металу.

Тому при наплавленні витрату плазмоутворювального газу доводиться підтримувати на мінімальному рівні, достатньому для забезпечення стабільного горіння дуги та надійної роботи плазмотрона.

Транспортувальний газ впливає на теплові характеристики дуги значно менше, ніж плазмоутворювальний. При збільшенні його витрати дещо підвищується Q_B , знижується η_B та збільшується k . Склад газу впливає на всі теплові характеристики плазмової дуги.

Зміна відстані між плазмотроном та виробом у межах від 5 до 20 мм мало впливає на теплові характеристики дуги: з її збільшенням спостерігається деяке підвищення q_B при одночасному зниженні η_B та k .

Збільшення ступеня стиснення стовпа дуги стінками каналу сопла призводить до зростання напруги дуги, підвищення ефективної теплової міцності дуги і, як уже зазначалось, коефіцієнта зосередженості питомого теплового потоку.

Тепловий потік до основного металу можна подати як суму

$$q = q_0 + S_{\text{пр}} G_{\text{пр}}, \quad (2)$$

де q_0 – ефективна теплова міцність дуги без порошку; $S_{\text{пр}}$ – середній масовий тепловміст порошку, що надходить до зварювальної ванни; $G_{\text{пр}}$ – маса порошку, що надходить до зварювальної ванни за одиницю часу.

Теплове джерело ефективної міцності q розплавляє за одиницю часу кількість основного металу [153]:

$$Q_{\text{о.м.}} = q\eta_t / S_{\text{пл.о.м.}}, \quad (3)$$

де $S_{\text{пл.о.м.}}$ – тепловміст основного металу при температурі плавлення, включаючи приховану теплоту плавлення; η_t – термічний ККД процесу проплавлення, що визначається як функція безрозмірного критерію:

$$Q_{\text{о.м.}} = qV / \alpha^2 \rho S_{\text{пл.о.м.}}, \quad (4)$$

де V – швидкість наплавлення; α – коефіцієнт температуропровідності; ρ – щільність основного металу.

Плавлення основного металу відбувається у головній частині зварювальної ванни. Тут відведення тепла від дуги перевищує її відведення у твердий метал. При плазмовому наплавленні сюди надходять частинки порошку, температура яких може бути нижчою за температуру плавлення. У цьому випадку порошок охолоджує головну частину ванни і за рахунок цього зменшує проплавлення основного металу.

Знання теплового стану, форми і розмірів ванни рідкого металу при наплавленні відкриває шляхи до керування формуванням шарів заданих розмірів, а також структурою та властивостями наплавленого металу.

Питанням вивчення теплового стану і геометричних розмірів ванни рідкого металу при різноманітних засобах зварювання і наплавлення присвячено багато робіт [91-97 та ін.], однак відомостей, що характеризують стадію ванни при плазмово-порошковому наплавленні, мало. Водночас цей процес вигідно відрізняється від багатьох інших процесів наплавлення у зв'язку з можливістю незалежного подання до ванни присадного порошку, тепловміст і кількість якого можна регулювати у широких межах [87].

При плазмовому наплавленні із зростанням сили струму, а отже, і ефективною тепловою міцністю дуги, зварювальна ванна інтенсивно збільшується, її тепловміст і середня температура зростають.

Зі збільшенням швидкості переміщення плазмотрона, що еквівалентно зменшенню погонної енергії, середня температура ванни підвищується, а її маса і розміри стають меншими, переважно за рахунок хвостової частини.

При збільшенні розмаху поперечних коливань плазмотрона середня температура ванни є практично постійною, ширина валика різко збільшується, з тією ж інтенсивністю зменшується довжина ванни, а площа дзеркала ванни та глибина проплавлення основного металу змінюються мало. Збільшення частоти коливань плазмотрона призводить до підсилення перемішування рідкого металу та, як наслідок, збільшення конвективної тепловіддачі ванни. Її температура зі зростанням частоти знижується, зменшується глибина проплавлення основного металу, інші розміри ванни майже не змінюються.

Збільшення витрати присадного порошку впливає на різноманітні параметри ванни неоднозначно: маса ванни збільшується, її довжина і ширина залишаються практично незмінними, глибина проплавлення і середня температура зварювальної ванни знижуються. Загальний тепловміст ванни рідкого металу зростає, вочевидь, за рахунок більш повного використання теплової міцності дуги.

При збільшенні середнього діаметра частинок порошку середня температура ванни знижується. Незначно зменшується маса ванни і суттєво знижується глибина проплавлення основного металу. Отримані результати однозначно пов'язані із зменшенням нагрівання порошку в дузі.

Формування уявлень про діапазон енергетичних показників та узагальнених параметрів мікроплазмового порошкового наплавлення (МПН), дозволяють забезпечити такий рівень і засоби дозування тепловкладень у виріб, при яких одночасно забезпечується якісне формування наплавлюваного металу і технологічна міцність зварного з'єднання «основний-наплавлений метал». Під забезпеченням технологічної міцності маємо на увазі відсутність виявлення схильності вищезазначеного нікелевого жароміцного сплаву із вмістом до

утворення тріщин при зварюванні плавленням і при наступних термічних обробках [80-81].

Основні параметри процесу МПН: струм наплавлення, витрата порошку, витрата плазмоутворювального газу (аргону), витрата захисного газу.

На теплову міцність плазми впливають такі параметри, як струм наплавлення і витрати плазмоутворювального газу.

Аномальна теплова міцність плазми може призвести до скорочення глибини або площі ванни розплаву, що сильно впливає на якість вирощування. Міцність нижча за оптимальну призводить до несплавлення. Надлишкове тепло вкладення призводить до жолоблення, підвищених залишкових деформацій і виникнення мікротріщин.

Швидкість подання порошку має бути співмірна із міцністю плазми та швидкістю вирощування. Надлишкова подача порошку може призвести до нерозплавленого матеріалу, що від'ємно позначиться на цілісності матеріалу. Неоптимальна подача порошку призводить до надмірних проблем, що пов'язані з нагрівом, таким як геометричні дефекти, такі як жолоблення, хвилястість тощо [80].

Надлишкова швидкість газу може призвести до підвищеного захоплення газу, що призводить до пористості. Неоптимальна швидкість потоку може призвести до неналежного екранування, а отже, до окислення ванни розплаву і деталі. Динаміка газового потоку може впливати на окислення поверхні деталі. Аномалії у витраті газу можуть виникати через неправильне налаштування, неоптимальні параметри, помилки датчиків та несправності на лінії подачі [82].

Суттєвим фактором зниження схильності до утворення гарячих тріщин при наплавленні є вибір режиму із меншою швидкістю наплавлення.

Зниження схильності до утворення гарячих тріщин при зменшенні швидкості наплавлення пов'язано із зниженням зварювальної напруги і зростанням релаксаційної стійкості сплавів. При наплавленні на малих швидкостях

зменшується швидкість кристалізації наплавлення, збільшується її площа і ширина, зростає високотемпературна навколошовна зона, що викликає зниження інтенсивності нарощення зварювальної напруги, яка релаксується в більшому об'ємі шва і НШЗ. Крім того, із зменшенням швидкості наплавлення знижується температурний градієнт у зварювальному з'єднанні, що викликає падіння рівня зварювальної напруги.

1.6 Висновки, мета/цілі та задачі дослідження

Аналіз сучасного стану проблеми адитивного вирощування заготовок із жароміцних нікелевих сплавів дозволяє зробити такі висновки:

1. Використання адитивного вирощування заготовок допоможе значно скоротити час і витрати на отримання нового виробу за рахунок виключення проміжних стадій виготовлення оснащення і пресформ, а також отримати економічний ефект при виготовленні заготовок деталей у серійному виробництві за рахунок відносно високого КВМ, замість поковки.

2. Суттєвий вплив на механічні властивості мають дефекти (пори, тріщини) всередині компонента, а також виникнення шкідливої мікроструктури.

3. Основні механізми утворення пор при адитивному вирощуванні:

– частка з внутрішньою мікропорою не встигає нагрітися до температури $T_{пл}$ та розплавлюється;

– бульбашка газу, що вивільнилася із внутрішньої нещільності частки порошку, не встигає спливати на поверхню і формує мікропору;

– за рахунок газу у верхній частині ванни, що твердне.

4. Тріщини в деталі з'являються через відсутність сплавлення або термічної напруги (гарячі тріщини). Схильність до утворення гарячих тріщин при зварюванні і наплавленні визначається складом і якістю сплавів, структурними факторами – розміром зерна і структурною неоднорідністю, складом присадних

матеріалів і технологією зварювання та наплавлення.

5. Вивчення мікроструктури дозволяє отримати важливу інформацію про динаміку процесу усадки та цілісності матеріалу. Мікроструктура кристалічних матеріалів у процесі вирощення зазнає мікроструктурних змін при підвищених температурах. Ці явища узагальнюються під розплавленням, відновленням і рекристалізацією, а також зростанням зерен.

6. Також унаслідок дії високих температур і різних швидкостей охолодження виникає мікроструктурна неоднорідність. Ця неоднорідність призводить до анізотропних механічних властивостей.

7. Закономірності впливу морфології структури нікелевих сплавів на виникнення тріщин, полягає в тому, що сплави з більшою структурною неоднорідністю більш схильні до утворення гарячих тріщин, особливо у навколошовній зоні (НШЗ).

8. Сприятлива структура, задана збалансованим хімічним складом, не завжди є гарантією гарної тріщиностійкості нікелевих сплавів. Як показує практика і результати лабораторних досліджень, вирішальне значення, щодо структури наплавленого металу, його тріщиностійкості, має вибір технології та особливо параметрів режиму наплавлення.

Отже, з метою забезпечення необхідних для надійної експлуатації механічних та фізичних властивостей заготовок деталей ГТД, отриманих адитивним вирощуванням із жароміцних нікелевих сплавів, треба виконати такі завдання:

1. Сформувані технологічні вимоги до порошку, що використовується при адитивній технології на базі мікроплазмового порошкового наплавлення. Для цього треба оцінити вплив на формування структури та механічні властивості наплавленого металу:

- фракційний склад порошку;
- хімічний склад порошку;

- вміст кисню та азоту в порошок;
 - наявність дефектів у порошок, зокрема кисневих включень, пор.
2. Оптимізувати режими багат шарового наплавлення методом МПН при адитивному вирощуванні. Для цього треба:
- вивчити закономірності керування формою наплавленого валика;
 - провести числовий аналіз впливу технологічних факторів наплавлення методом МПН на напружено-деформований стан у процесі шарового вирощування;
 - сформулювати технологічні критерії побудови режимів багат шарового мікроплазмового порошкового наплавлення для адитивних технологій 3D-вирощування.
3. Провести промислове випробування розроблених нововведень.

РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Методика досліджень порошків

Об'єктами досліджень були порошки з жароміцного сплаву на нікелевій основі ХН50ВМТЮБ-ВИ (ЭП648ВИ), отримані такими засобами: атомізація холодним та гарячим струменем інертного газу та плазмова відцентрова атомізація. Розмір часто 63...160 мкм.

Дослідження зовнішнього вигляду порошків проводились за допомогою стереомікроскопу «Stemi 2000-C» (Carl Zeiss, GmbH).

Відбір проб для хімічного аналізу проводили відповідно до вимог ГОСТ 23148. Маса наданої проби не менше за 50 г.

Хімічний склад порошків визначали відповідно до нормативних документів: ГОСТ 17745, ОСТ 1 90134, ОСТ 1 90136, ОСТ 1 90137, ОСТ 1 90138.

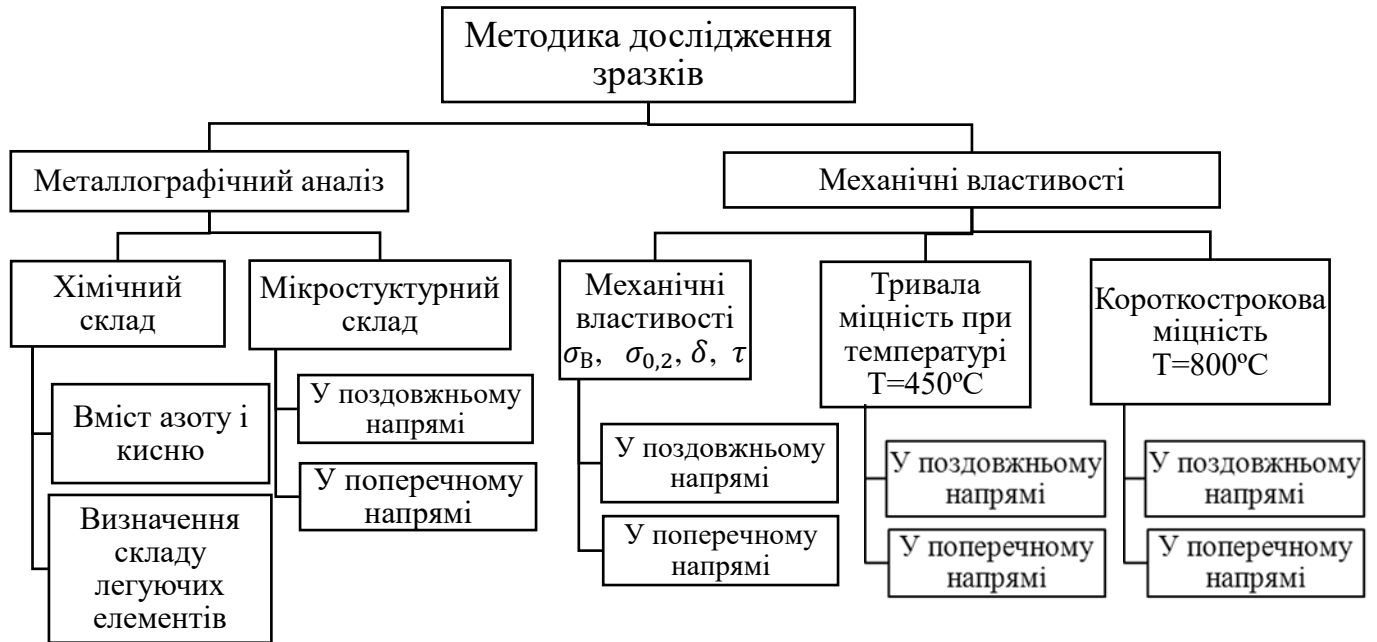
Наявність неметалевих включень і забруднень у порошках визначали шляхом зовнішнього огляду без застосування збільшувальних приборів.

Для кількісної оцінки кисню в порошках використовували метод вакуумної екстракції відповідно до ДСТУ ISO 4491-4:2016.

Газоаналізатор кисню й азоту ТС 500 (фірма LECO).

Перед завантаженням у дозатор установки всі порошки пройшли операцію просушування в печі (температура – 250° С, упродовж 1 години).

Металографічні дослідження поперечних мікрошліфів порошків проводились на оптичному металографічному мікроскопі «Axio Observer MAT. D1m» німецької фірми Carl Zeiss, GmbH та растровому електронному мікроскопі JEOL JSM-IT300LV з приставкою для рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА).



2.2 Методика адитивного вирощування зразків

Виготовлення зразків (розмір $130 \times 70 \times 14$ мм) здійснювали адитивним вирощуванням методом плазмового порошкового наплавлення (МПН) на спеціалізованій роботизованій установці STARWELD 190H.

Принципова схема мікроплазмового порошкового наплавлення (МПН) подана на рис. 2.1. Наплавлювальний матеріал у вигляді порошку вноситься транспортувальним газом у стовп мікроплазмової дуги, що формується в середовищі аргону за допомогою каналу плазмоутворювального сопла. Нагріваючись у стовпі дуги, порошок переноситься у зварювальну ванну, що утворюється під впливом теплового потоку мікроплазмової дуги на виробі.

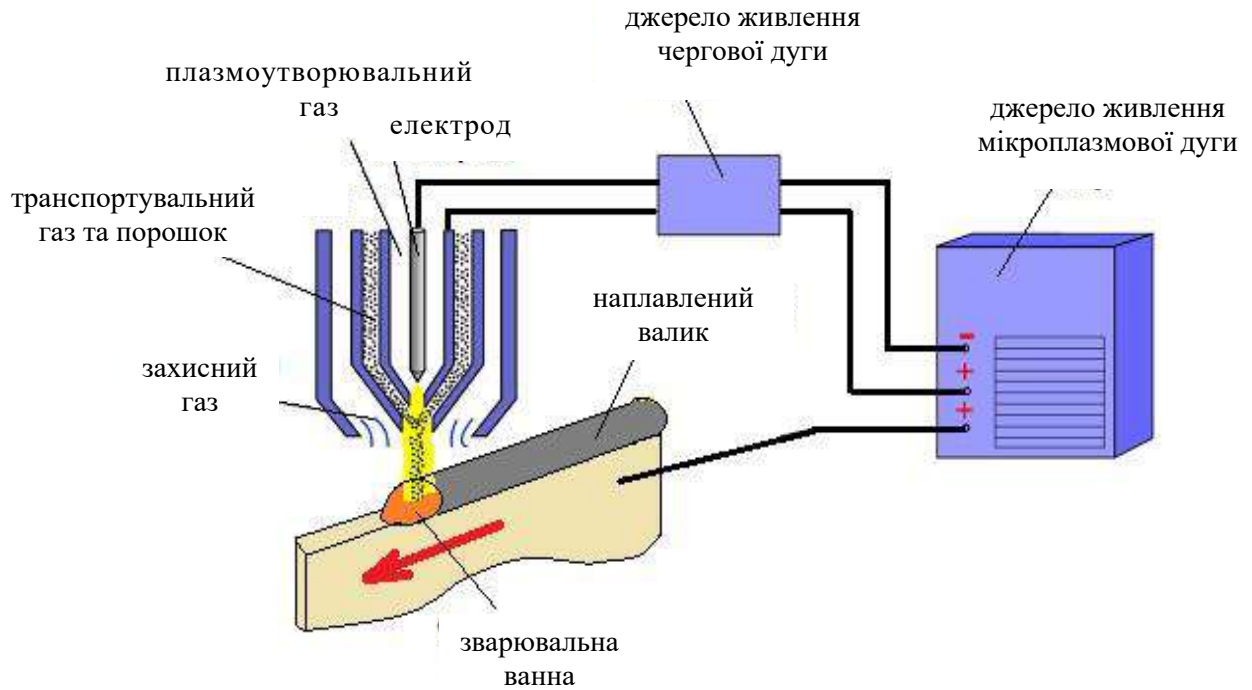


Рисунок 2.1 – Схема процесу МПН

Спеціалізована роботизована установка STARWELD 190H для МПН (рисунок 2.2) складається з таких частин:

- плазмотрон НРН 80;
- джерело живлення чергової дуги INV 50;
- джерело живлення основної дуги INV 190;
- блок подачі газу GT-R5-20 (транспортувального і захисного газу);
- блок подачі плазмоутворювального газу GT-S 5;
- блок водяного охолодження LT-01;
- живильник для подачі порошку PR-S2;
- блок управління SIEMENS Simatic S 7-300;
- робот CR3-535M (MITSUBISHI);
- маніпулятор;
- контролер MELFA CR3-535M (MITSUBISHI).



Рисунок 2.2 – Зовнішній вигляд роботизованої установки STARWELD 190H

Вирощування зразків проводили на режимах наплавлення, що представлені у таблиці 2.1 на підкладці, яку виготовлено зі сталі 20, відповідно до ескізу, представленого на рисунку 2.4.

Таблиця 2.1 – Режими наплавлення

Параметр режиму наплавлення	Величина
Струм наплавлення, А	55-60
Діаметр вольфрамового електроду, мм	2,4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2,0
Час імпульсу, мс	300/160
Струм імпульсу, А	2
Швидкість наплавлення, мм/сек	1,8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0,8-1,0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон), л/хв	0,8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3,2
Висота наплавленого шару, мм	1,5
Витрата порошку, г/хв	2,7-3,2
Фракція порошку, мкм	63-160

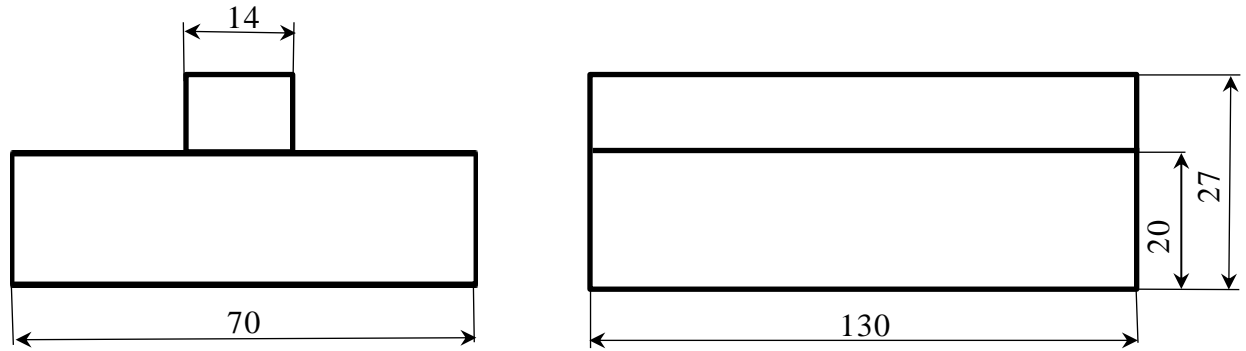


Рисунок 2.4 – Ескіз підкладки для вирощування зразків

2.3 Металографічний аналіз вирощених зразків

Хімічний склад вирощених зразків визначали спектральним методом з використанням оптико-емісійного спектрометра SPECTROMAX (фірма SPECTRO) за стандартними методиками відповідно до ГОСТ19863.1-19863.12.

Вміст азоту та кисню у наплавленому металі визначали відповідно до ТС 500 (фірма LECO).

Макроструктурний аналіз проводився на шліфах, виготовлених із вирощених зразків, у поздовжньому та поперечному напрямках після травлення у реактиві ФРІ.

Зразки після вирощування піддавали термообробці за двома режимами (для деформованого стану):

Режим 1:

гартування: $T_{\Gamma}=1140\pm 10$ °С, $\tau=4$ год., охолодження у повітрі;

старіння: $T_{\text{СТ.}}=900$ °С, $\tau = 16$ год., охолодження у повітрі.

Режим 2:

гартування: $T_{\Gamma}=1140\pm 10$ °С, $\tau=4$ г, охолодження у повітрі;

старіння: $T_{\text{СТ.}}=700$ °С, $\tau=16$ г, охолодження у повітрі.

Мікроструктурний аналіз проводився на шліфах, виготовлених із вирощених зразків, у повздовжньому та поперечному напрямках до та після термообробки після травлення у реактиві для електротравлення жароміцних сплавів ($\text{H}_3\text{PO}_4 - 800\text{мл} + \text{CrO}_3 - 100\text{мл}$).

Металографічне дослідження поперечних шліфів проводилося на оптичному металографічному мікроскопі «Axio Observer MAT. D1m» німецької фірми Carl Zeiss, GmbH та растровому мікроскопі EOL JSM-IT300LV з приставкою для рентгеноспектрального мікроаналізу (PCMA).

2.4 Методика встановлення механічних властивостей

Зразки після термічної обробки у повздовжньому та поперечному напрямі відносно шарів вирощування (рис. 2.5).

Механічні властивості сплаву, отриманого методом адитивного вирощування мікроплазмовим порошковим наплавленням, встановлювали на стандартних циліндричних зразках за ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение, ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение, ГОСТ 10145-81 Металлы. Методы испытания на длительную прочность (см. рис.2.6).

На виготовлених зразках (див. рис. 2.7) визначали механічні властивості (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) при кімнатній температурі, механічні властивості (σ_b , δ , ψ) при температурі 800°C (короткострокові) та тривалу міцність при $T = 450^\circ\text{C}$ 1 за ГОСТ 10145-81 Металлы. Методы испытания на длительную прочность.

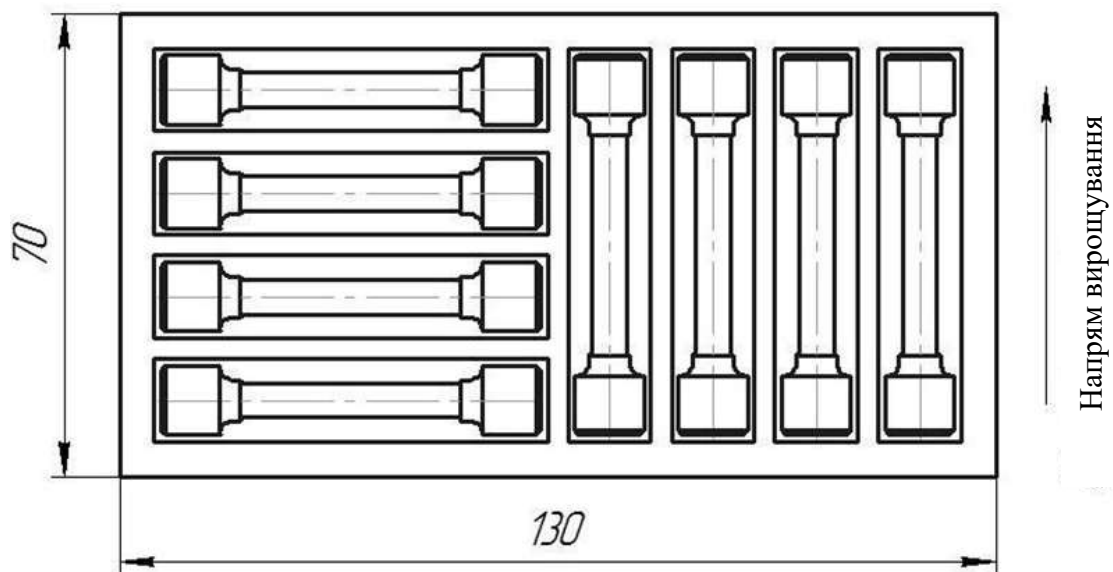


Рисунок 2.5 – Схема різання зразків для механічних випробувань

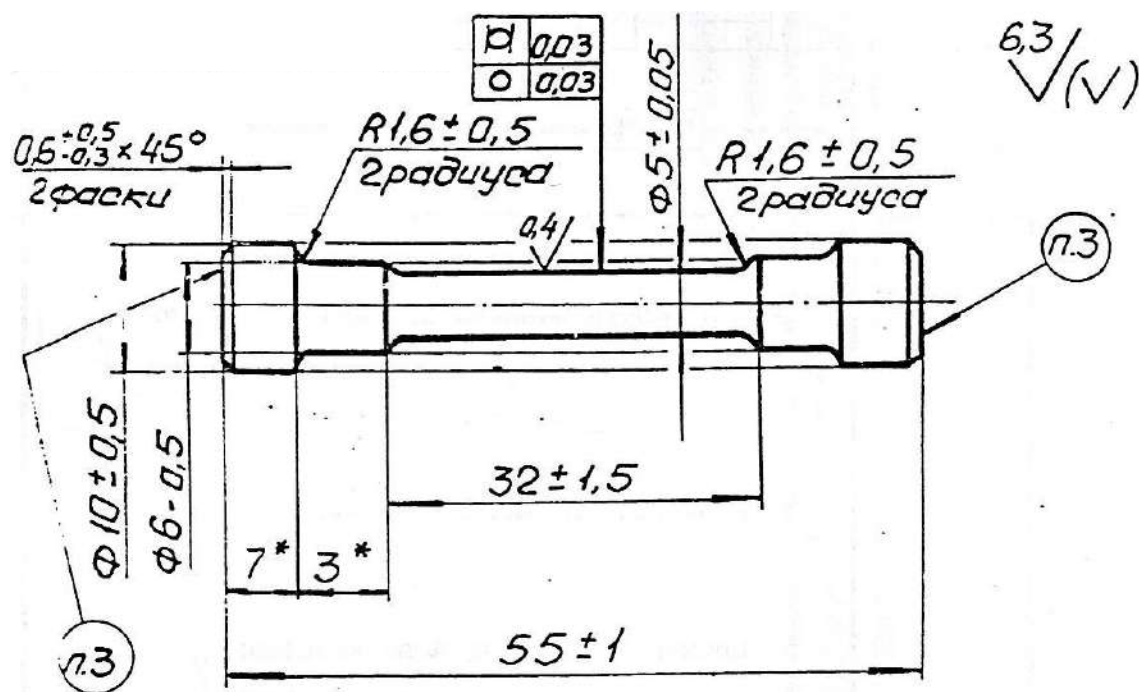


Рисунок 2.6 – Зразок для випробувань на розтягування

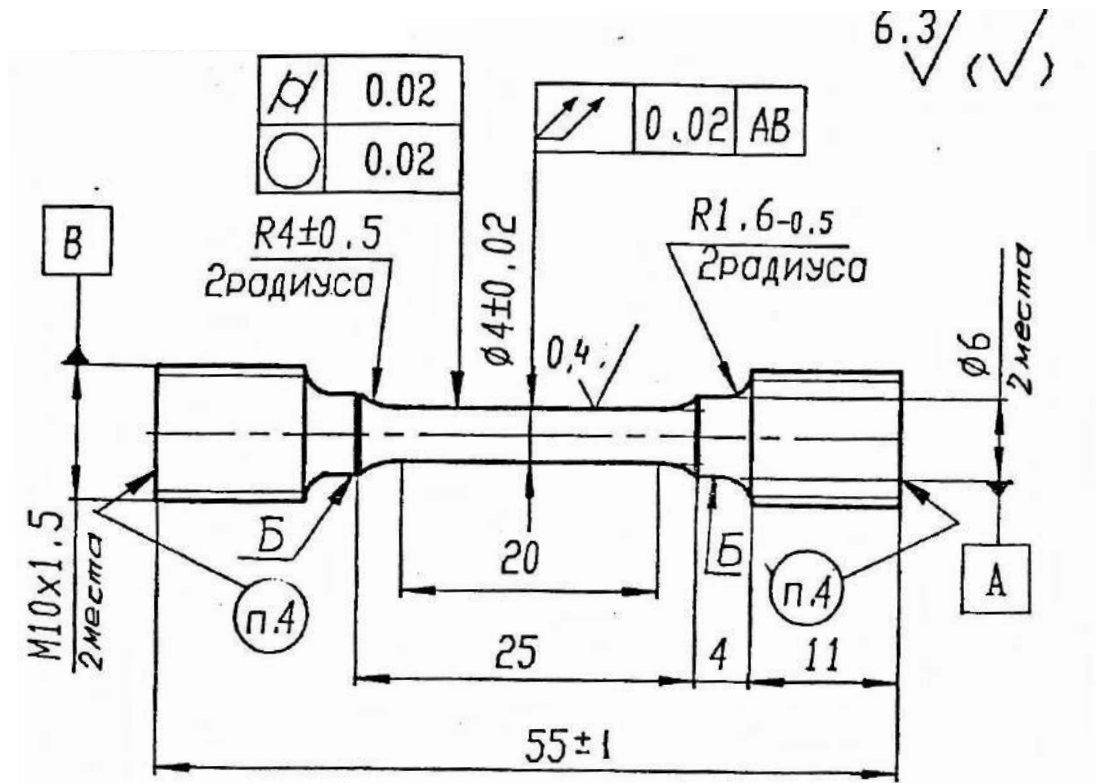


Рисунок 2.7 – Зразок для випробувань на тривалу міцність

2.5 Методика моделювання напружено-деформованого стану при мікроплазмовому порошковому наплавленні

У роботі проведено моделювання теплових процесів під час мікроплазмово-порошкового наплавлення із застосуванням сучасного програмного комплексу для СЕМ процесів зварювання та наплавлення. Використання програмного комплексу забезпечило віртуальне моделювання процесів наплавлення для заданих параметрів і різних траєкторій наплавлення, а також визначення параметрів напружено-деформованого стану зразка на стадії нагрівання та охолодження виробу. На основі результатів моделювання запропонована оптимальна схема технологічного процесу мікроплазмово-порошкового наплавлення.

Скінченно-елементна модель (СЕМ) зразка, що вирошується за допомогою адитивного мікроплазмового наплавлення з жароміцного нікелевого сплаву. СЕМ створена за допомогою твердотільного моделювання. Складається з 64706 призматичних елементів. СЕМ являє собою Т-подібну основу з жорстким закріпленням на столі під час наплавлення та охолодження.

Послідовне наплавлення 10 шарів на стінку Т-подібної основи виконано мікроплазмово-порошковим способом за двома траєкторіями: «змійка» і «зигзаг», як показано на рис. 2.8

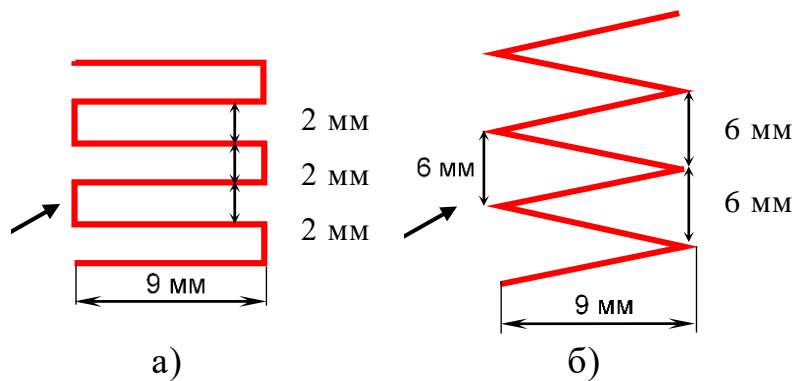


Рисунок 2.8 – Траєкторії наплавлення «змійка» (а) і «зигзаг» (б).

РОЗДІЛ 3 ОЦІНКА ВПЛИВУ ЯКОСТІ ПОРОШКУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИРОЩЕНИХ ЗАГОТОВОК

Специфіка перенесення, нагріву і плавлення присадного матеріалу (порошку) насамперед суттєво технологічно відрізняють мікроплазмове порошкове наплавлення від інших способів наплавлення електродом, що плавиться та не плавиться.

Процес вирощування заготовок методом МПН можна уявити, як сукупність таких технологічних переділів нікелевого жароміцного сплаву, що мають суттєвий вплив на властивості вирощеною заготовки:

- 1) отримання литого металу вакуумно-індукційною виплавою;
- 2) отримання присадного порошку розпорошенням литої заготовки;
- 3) нанесення певної кількості наплавленого металу на вирощувану поверхню заготовки за допомогою наплавлення стиснутою дугою [24].

Перші два технологічні переділи закладають у наплавлений метал хімічний склад та надають певної «спадковості» у вигляді вмісту домішкових елементів кисню та азоту. Що у підсумку буде суттєво впливати на зварювально-технологічні властивості дисперсної присадки, енергетичні умови формування зварювальної мікрочастини та заданого перерізу металу, що наплавляється. Третій технологічний переділ надає впливу на напружено-деформований стан та технологічну міцність вирощеної заготовки [25].

3.1 Порівняльні дослідження порошків, отриманих різними способами

Дослідження проводили на порошках, отриманих трьома способами:

- порошок №1, отриманий атомізацією гарячим струменем інертного газу;

- порошок №2, отриманий атомізацією холодним струменем інертного газу;
- порошок №3, отриманий плазмовою відцентровою атомізацією.

3.1.1 Дослідження характеристик порошкових матеріалів. Порівняльні характеристики

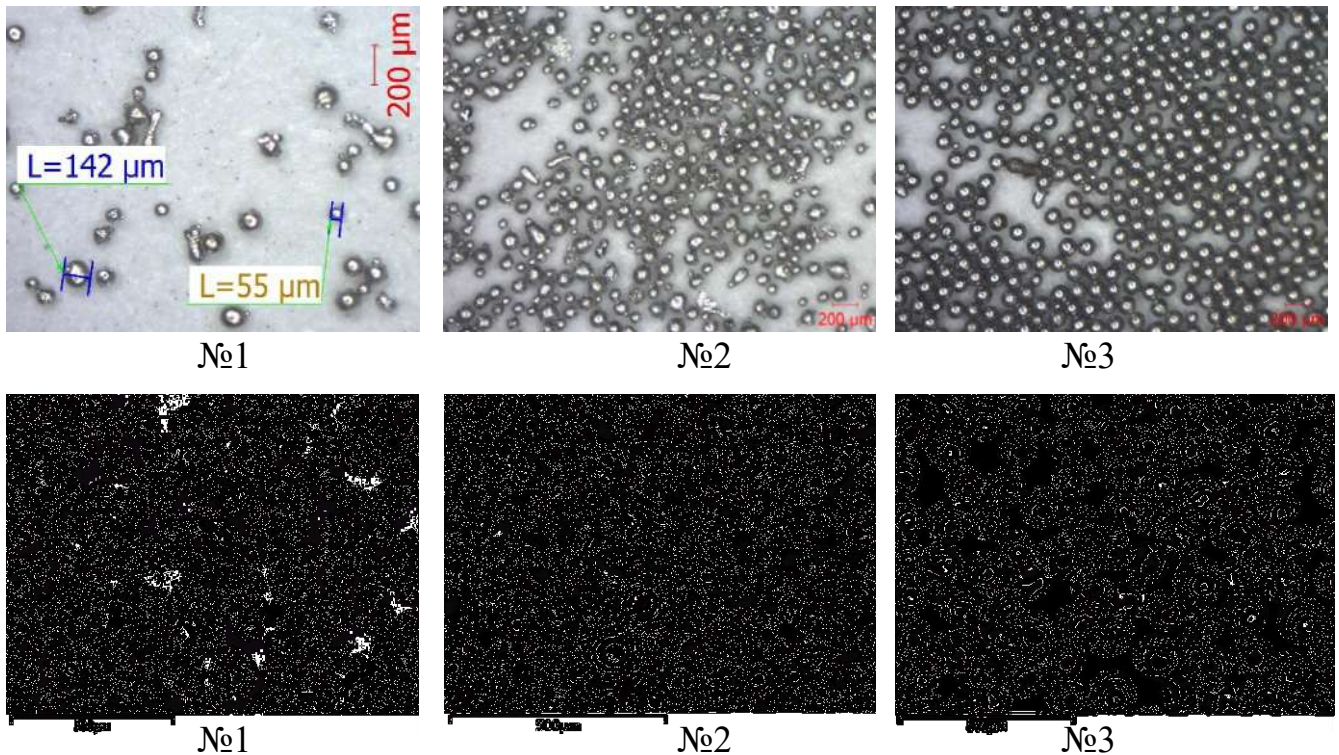


Рисунок 3.1 – Зовнішній вигляд порошків

При огляді порошків встановлено (див. рис. 3.1), що:

- порошок №1, отриманий атомізацією гарячим струменем інертного газу, має в основному сферичну форму з розміром часток 55-142 мкм. За такої умови спостерігаємо незначну кількість часток витягнутої еліпсоїдної форми (близько 10%) і часток із сателітами на поверхні.
- порошок №2, отриманий атомізацією холодним струменем інертного газу має різну форму від сферичної до довгастої з розміром частки 57...151 мкм. Практично на всіх порошинках велика кількість сателітів, також спостерігаємо

велику кількість часток витягнутої еліпсоїдної форми (близько 20 %) порівнянно з іншими порошками;

- порошок №3, отриманий плазмовою відцентровою атомізацією, має в основному правильну сферичну форму з розміром часток 71...143 мкм, наявні поодинокі порошинки, що мають відхилення від сферичної форми (до 2%);

Аналіз поперечних шліфів часток порошоків (рис. 3.2) показав наявність у порошку №2 пори розміром 17...55 мкм (кількість близько 14%). У порошоків №1 і №3 пористість не виявлено.

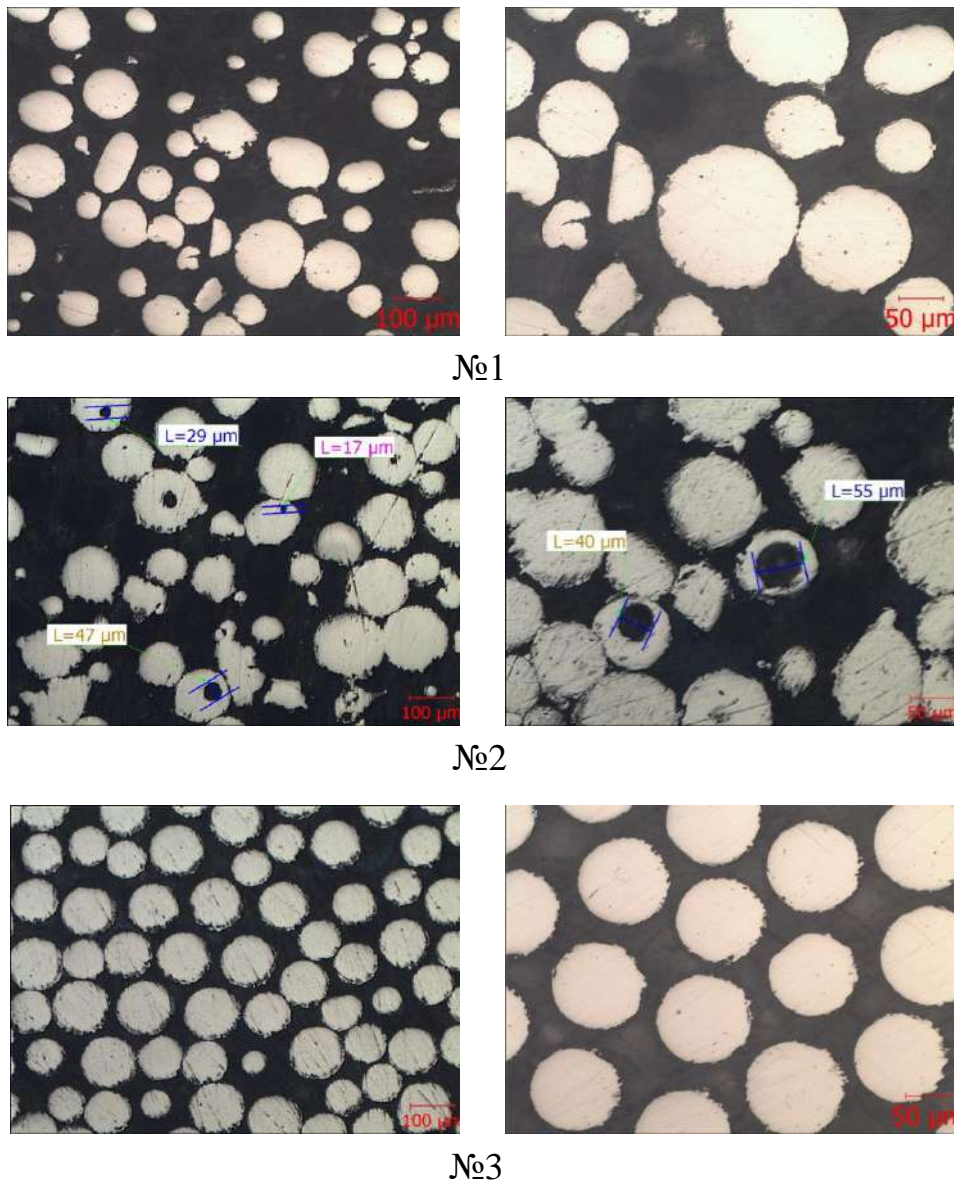


Рисунок 3.2 – Мікроструктура часток порошоків

Пористість у гранулах, отриманих методом розпилення холодним струменем аргону, є неминучим наслідком технології їх отримання: при подрібненні струменя рідкого металу потоком аргону фрагменти розплаву під дією сил поверхневого натягнення формують краплі сферичної форми, але в процесі схлопування стінок краплі, локальний об'єм аргону може бути ізольований усередині гранули [88-89].

Хімічний склад порошків відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-143-527-2003 (Табл. 3.1).

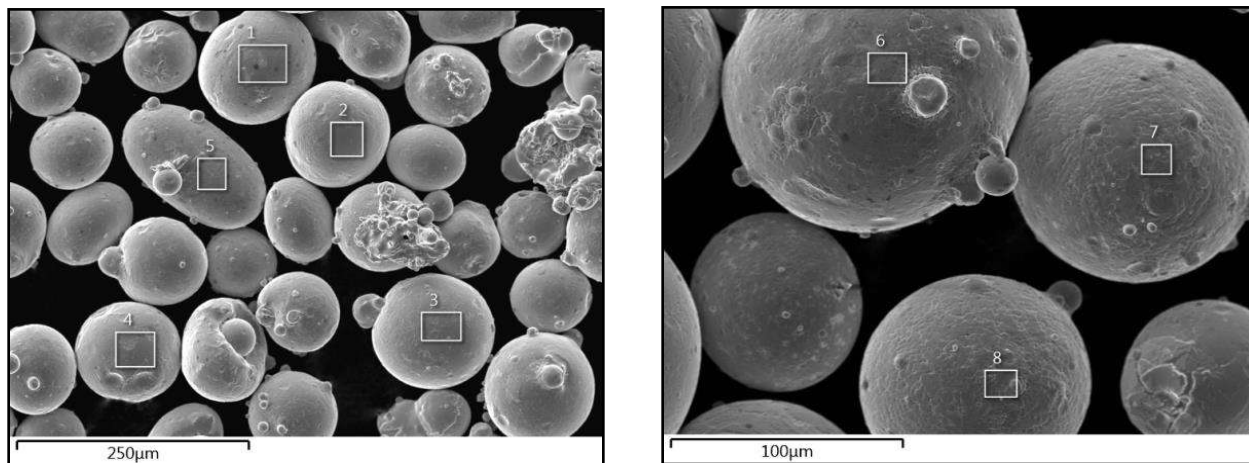
Таблиця 3.1 – Порошки зі сплаву ЕП 648, отримані різними способами

Порошок	Al	W	Ti	Cr	Nb	Mo	Mn	Fe	C
№1	0,66	4,94	0,79	34,03	0,86	3,0	-	0,5	0,04
№2	1,0	5,0	1,1	33,2	1,1	3,3	-	0,4	0,06
№3	1,1	4,4	1,0	33,8	0,75	3,3	0,3	0,4	0,05
Хімісклад за ТУ14-143-527-2003	0,5-1,1	4,3-5,3	0,5-1,1	32,0-35,0	0,5-1,1	2,3-3,3	<0,5	<4,0	<0,1

Методом вакуумної екстракції встановлено, що вміст активних газів O₂ нижчий у порошків №3 (табл. 3.2)

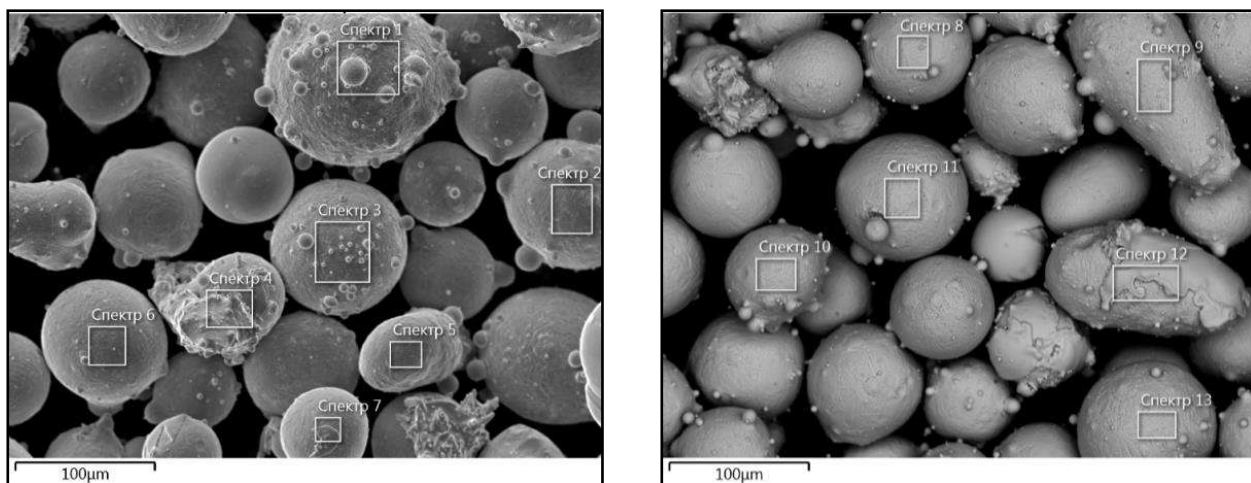
Таблиця 3.2 – Вміст газів O₂ и N₂ у порошках, отриманих різними способами

№ п/п	Порошок	Вміст газів, %	
		O ₂	N ₂
1	№1	0,009	0,0251
2	№2	0,0085	0,0221
3	№3	0,0054	0,0253



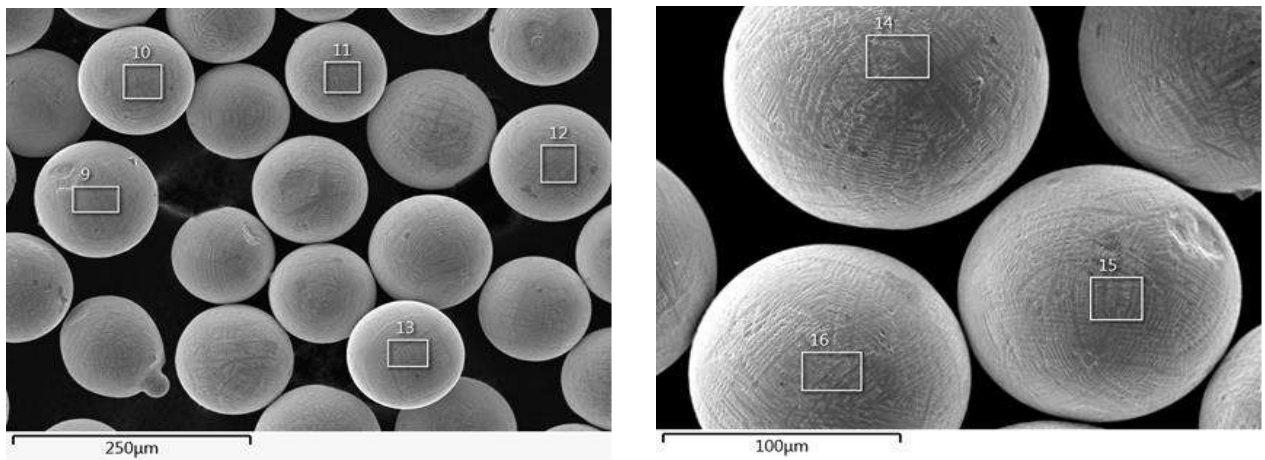
Назва спектру	O	Al	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo	W	Сума
Спектр 1	3,19	1,74	0,12	2,14	0,48	32,52	0,14	2,73	48,37	0,64	2,28	5,20	100,00
Спектр 2	1,62	0,64	0,05	2,83	0,38	32,99	0,49	2,50	49,81	0,76	2,22	5,72	100,00
Спектр 3	1,70	0,75	0,03	2,07	0,38	33,52	0,25	2,60	48,95	0,95	2,99	5,80	100,00
Спектр 4	2,00	0,99	0,14	1,96	0,38	33,30	0,18	2,71	49,20	0,68	3,07	5,38	100,00
Спектр 5	2,71	1,32	0,15	2,79	0,43	32,78	0,37	2,28	47,28	1,21	3,14	5,26	100,00
Спектр 6	1,25	1,22	0,23	1,61	0,38	34,19	0,17	2,49	48,40	1,28	3,46	5,33	100,00
Спектр 7	2,27	1,34	0,12	1,82	0,37	33,91	0,30	2,61	48,91	0,97	2,86	4,53	100,00
Спектр 8	1,39	0,99	0,11	1,27	0,46	34,31	0,26	2,59	49,82	1,05	2,88	4,86	100,00

Рисунок 3.3 – Рентгеноспектральний мікроаналіз порошку №1



Назва спектру	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W	Сума
Спектр 1	1,19	1,41	1,43	33,85	0,33	52,97	1,00	2,96	6,05	100,00
Спектр 2	1,82	1,17	1,26	33,95	0,22	54,75	0,73	2,45	5,48	100,00
Спектр 3	1,30	1,64	1,39	33,90	0,21	53,74	0,83	2,75	5,54	100,00
Спектр 4	1,40	1,57	1,68	34,01	0,24	51,36	2,10	3,76	5,28	100,00
Спектр 5	1,71	1,01	1,14	33,81	0,14	55,89	0,65	2,23	5,13	100,00
Спектр 6	1,23	1,26	1,14	34,16	0,22	53,98	0,93	2,81	5,50	100,00
Спектр 7	1,28	1,53	1,07	33,44	0,25	53,83	0,91	3,19	5,78	100,00
Спектр 8	1,39	1,22	1,27	34,09	0,20	53,08	1,17	3,02	5,94	100,00
Спектр 9	1,25	1,21	1,29	33,84	0,25	53,74	0,94	2,81	5,92	100,00
Спектр 10	1,34	1,39	1,02	33,67	0,30	54,37	0,77	3,02	5,47	100,00
Спектр 11	1,52	1,44	1,23	33,85	0,15	53,56	0,85	2,84	6,08	100,00
Спектр 12	1,26	0,96	1,16	34,67	0,17	54,22	0,83	2,41	5,58	100,00

Рисунок 3.4 – Рентгеноспектральний мікроаналіз порошку №2



Назва спектру	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W	Сума
Спектр 9	0,69	1,21	0,83	33,29	0,40	54,49	0,82	2,71	5,56	100,00
Спектр 10	0,81	1,10	0,87	33,80	0,35	54,16	0,69	2,62	5,60	100,00
Спектр 11	0,68	1,07	0,86	33,33	0,47	54,93	0,54	2,59	5,53	100,00
Спектр 12	0,82	1,19	0,86	33,77	0,36	55,11	0,62	2,60	4,66	100,00
Спектр 13	0,73	1,35	0,80	33,60	0,42	54,53	0,60	2,94	5,03	100,00
Спектр 14	1,13	1,41	0,81	33,51	0,50	54,59	0,72	2,93	4,40	100,00
Спектр 15	0,62	1,18	0,85	33,52	0,24	54,25	0,57	2,86	5,92	100,00
Спектр 16	0,89	1,29	0,87	33,73	0,24	53,89	0,77	2,76	5,55	100,00

Рисунок 3.5 – Рентгеноспектральний аналіз порошку №3

3.1.2 Порівняльне дослідження вирощених зразків

При технологічному випробуванні в процесі вирощування методом мікроплазмового наплавлення всі три порошки поведилися однаково, та відчутної різниці у процесі наплавлення виявлено не було. Спостерігалось стабільне надходження порошків із дозатора через плазмотрон у зону плазмової дуги та задовільне формування наплавлених валиків'

Мікроструктурний аналіз поздовжніх і поперечних шліфів зразків, вирощених усіма порошками, показав (рис. 3.6):

– зразки, вирощені порошком №1 – метал зразків щільний, водночас виявлено ділянки з незначною наявністю несплошностей металу у вигляді

одиночних мікропор та оксидних включень розміром 5...30мкм;

– зразки, вирощені порошком №2 – метал зразків щільний, водночас на поперечник шліфах виявлено велику кількість поодиноких та оксидних включень розміром до ~60 мкм, а на поздовжніх шліфах – лінійні ділянки скупчення дефектів у вигляді несплошностей довжиною до 2 мм;

– зразки, вирощені порошком №3 – метал зразків щільний, водночас виявлено ділянки з незначною наявністю несплошностей металу у вигляді одиночних мікропор та оксидних включень розміром 5...55 мкм;

Раніше, аналізуючи поперечні шліфи часток порошоків, ми зазначали наявність у порошку №2 пори розміром 17...55 мкм (кількість близько 14%). Водночас слід зауважити, що у стовпі мікроплазмової дуги на струмі до 60 А нагрів до температури плавлення ТПЛ. усіх часток розміром 63...160 мкм є малоімовірним [61]. Порошок, зокрема і з внутрішніми мікропорами потрапляє до зварювальної ванни у твердому агрегатному стані (ТПОР<ТПЛ). Наступний нагрів і плавлення часток порошку у зварювальній ванні потребує додаткових витрат теплової енергії. Запас енергії, яку можна витратити на нагрів та плавлення порошку, характеризується величиною теплової енергії перегріву розплавленого металу ванною і часом знаходження його у рідкому стані. Подача порошку знижує середню температуру зварювальної ванни, а максимально припустима кількість її обмежена. Час нагріву частки порошку до ТПЛ прямо пропорційний його діаметру, різниці температур ТПОР-ТПЛ і зворотно пропорційний до питомої теплової енергії, що утворюється на його поверхні. Частка порошку з внутрішньою мікропорою, на невеликих ділянках з мінімальною температурою (довжиною до 2-3 мм), не встигає нагрітися до температури ТПЛ. Так утворюються лінійні ділянки скупчення пор. Вони є спадщиною пор у порошку. Ці лінійні ділянки скупчення пор є суттєвим концентратором напруг та під час нагрівання в умовах наплавлення наступних шарів металу внаслідок залишкової термічної напруги призводять до виникнення тріщин і суттєвого зниження механічних властивостей.

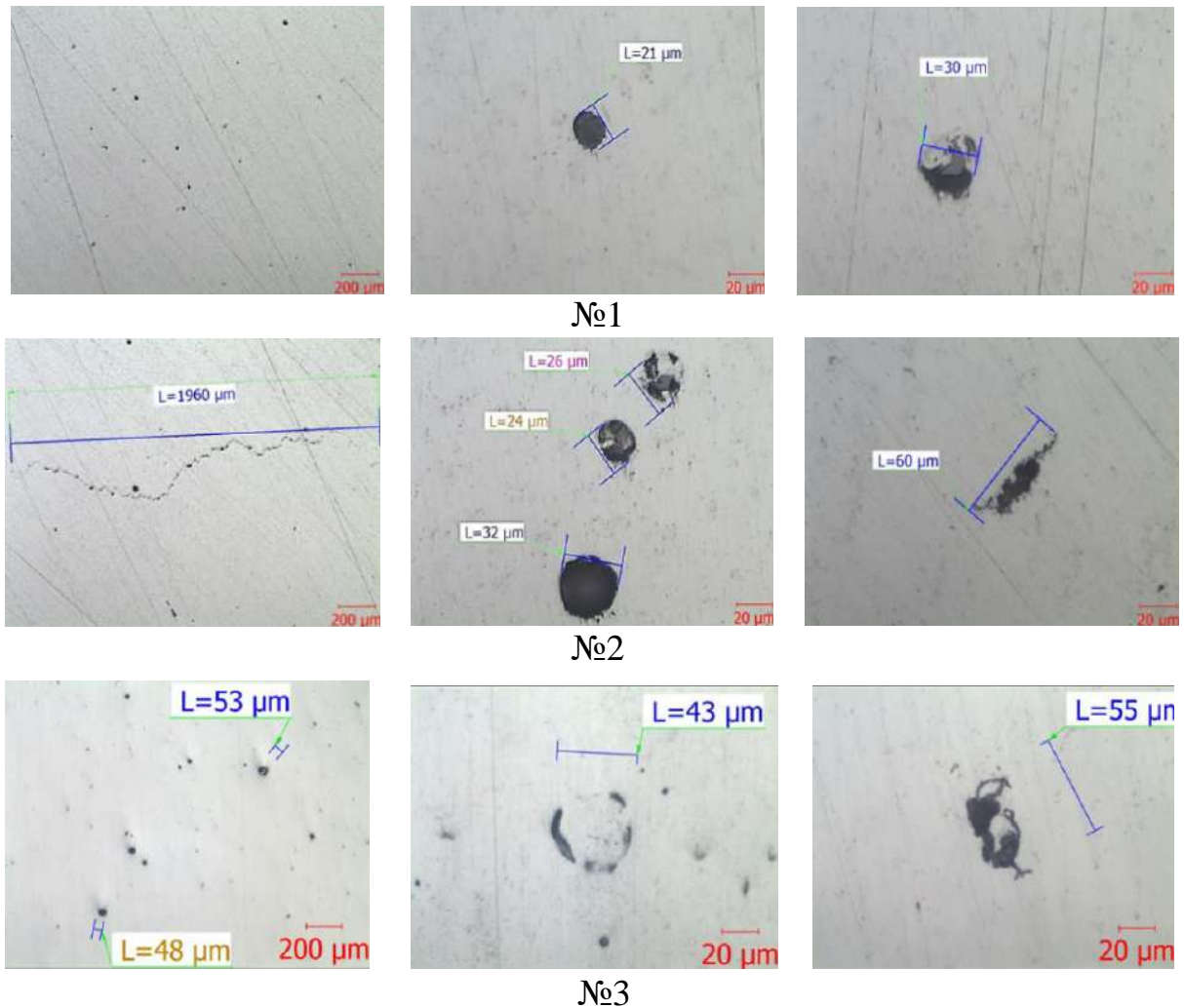
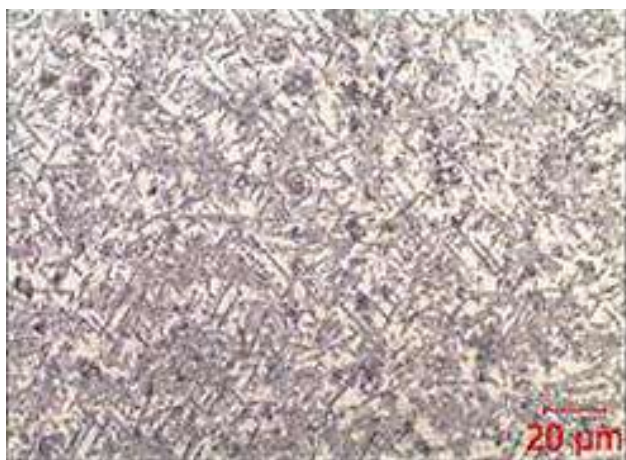


Рисунок 3.6 – Мікроструктура наплавленого металу

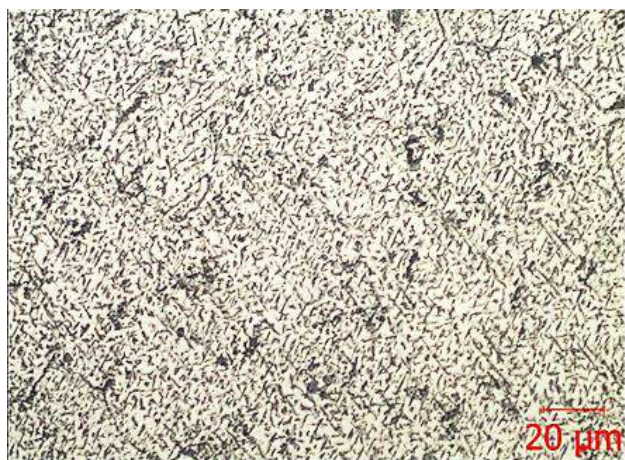
Раніше, аналізуючи поперечні шліфи часток порошоків, ми зазначали наявність у порошоку №2 пори розміром 17...55 мкм (кількість близько 14%). Водночас слід зауважити, що у стовпі мікроплазмової дуги на струмі до 60 А нагрів до температури плавлення $T_{пл}$ усіх часток розміром 63...160 мкм є малоймовірним [61]. Порошок, зокрема і з внутрішніми мікропорами потрапляє до зварювальної ванни у твердому агрегатному стані ($T_{пор} < T_{пл}$). Наступний нагрів і плавлення часток порошоку у зварювальній ванні потребує додаткових витрат теплової енергії. Запас енергії, яку можна витратити на нагрів та плавлення порошоку, характеризується величиною теплової енергії перегріву

розплавленого металу ванною і часом знаходження його у рідкому стані. Подача порошку знижує середню температуру зварювальної ванни, а максимально припустима кількість її обмежена. Час нагріву частки порошку до $T_{пл}$ прямо пропорційний його діаметру, різниці температур $T_{пор}-T_{пл}$ і зворотно пропорційний до питомої теплової енергії, що утворюється на його поверхні. Частка порошку з внутрішньою мікропорою, на невеликих ділянках з мінімальною температурою (довжиною до 2-3 мм), не встигає нагрітися до температури $T_{пл}$. Так утворюються лінійні ділянки скупчення пор. Вони є спадщиною пор у порошок. Ці лінійні ділянки скупчення пор є суттєвим концентратором напруг та під час нагрівання в умовах наплавлення наступних шарів металу внаслідок залишкової термічної напруги призводять до виникнення тріщин і суттєвого зниження механічних властивостей.

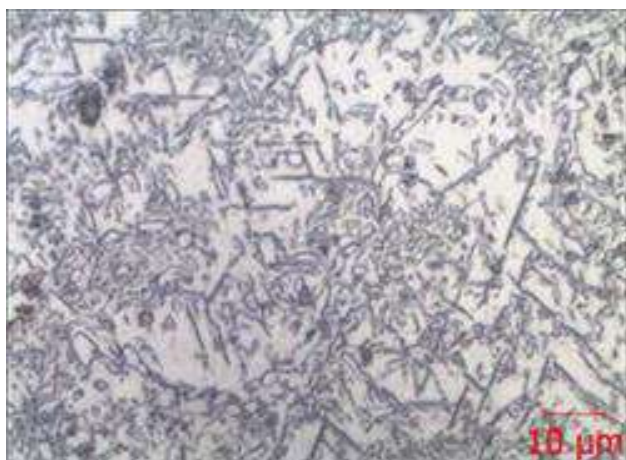
Травлення шліфів показало, що мікроструктура всіх зразків має дендритну будову. Спостерігається різнозеренність та наявність витягнутих зерен і дендритів у напрямку відведення тепла (уперек шарів). Мікроструктура являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідів, карбідів, нітридів і часток голчастої морфології надлишкової фази на сопові хрому (α -Cr), яка утворилась при старінні. У мікроструктурі лінії сплавлення не простежуються, структура однорідна із взаємним проростанням зерен і дендритів між шарами. Мікроструктура відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЭП648 (ХН50ВМТЮБ), перегріву не виявлено (рис. 3.7, 3.8, 3.9). Водночас на поперечних шліфах №2 (у місцях лінійних несплошностей, виявлені на нетравлених) з періодичністю близько 2мм, виявлені тріщини, які розвиваються по межах зерен (рис. 3.10).



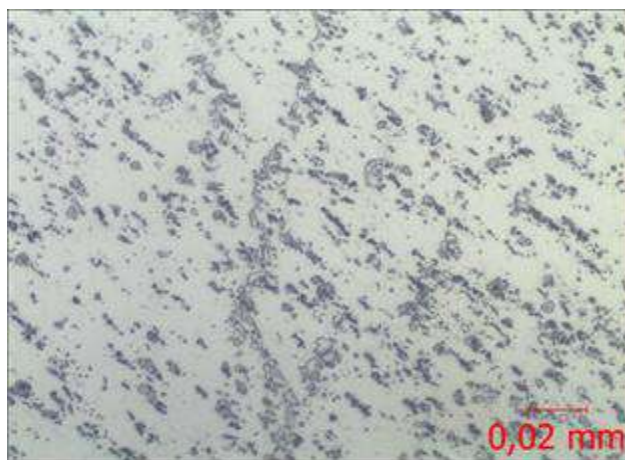
поперечний



поздовжній



поперечний



поздовжній

Рисунок 3.7 – Мікроструктура вирощених зразків №1 після термообробки

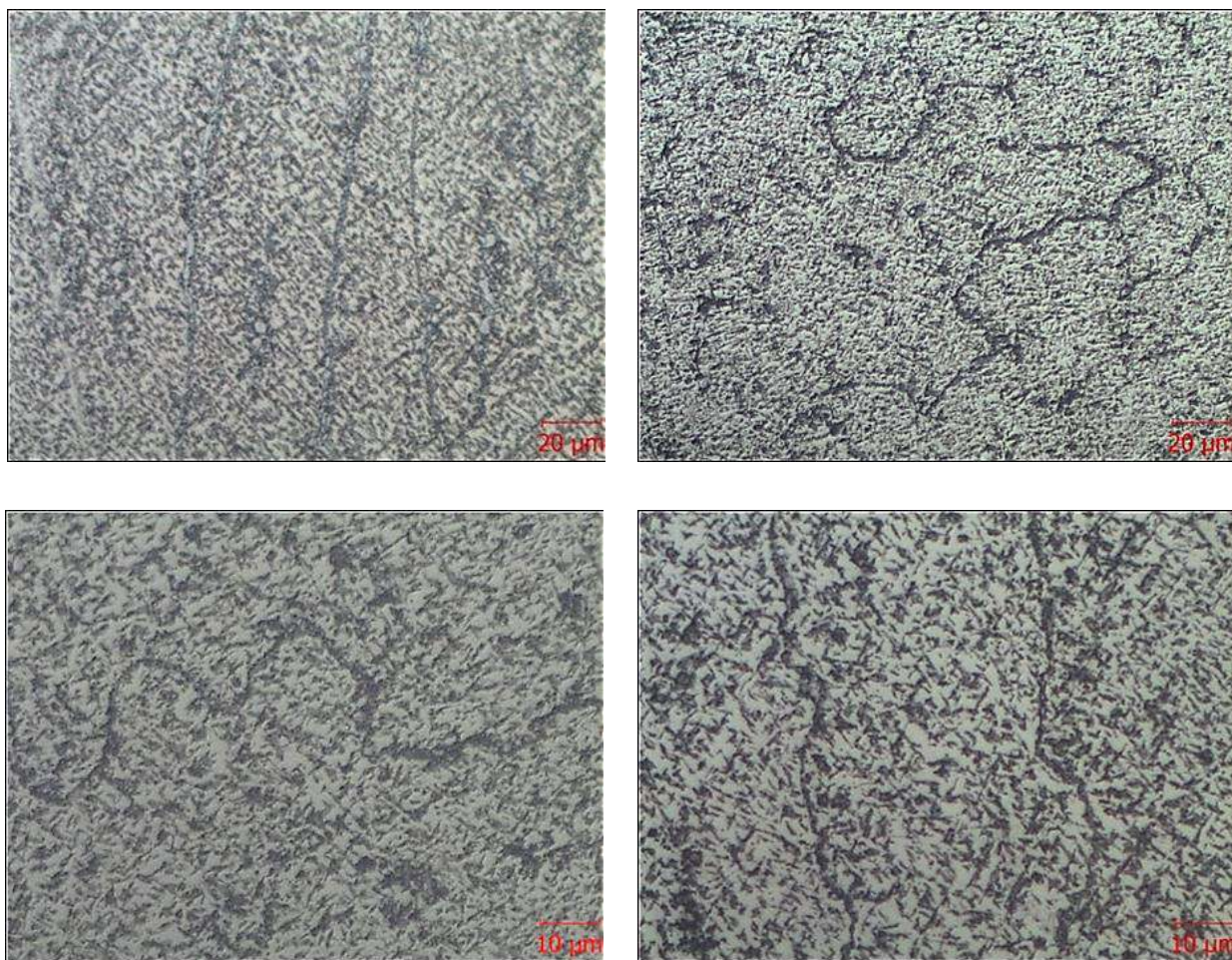
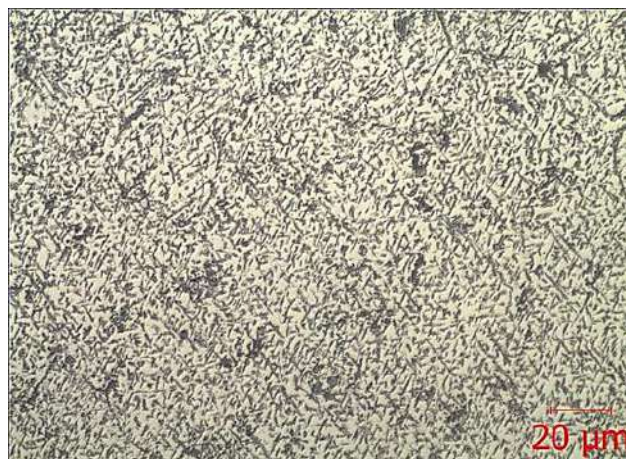


Рисунок 3.8 – Мікроструктура вирощених зразків №2 після термообробки



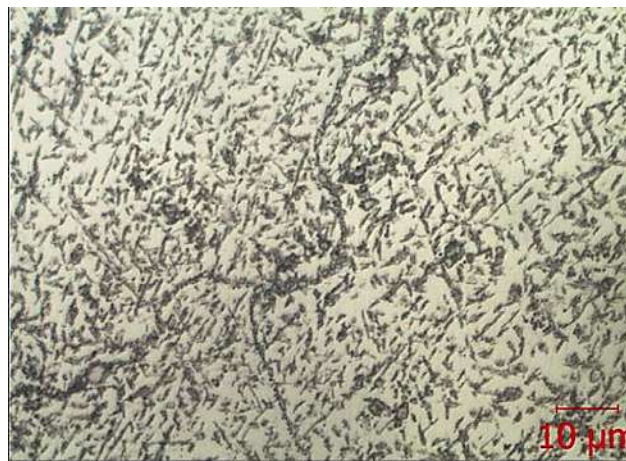
поперечний



поздовжній



поперечний



поздовжній

Рисунок 3.9 – Мікроструктура вирощених зразків №3 після термообробки

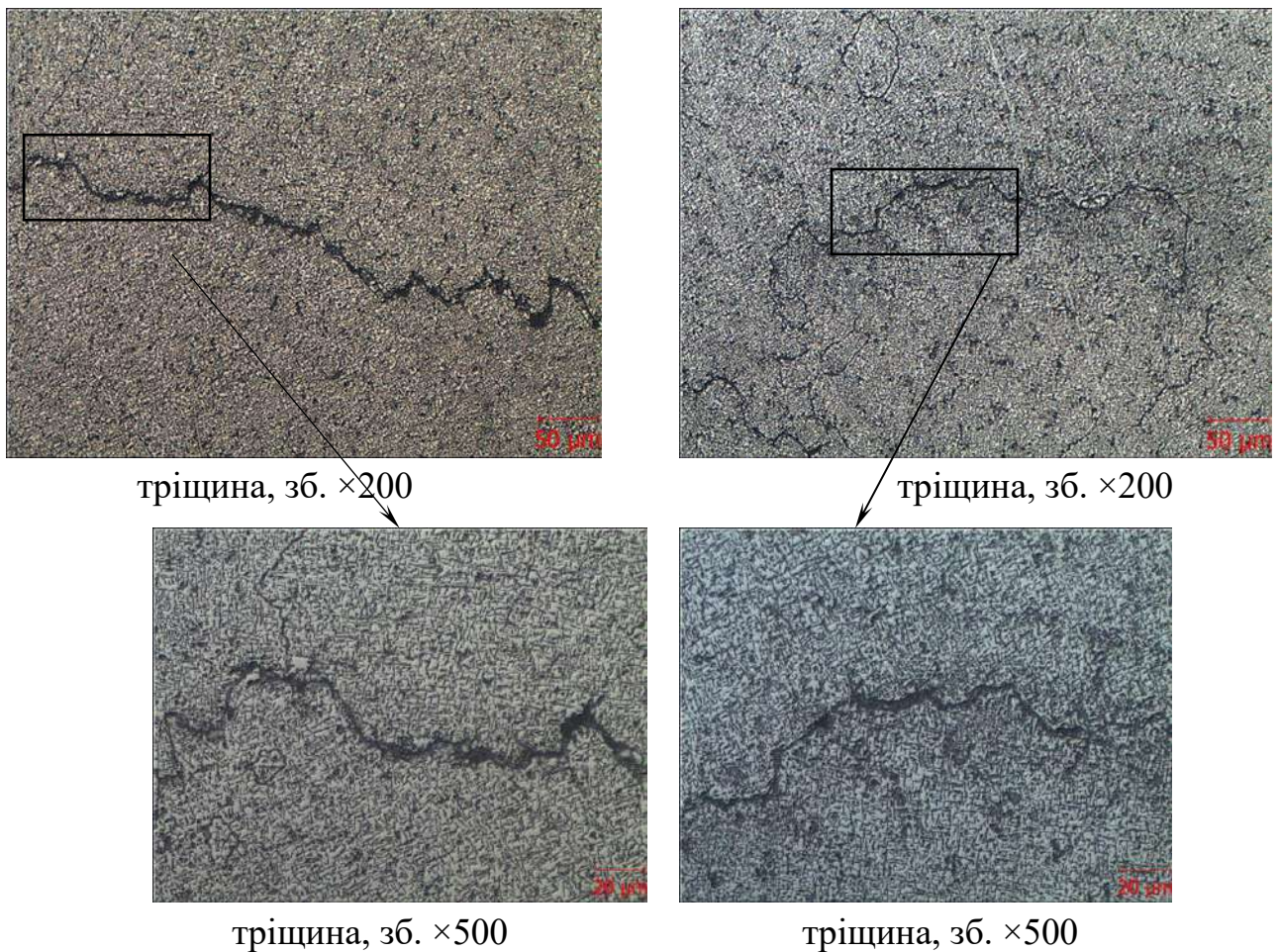


Рисунок 3.10 – Тріщини в поперечному перерізі зразка №2

Результати механічних випробувань оброблені і представлені у таблиці 3.3.

Як бачимо із таблиці, механічні властивості зразків, вирощених із порошків, №1 та №3 відповідають нормам механічних властивостей для ОСТ 1 90126-85 (лиття ВХ4Л) і нормам міцності ТУ 14-1-3046-97 (Прутки) та поступаючись останньому з пластичності, що характерно для цього засобу отримання зразків.

Для зразків №2 у поздовжньому напрямі ми бачимо більше ніж у два рази падіння властивостей міцності, пластичні властивості практично відсутні. Причиною крихкого руйнування поздовжніх зразків є тріщини, виявлені при металографічному дослідженні. Навантаження на поздовжніх зразках, при випробуванні, прикладається перпендикулярно тріщинам, що призводить до їх розвинення і далі – руйнуванню зразків. На поперечних же зразках напруження

прикладається вздовж тріщин, унаслідок чого вони не мають значного впливу на механічні властивості. Треба зауважити, що, як ми раніше зазначали, виникнення тріщин при багатошаровому наплавленні є наслідком залишкової термічної напруги та концентратором напруги у вигляді лінійних ділянок скупчення пор довжиною 2–3 мм. Лінійні ділянки скупчення пор успадковують пори у порошку, утворення яких притаманно для порошку, отриманого атомізацією холодним струменем інертного газу.

Таблиця 3.3 – Механічні властивості вирощених зразків

Зразки вирощені порошком	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	
1	2	3	4	5	
№1	Поперечний напрям				
	820	500	18,0	12,0	
	822	493	20,0	16,0	
	814	452	18,4	14,0	
	879	487	18,2	17,0	
	834	483	18,6	14,8	
	Поздовжній напрям				
	871	527	20,0	12,1	
	860	506	22,0	15,7	
	865	518	18,0	15,4	
	865	514	19,2	19,5	
	865	516	19,85	15,7	
	№2	Поперечний напрям			
		1102	635	28,0	29,5
1066		636	29,7	29,7	
1059		652	29,5	29,5	
1038		628	26,0	26,0	
1066		638	28,3	28,7	
Поздовжній напрям					
577		572	1,6	5,1	
458		439	0,8	4,7	
519		519	1,6	4,7	
501		467	0,8	5,1	
514		499	1,2	4,9	
№3		Поперечний напрям			
		903	659	24,6	42,9
	913	639	23,2	43,3	
	893	637	22,8	43,6	
	902	652	24,8	42,3	
	903	647	23,85	43	

Продовження табл. 3.3

1	2	3	4	5
№3	Поздовжній напрям			
	942	698	13,2	19,0
	968	713	12,0	17,2
	957	704	12,8	17,8
	961	709	12,4	17,4
	957	706	12,6	17,6
Прутки (ТУ 14-1-3046-97)	≥80	≥35	≥25	–
Лиття ВХ4Л (ОСТ 1 90126-85)	≥80	–	≥4	–

Можна зробити такі висновки:

1. Спосіб виготовлення порошку (газова або відцентрова атомізація) при забезпеченні грануляції (від 50 до 163 мкм) та хімічного складу на технологічний процес вирощування (режими наплавлення, стабільність подачі порошку) та на формування валиків суттєвого впливу не надає.

2. Отримана структура при вирощуванні являє собою твердий розчин з наявністю інтерметалідів, карбідів, нітридів і частинок голчастої морфології надлишкової фази на основі хрому (α -Cr), яка виділялася при старінні. У мікроструктурі лінії сплавлення не видно. Структура є однорідною із взаємним пророщуванням зерен та дендритів між шарами і відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЕП 648 ВИ.

3. Застосування порошоків, отриманих атомізацією гарячим струменем інертного газу та плазмовою відцентровою атомізацією, дозволяє отримати високий рівень механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів при вирощуванні заготовок, достатніх для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

4. Застосування порошоків, отриманих атомізацією холодним струменем інертного газу при вирощуванні заготовок з використанням порошку, у поздовжньому напрямі відбувається значне падіння властивостей міцності та пластичності, через тріщини, що виникають під час вирощування. Це

унеможливиює використання таких заготовок для виготовлення соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів. На наступних етапах роботи буде розглянуто можливість усунення внутрішніх несучільностей (тріщини).

5. Застосування порошку, отриманого газовою атомізацією холодним струменем інертного газу, обмежене обов'язковим використанням ГП для забезпечення щільності металу і механічних властивостей.

6. Виникнення тріщин при багат шаровому наплавленні є наслідком залишкової термічної напруги та концентратором напруги у вигляді лінійних ділянок скупчення пор довжиною 2–3 мм. Лінійні ділянки скупчення пор є спадщиною пор у порошок, утворення яких притаманно для порошку, отриманого атомізацією холодним струменем інертного газу.

3.2 Вплив вмісту активних газів на механічні властивості отриманих заготовок

3.2.1 Дослідження порошоків

Для визначення впливу активних газів на механічні властивості отриманих заготовок проведено дослідження на порошках різних плавень.

Установлено, що хімічний склад усіх порошоків відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-143-527-2003 (табл. 3.4).

Таблиця 3.4 – Порошки зі сплаву ЕП 648

Порошок	Mo	W	Cr	Al	Nb	Ti	C	S	P
1	2	3	4	5	6	7	8	9	0
1	3,25	4,9	33,7	0,6	1,0	0,7	0,03	0,003	0,002
2	2,9	4,7	32,8	1,0	1,0	0,96	0,02	0,003	0,005
3	3,3	5,0	33,2	1,0	1,1	1,0	0,06	0,003	0,002
4	3,0	4,9	34	0,7	0,9	0,8	0,04	0,003	0,003

Продовження табл. 3.4

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
5	3,2	5,0	33,8	0,9	0,8	0,9	0,03	0,003	0,004
6	2,7	4,6	32,7	0,8	0,6	0,6	0,04	0,003	0,003
7	2,9	4,8	34,1	0,6	0,9	0,9	0,02	0,002	0,003
8	3,1	5,1	33,8	1,05	1,0	0,8	0,04	0,003	0,002
9	2,6	4,9	32,5	0,9	0,55	1,0	0,5	0,004	0,003
10	2,7	4,6	34,3	0,8	0,7	1,05	0,03	0,002	0,005
11	3,2	4,7	32,7	0,9	0,7	0,76	0,03	0,002	0,002
12	2,5	5,2	33,5	0,7	0,9	0,8	0,04	0,003	0,003
13	2,8	4,5	34,2	0,6	1,0	0,7	0,04	0,003	0,004
14	2,4	4,8	33,8	1,0	0,8	1,0	0,02	0,003	0,003
15	3,1	5,2	34,7	0,9	0,9	0,9	0,03	0,004	0,005
16	2,6	4,6	32,6	0,8	1,0	1,0	0,03	0,005	0,003
Норми ТУ 14-143-527-2003	2,3...3,3	4,3...5,3	32,0...35,0	0,5...1,1	0,5...1,1	0,5...1,1	≤0,1	≤0,01	≤0,015

Зазначимо, як видно із таблиці 3.5, вміст кисню має найвище значення в порошку № 5 ($O_2=0,029\%$), а найнижче – у порошку №2 ($O_2=0,0054\%$). Вміст азоту найвищий у порошку № 1 ($N_2=0,0358\%$), а найнижчий – у порошку № 3 ($N_2=0,0191\%$).

Таблиця 3.5 – Вміст газів O_2 и N_2 у порошках

Партія порошку	Вміст газів, %	
	O_2	N_2
1	0,0196	0,0358
2	0,0054	0,0271
3	0,0085	0,0191
4	0,015	0,0215
5	0,029	0,0230
6	0,016	0,0346
7	0,017	0,0218
8	0,022	0,0245
9	0,016	0,0315
10	0,026	0,0259
11	0,016	0,0361
12	0,011	0,0236
13	0,028	0,0187
14	0,024	0,0256
15	0,025	0,0349
16	0,014	0,0378

3.2.2 Дослідження вирощених зразків

З усіх 16-ти порошоків на установці STARWELD 190H методом МПН на тих самих режимах (таблиця 3.6) були вирощені зразки розміром 140/70/14 мм. Після вирощування зразки пройшли термообробку за такими режимами:

гартування: $T_{\Gamma}=1140\pm 10$ °С, $\tau=4$ год., охолодження у повітрі;

старіння: $T_{СТ.}=900$ °С, $\tau=16$ год., охолодження у повітрі.

Усі зразки після термічної обробки були виготовлені та випробувані в повздовжньому та поперечному, по чотири у кожному напрямі, відносно шарів вирощування (рис. 2.5).

Середнє значення механічних властивостей усіх зразків при кімнатній температурі, подано у таблиці 3.6

Таблиця 3.6 – Механічні властивості, вирощених зразків

Зразки вирощені порошком	$\sigma_{в},$ МПа	$\sigma_{0,2},$ МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$
1	2	3	4	5
№1	Поперечний напрям			
	901	554	16,7	16,6
№2	Поздовжній напрям			
	437	509	1,9	5,8
№3	Поперечний напрям			
	959	646	21,5	29,5
№4	Поздовжній напрям			
	891	467	13,8	15,8
№5	Поперечний напрям			
	903	649	23,4	42,9
№6	Поздовжній напрям			
	942	706	12,6	17,6
№7	Поперечний напрям			
	945	643	17,8	24,2
№8	Поздовжній напрям			
	816	546	9,2	16,8
№9	Поперечний напрям			
	916	524	11,6	15,6
№10	Поздовжній напрям			
	587	512	2,8	9,1

Продовження таблиці 3.6

№ 6	Поперечний напрям			
	898	586	18,7	17,8
	Повздовжній напрям			
№ 7	578	425	3,5	7,3
	Поперечний напрям			
	897	573	18,2	15,6
№ 8	Повздовжній напрям			
	874	563	13,4	14,6
	Поперечний напрям			
№ 9	917	637	19,8	25,6
	Повздовжній напрям			
	618	448	3,7	9,2
№ 10	Поперечний напрям			
	906	518	12,7	19,5
	Повздовжній напрям			
№ 11	638	483	3,2	9,5
	Поперечний напрям			
	926	587	18,9	16,2
№ 12	Повздовжній напрям			
	568	473	3,1	8,9
	Поперечний напрям			
№ 13	879	586	18,9	17,8
	Повздовжній напрям			
	521	414	2,9	9,7
№ 14	Поперечний напрям			
	908	587	19,2	21,2
	Повздовжній напрям			
№ 15	867	527	12,7	18,9
	Поперечний напрям			
	898	584	17,8	20,8
№ 16	Повздовжній напрям			
	487	398	2,6	8,7
	Поперечний напрям			
№ 17	887	579	16,8	21,7
	Повздовжній напрям			
	678	425	3,8	13,3
№ 18	Поперечний напрям			
	912	582	19,4	21,7
	Повздовжній напрям			
№ 19	654	434	38	96
	Поперечний напрям			
	878	587	186	21,3
№ 20	Повздовжній напрям			
	414	381	2,3	15,3

Зазначимо, як видно з таблиці 3.6, для зразків №1, №5, №6, №8, №9, №10, №11, №13, №14, №15 та № 16 у поздовжньому напрямі ми бачимо падіння властивостей міцності приблизно у півтора-два рази, а пластичні властивості

практично відсутні. Причиною крихкого руйнування поздовжніх зразків є тріщини, виявлені при металографічному дослідженні. Навантаження на поздовжніх зразках, під час випробування, прикладається перпендикулярно тріщинам, що призводить до їх розвитку і далі до руйнування зразків. На поперечних же зразках напруження прикладається вздовж тріщин, унаслідок чого вони не мають значного впливу на механічні властивості.

При металографічному дослідженні мікрошліфів зразків №1, №5, №6, №8, №9, №10, №11, №13, №14, №15 та №16, виготовлених у повздовжньому та поперечному перерізі виявлені тріщини.

Після електролітичного травлення шліфів у 10%-ому розчині щавлевої кислоти встановлено, що тріщини розвиваються по межах зерен уздовж відведення тепла, упоперек шарів (див. рис. 3.13).

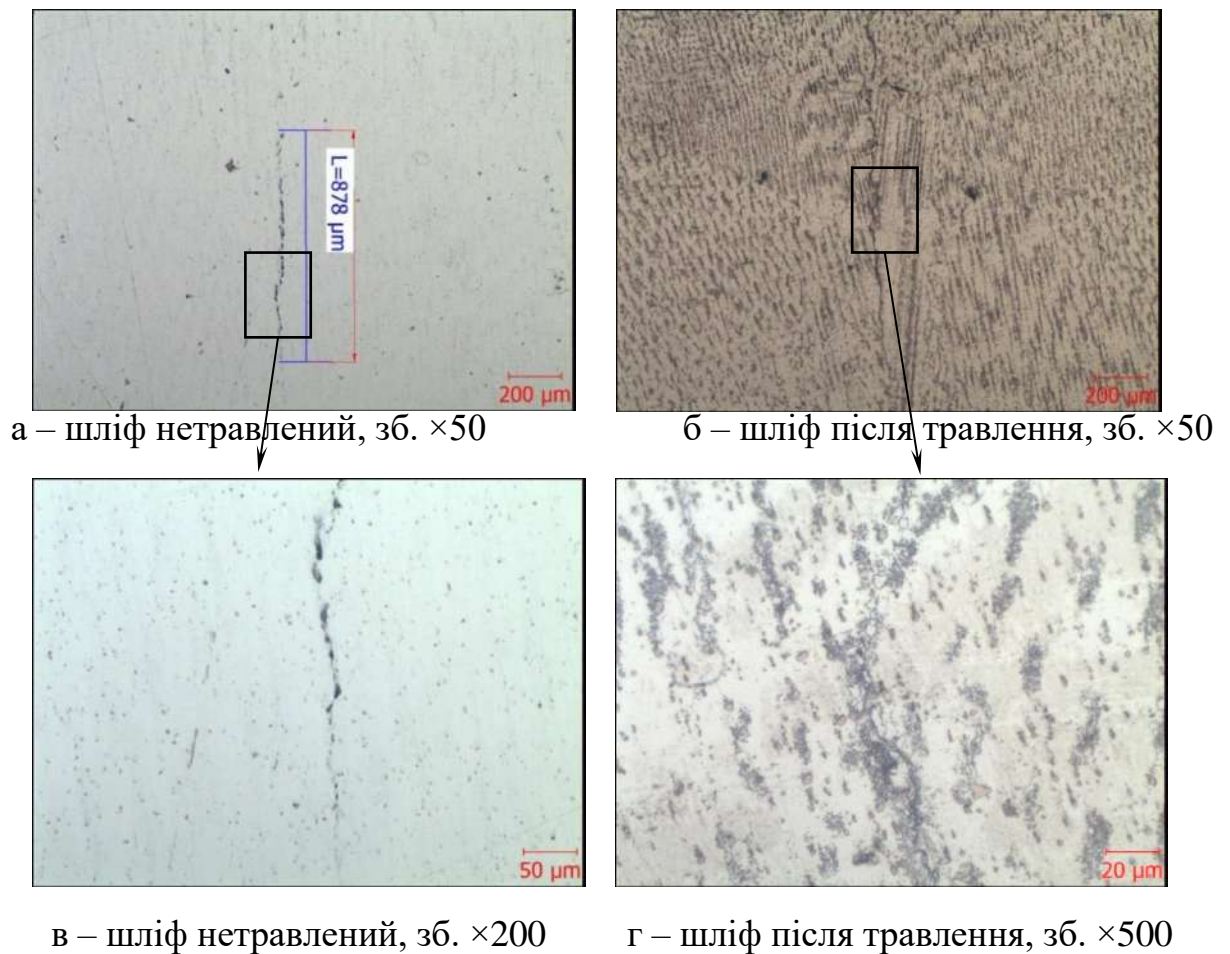


Рисунок 3.13 – Тріщина на зразках

У місцях поширення тріщин спостерігаємо скупчення великих карбідів по межах зерен (див. рис. 3.14). Також слід зазначити, що поверхні тріщин мають зглажені оплавлені краї.

Мікроструктура зразків має дендритну будову (рис. 3.14). Простежується видовженість витягнутих зерен і дендритів у напрямку відведення тепла (упоперек шарів), що характерно для матеріалів, отриманих за допомогою адитивного вирощування. Мікроструктура являє собою γ -твердий розчин із вмістом інтерметалідів, карбідів, нітридів і відповідає загартованому стану сплава ЭП-648, що й передбачено кресленням.

У мікроструктурі лінії сплавлення не спостерігаються, структура однорідна із взаємним пророщуванням зерен і дендритів між шарами.

У мікроструктурі зразків виявлено поодинокі раковини та окисні включення розміром до ~ 77 мкм (рис. 3.14).

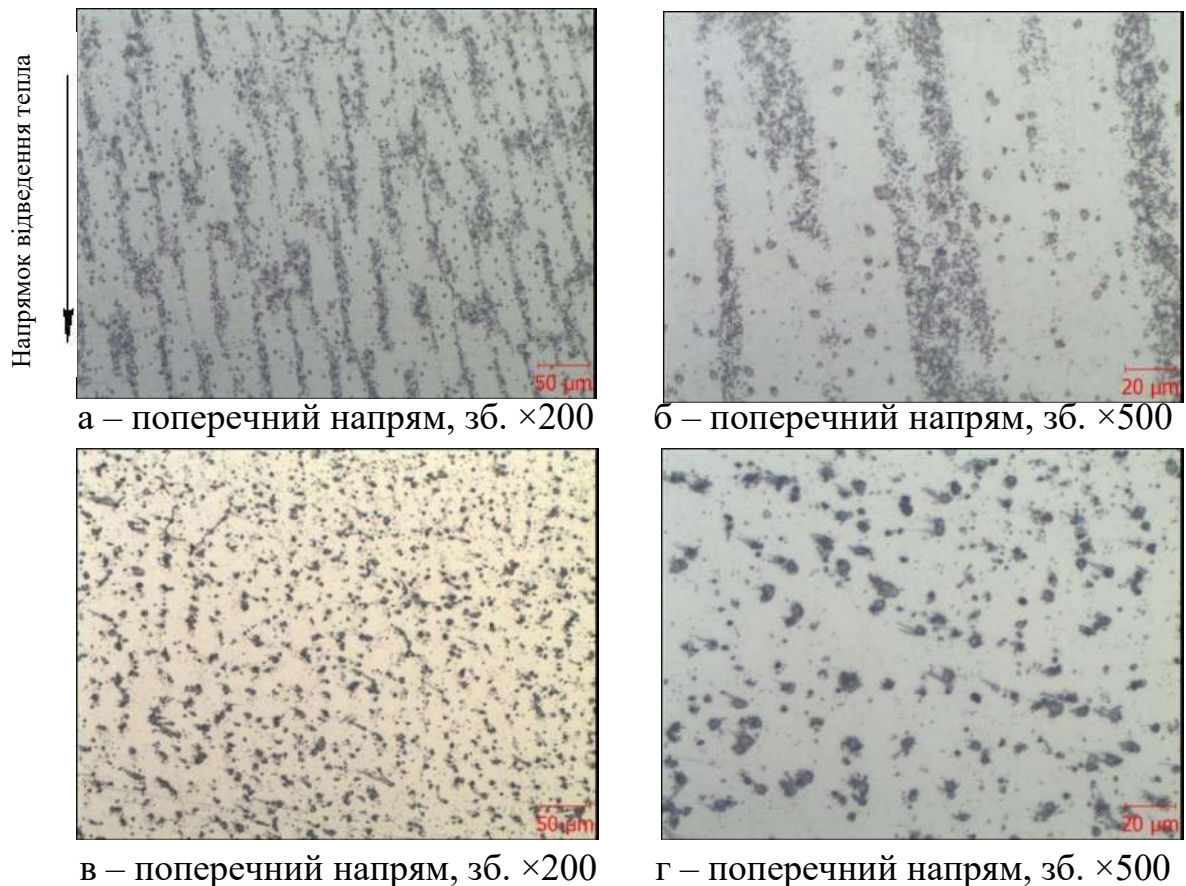


Рисунок 3.14 – Мікроструктура зразків

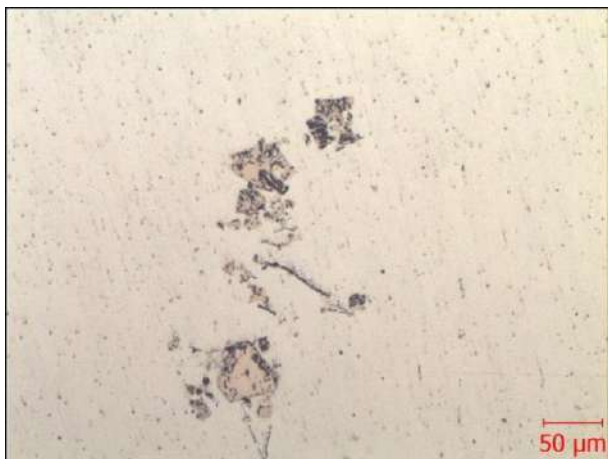
а, зб. $\times 200$ б, зб. $\times 500$

Рисунок 3.15 – Карбонітриди

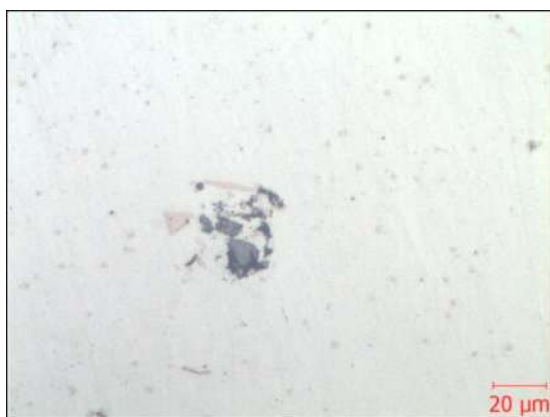
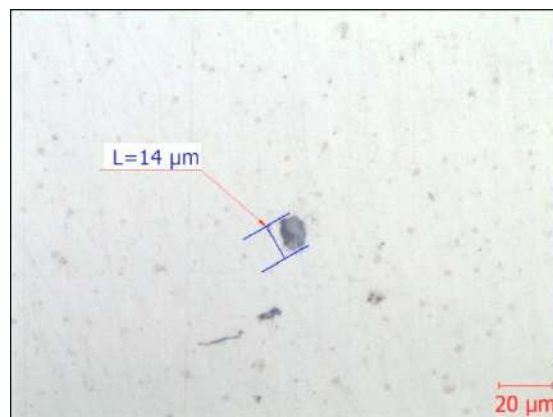
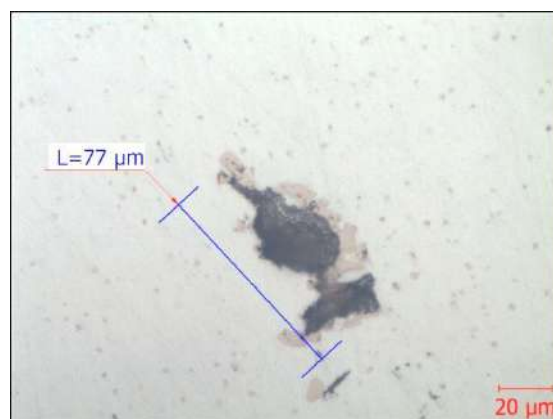
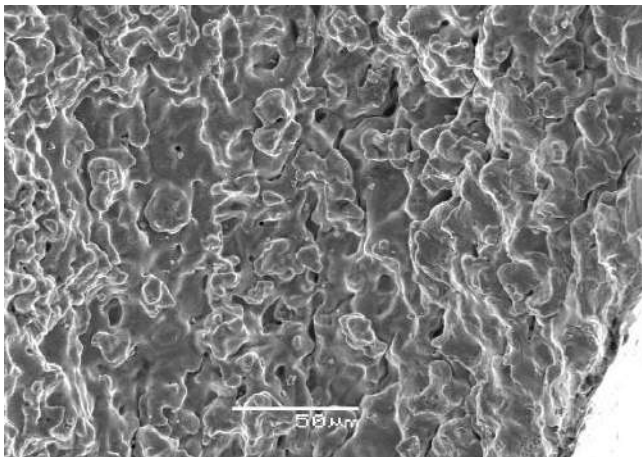
а – окисне включення, зб. $\times 200$ б – окисне включення, зб. $\times 500$ в – раковина, зб. $\times 200$ г – раковина, зб. $\times 500$

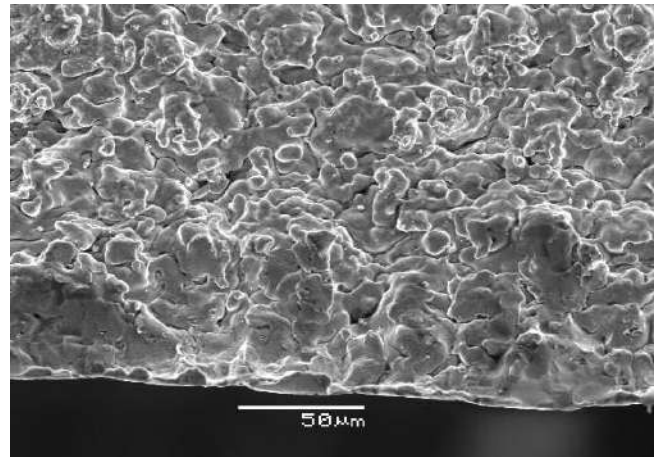
Рисунок 3.16 – Дефекти у мікроструктурні зразків

При дослідженні зламів розкритих тріщин на електронному мікроскопі спостерігаємо таку саму направленість дендритів упродовж відведення тепла при вирощуванні (рис. 3.17), як бачимо на шліфі зразка (рис. 3.14).

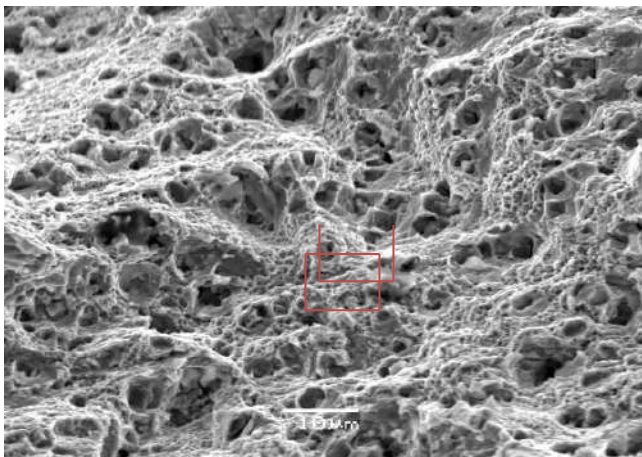
На фрактограмі зламу видно, що практично вся поверхня зламу (~98%) розкритої тріщини характеризується згладженою «оплавленою» поверхнею, характерною для зламів гарячих тріщин (див. рис. 3.17). Наявні невеликі окремі ділянки з комірчастою структурою, що характерно для пластичного руйнування (див. рис. 3.17).



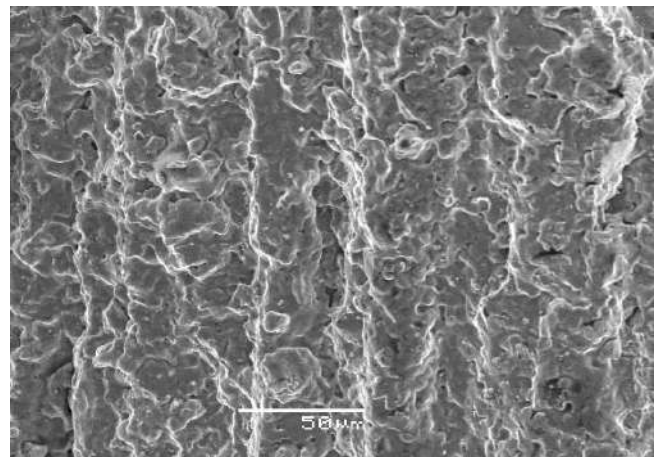
б, зб. ×500



в, зб. ×500



д, зб. ×1500



г, зб. ×500

Рисунок 3.17 – Фрактограма зламу розкритої тріщини

Відомо, що в процесі багат шарового наплавлення поверхня декількох попередніх валиків під зварювальною ванною повторно розігрівається до

температур 1100-1200°C (рис. 3.18), а в умовах поперечних коливань подібний циклічний повторний нагрів також може бути наявний у вже попередньо закристалізованого металу за зварювальною ванною наплавленого валика. За таких умов у зазначених вище зонах наплавленого металу відбувається поєднання активних розтягуючих зварювальних деформацій із залишковими й у випадку достатньо високої жорсткості адитивної конструкції, коли їх сумарна величина перевищує в околі відносно невелику деформаційну здатність наплавленого металу з високим вмістом розчинених газів температури 1100°C, під час повторних нагрівань наплавленого металу відбувається його руйнування за механізмом «ductility dip cracking» (класифікація за [93]). При підвищенні вмісту азоту або кисню в порошок після вирощування у наплавленому металі при температурі 1100°C буде значне зниження його деформаційної здатності ($\epsilon \leq 3,8\%$), що може призвести при повторних нагрівах у разі нанесення наступних шарів до руйнування.

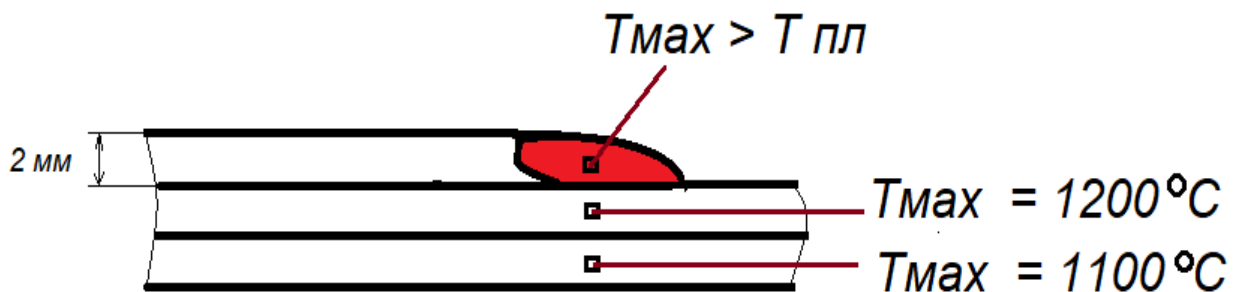


Рисунок 3.18 – Схема реалізації повторних нагрівів попередніх валиків в умовах багатоповітряного наплавлення

Аналізуючи таблиці 3.5 та 3.6 фіксуємо, що зразки із задовільними механічними властивостями (№2, №3, №4, №7 та №12) мають вміст [O] від 0,0054% до 0,017% та [N] від 0,0191% до 0,0271%. Водночас зразки із незадовільними властивостями мають або підвищений вміст [O]=0,022-0,029 (№5, №8, №10, №13, №14, №15) або підвищений вміст [N]=0,0315-0,0358.

Можна зробити висновок, що вміст у порошку активних газів ([O] та [N]) має суттєвий вплив на механічні властивості отриманих заготовок методом плазмового адитивного вирощування. Так при вмісті [N] $\geq 0,03$ ваг. %, або кисню у [O] $\geq 0,02$ ваг. % у поздовжньому напрямі ми бачимо значне падіння властивостей міцності та пластичності, унаслідок гарячих тріщин, що утворилися при вирощуванні.

3.3 Виправлення дефектів на вирощених зразках

Адитивне плазмове вирощування у низці металургійних, фізичних та технологічних особливостей дуже близьке до процесу мікролиття, а структура одержаних заготовок має аналогічну до литої структури. Як відомо, ефективним способом усунення внутрішніх несучільностей, що виникають при кристалізації виливків є гаряче ізостатичне пресування (ГІП). Суть ГІП в одночасному впливі на заготовку високої температури та тиску, що утворюється в газостаті інертним газом – аргоном. Це призводить до ущільнення сплаву за рахунок «залікування» внутрішніх несучільностей за механізмом локальної пластичної деформації, інтенсивної короткочасної повзучості та дифузійного зварювання.

Фізичні властивості, особливо температура фазових перетворень, є визначальною при визначенні режимів ГІП з подальшою термічною обробкою. Очевидно, що найбільший ефект термічної обробки та ГІП можна отримати тільки з урахуванням критичних температур сплаву: температури солідусу та ліквідусу, температур повного розчинення та виділення зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази, евтектики (γ - γ') та карбідів M_xC_y .

Згідно з роботою [1], у пружній ділянці на виділений елемент у відливці будуть діяти радіальні σ_r та тангенціальні σ_t (стискаючі) напруги:

$$\sigma_r = \frac{-p_0 p_0^2}{r_0 - r_i} \left(1 - \frac{r_i^2}{r^2} \right)$$

$$\sigma_t = \frac{-p_0 p_0^2}{r_0^2 - r_i^2} \left(1 - \frac{r_i^2}{r^2} \right)$$

Міцність відливки у цьому випадку визначається значеннями напруг σ_r та σ_t . Застосовуючи третю теорію міцності (найбільших дотичних напруг), отримуємо, що найбільша різниця головних напруг

$$(\sigma_t - \sigma_r) = \frac{-2p_0 r_0^2 r_i^2}{r^2 (r_0^2 - r_i^2)}$$

буває в точках внутрішньої поверхні пори, коли $r = r_i$, а $r_0 = 0$, при цьому за абсолютною величиною вона завжди значно більша, ніж зовнішній тиск p_0 :

$$\sigma_{t \max} = \frac{-2p_0 r_0^2}{r_0^2 - r_i^2}$$

Якщо межа плинності матеріалу вилівка $\sigma_{0,2}$ (отримана при одновісному розтягуванні) буде дорівнювати $\sigma_{t \max}$, то на внутрішній поверхні вилівка утворюється пластична зона ($r_i \leq r \leq r_1$), обмежена деяким радіусом r_i (рис. 1, б). Шарове кільце поза цією сферою ($r_1 \leq r \leq r_0$) є пружним. Межа плинності для пластичних конструкційних матеріалів при стискуванні та розтягуванні однакова, оскільки виникнення пластичних деформацій залежить від дотичних напруг, які під дією сил розтягування та стискування розрізняються тільки знаком [2].

Узагальнюючи результати експериментальних досліджень із заліковування пор у відливках при всебічному рівномірному стискуванні, можна залежно від співвідношення між температурами рекристалізації і заліковування, а також напругою заліковування і межею плинності матеріалу вилівка при температурі заліковування виокремити чотири варіанти кінетики процесу заліковування:

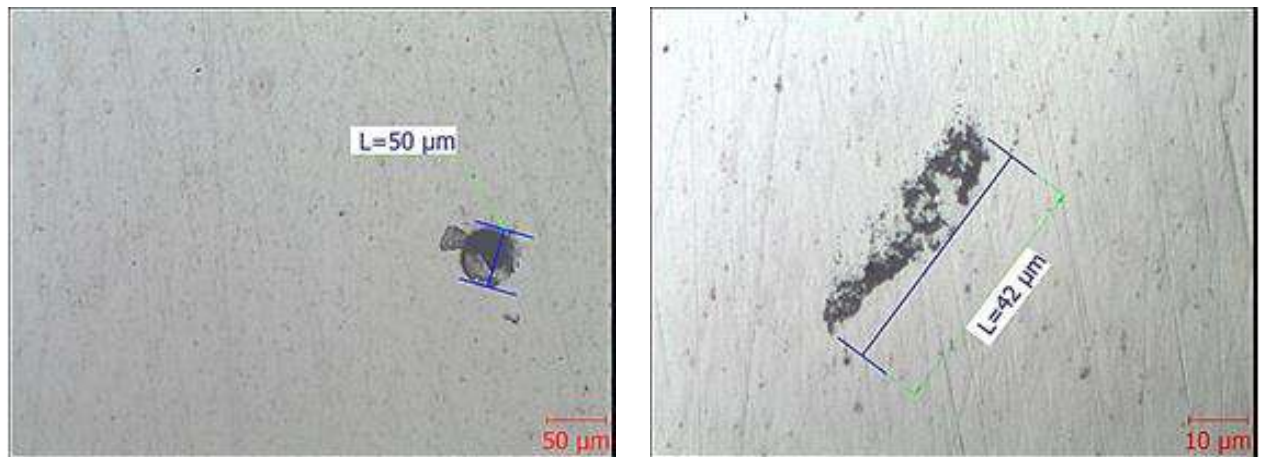
- заліковування відсутнє при $\sigma_t < \sigma_{0,2}; T_{\text{зал}} < T_{\text{рек}}$;
- заліковуванні гасне при $\sigma_t > \sigma_{0,2}; T_{\text{зал}} < T_{\text{рек}}$;
- заліковуванні повільне при $\sigma_t = \sigma_{0,2}; T_{\text{зал}} > T_{\text{рек}}$;
- заліковуванні швидке при $\sigma_t > \sigma_{0,2}; T_{\text{зал}} > T_{\text{рек}}$.

Проведемо дослідження щодо визначення можливості підвищення механічних властивостей на заготовках, отриманих плазмовим адитивним вирощуванням з порошку, отриманого атомізацією холодним струменем інертного газу. Зразки були зі зниженими властивостями через наявність тріщин. З метою їх усунення (залікування) зразки піддавались гарячому ізостатичному пресуванню (ГІП) і далі – повторній термообробці.

Таблиця 3.7 – Режимы гарячого ізостатичного пресування (ГІП)

Технологічні параметри процесу ГІП		
$T_{\text{ПРЕС}}, ^\circ\text{C}$	$t, \text{ год}$	$P, \text{ атм}$
1150	2–3	160

Металографічне дослідження нетравлених шліфів показало, що метал зразка після ГІП щільний, після огляду, виявлено наявність поодиноких пор та окисних включень – розміром до ~ 50 мкм (рис. 3.11).



пора

окисне включення

Рисунок 3.11 – Дефекти у матеріалі зразка після ГІП (шліфи нетравлені)

Тріщин, які були у зразку до ГПІ, не виявлено. На поздовжніх шліфах виявлено сліди «залікованих» тріщин, що не мають виходу на поверхню (рис. 3.12).

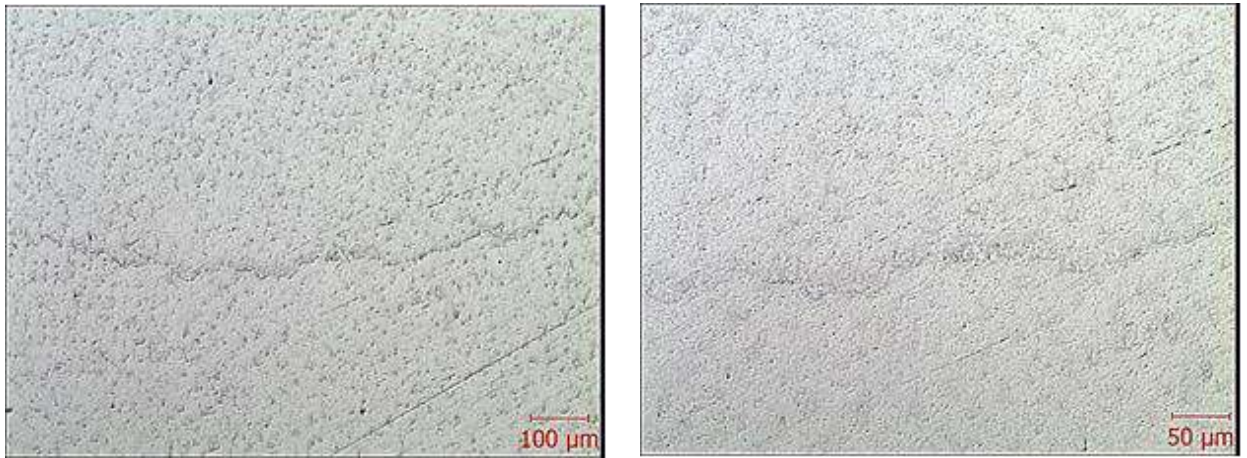


Рисунок 3.12 – Місця «залікованих» тріщин

Отже, у процесі гарячого ізостатичного пресування відбулося «заліковування» дрібної пористості (до ~ 50 мкм) та внутрішніх тріщин. Це узгоджується з механізмом барометричного впливу, за яким усунення, а також зменшення мікропористості можна досягнути тільки щодо внутрішніх об'ємів металу.

Таблиця 3.8 – Механічні властивості вироцених зразків із порошку №2 після ГПІ

Ум. № зразку	σ_B , кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм ²	δ , %	ψ , %
№2 (після ГПІ)	Поздовжні напрям			
	102,4	68,4	26,8	33,2
	109,0	71,3	24,0	26,0
	109,0	71,3	28,0	42,2
	110,6	72,5	30,0	39,4
	107,7	70,9	27,2	35,2
	Поздовжній напрям			
	97,8	60,5	19,2	16,1
	92,4	59,9	15,2	19,3
	91,4	57,0	16,0	16,1
	88,1	60,1	13,2	19,3
	92,4	59,4	15,9	17,7
	Прутки (ТУ 14-1-3046-97);	≥ 80	≥ 35	≥ 25
Лиття ВХ4Л (ОСТ 1 90126-85)	≥ 80	–	≥ 4	–

Після застосування ГПП величина міцності (σ_v) у поздовжньому напрямі підвищились у ~ 2 рази, зберігаючи властивості в поперечному напрямі. Відбулася стабілізація властивостей на рівень для цього способу виготовлення. Що пов'язано із «заліковуванням» внутрішніх тріщин» у процесі операції ГПП.

ВИСНОВКИ

1. Установлено, що спосіб виготовлення порошку зі сплаву ЭП648-ВИ (газова або відцентрова атомізація) при забезпеченні грануляції (від 50 до 163 мкм) та хімічного складу на технологічний процес вирощування (режими наплавлення, стабільність подачі порошку) та на формування валиків суттєво не впливає.

2. Установлено, що отримана структура при вирощуванні являє собою твердий розчин, у складі якого є інтерметаліди, карбіди, нітриди і частинки голчастої морфології надлишкової фази на основі хрому (α -Cr), що виділяються при старінні. У мікроструктурі лінії сплавлення не видно. Структура однорідна із взаємним проростанням зерен та дендритів між шарами і відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЭП648-ВИ.

3. Установлено, що спосіб виготовлення порошку зі сплаву ЭП648-ВИ (газова або відцентрова атомізація) суттєво впливає на механічні властивості отриманих заготовок методом плазмового адитивного вирощування, та визначено умови використання порошків різних методів виготовлення, а саме:

- високий рівень механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів при вирощуванні заготовок достатніх для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів можливий у разі використання порошків, отриманих атомізацією гарячим струменем інертного газу та плазмовою відцентровою атомізацією;

застосування порошків, отриманих атомізацією холодним струменем інертного газу при вирощуванні заготовок, у поздовжньому напрямі відбувається

значне падіння властивостей міцності та пластичності, унаслідок тріщин, що утворилися при вирощуванні. Виникнення тріщин при багатошаровому наплавленні є наслідком залишкової термічної напруги та концентратором напруги у вигляді лінійних ділянок скупчення пор довжиною 2–3 мм. Лінійні ділянки скупчення пор успадковують пори порошку, утворення яких притаманне для порошку, отриманого атомізацією холодним струменем інертного газу; запропоновано та підтверджено доцільність застосування методу ущільнення вирощених заготовок методом ГПП з гарантованим забезпеченням необхідних механічних властивостей;

- застосування порошоків, отриманих атомізацією холодним струменем інертного газу при вирощуванні заготовок обмежено обов'язковим використанням ГПП для забезпечення щільності металу та необхідних механічних властивостей.

4. Установлено, що на механічні властивості заготовок, отриманих методом плазмового адитивного вирощування зі сплаву ЕП 648 ВИ суттєво впливає вміст у порошку активних газів ([O] та [N]).

5. Установлено, що при вмісті в порошку зі сплаву ЕП-648ВИ азоту у кількості $[N] \geq 0,03$ ваг. %, або кисню у $[O] \geq 0,02$ ваг. % у наплавленому металі при температурі 1100°C фіксується значне зниження його деформаційної здатності ($\varepsilon \leq 3,8$ %), що під впливом термічних напруг призводить до виникнення гарячих тріщин, а, як наслідок, у поздовжньому напрямі ми бачимо значне падіння властивостей міцності та пластичності.

6. Установлено, що вирощування заготовок із необхідним рівнем механічних властивостей, достатніх для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів, можна отримувати тільки при використанні порошку з сплаву ЕП-648ВИ з обмеженим вмістом азоту та кисню ($[N] \leq 0,03$ ваг. %, або кисню у $[O] \leq 0,02$ ваг. %).

РОЗДІЛ 4 АНАЛІЗ ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ АДИТИВНОМУ МІКРОПЛАЗМОВОМУ ПОРОШКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

Серед числових методів при розв'язанні задач про напружено-деформований стан широкого застосування набув метод скінченних елементів, заснований на припущенні, що тіло можна розглядати як набір компонентів, які з'єднуються один з одним тільки у вузлах. Вузлови переміщення задаються за допомогою матриці жорсткості елемента. Умови рівноваги тіла можливо отримати завдяки об'єднання матриць жорсткості окремих компонентів в глобальну матрицю жорсткості тіла. За відомих значень навантажень або переміщень рішення системи рівнянь рівноваги дозволяє знайти всі вузлові зусилля, а за ними – напруження і переміщення в межах кожного елемента.

Так як умови нагрівання й охолодження зварного виробу визначають кінетику структурних перетворень, характер розподілу і рівень внутрішніх напружень і деформацій, а теплофізичні і механічні властивості матеріалу залежать від температури і структури, то параметри напружено-деформованого стану залежать від розв'язку зв'язаної задачі термопружнопластичності.

4.1 Утворення зварювальних деформацій та напружень

4.1.1 Основні поняття про напружено-деформований стан

Слід зауважити, що виникнення зварювальних деформацій і напружень залежить від пружно-пластичних властивостей металу та нестационарними температурними умовами, високими температурними градієнтами. З поширенням тепла і вирівнюванням температури відбувається безперервна зміна і перерозподіл об'єму металу. Зміна об'єму металу спричинена його розширенням під час

нагрівання і фазовими перетвореннями, а перерозподіл об'єму металу є результатом розвитку пластичних деформацій і охоплює ділянку, що прилягає до зварного шва з обох боків. Висококонцентроване внесення тепла до зварного виробу спричиняє утворення нерівномірно розподілених пластичних деформацій, а отже, і відповідних усадкових сил, які спричиняють переміщення точок тіла [1].

Залежно від характеру розподілу зварювальних напружень у зварному з'єднанні розрізняють лінійний, плоский, і об'ємний напружені стани [1, 2].

У загальному випадку для кожної точки зварного з'єднання об'ємний напружений стан повністю визначається тензором напружень у прямокутній системі координат XYZ :

$$\sigma_{ij} = \begin{vmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{vmatrix},$$

де σ_{ij}, τ_{ij} – нормальні і дотичні напруження відповідно,

Як відомо [87, 88], причиною утворення залишкових зварювальних напружень є нерівномірно розподілені в об'ємі зварного з'єднання залишкові пластичні деформації скорочення, які утворюються внаслідок впливу високоградієнтного теплового навантаження від зварювальної дуги в межах пластичної зони.

Деформований стан зварного з'єднання, зумовлений пластичними деформаціями, можна описати тензором деформацій, який у системі прямокутних координат XYZ буде мати вигляд:

$$\varepsilon_{ij}^p = \begin{vmatrix} \varepsilon_{xx}^p & \gamma_{xy}^p & \gamma_{xz}^p \\ \gamma_{yx}^p & \varepsilon_{yy}^p & \gamma_{yz}^p \\ \gamma_{zx}^p & \gamma_{zy}^p & \varepsilon_{zz}^p \end{vmatrix},$$

де $\varepsilon_{ij}^p, \gamma_{ij}^p$ – осьові і зсувні пластичні деформації відповідно.

Оцінка міцності зварних з'єднань в умовах нелінійного напруженого стану пов'язана з умовами досягнення матеріалом граничного стану, який, зі свого боку, залежить від виду напруженого стану тіла в точці.

Під граничним значенням напруженого стану в пластичному матеріалі розуміють значення інтенсивності напружень (еквівалентне напруження) в точці тіла, перебільшення якого призводить до утворення в цій точці пластичних деформацій. Іншими словами, йдеться про умову пластичності в точці тіла.

На сьогодні існує велика кількість умов пластичності, що зумовлено великим переліком різних конструкційних матеріалів і різними постулатами про настання такого стану в тих чи тих матеріалах або навіть в одному й тому ж матеріалі.

Для конструкційних матеріалів, які використовують для виготовлення зварних конструкцій, як показала практика, найбільшу відповідність результатам експерименту має умова пластичності Губера-Мізеса-Генкі, відповідно до якої пластична деформація в точці тіла починається з моменту часу, коли інтенсивність напружень в точці досягає значення границі плинності матеріалу σ_S [1-3].

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6 \cdot (\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} = \sigma_S$$

Таким чином, оцінку можливості настання граничного стану у зварних з'єднаннях необхідно виконувати шляхом порівняння еквівалентних напружень з гранично допустимими для даного матеріалу.

Залишкові деформації, напруження та переміщення призводять до зниження технологічності конструкції, погіршують її експлуатаційні показники та зовнішній вигляд. Тому під час виготовлення багатьох зварних конструкцій виникає потреба їх зменшення до значень, зумовлених технічними умовами на виготовлення

конструкції. Іншими словами, виникає виробнича потреба управління розвитком переміщень і напружень під час зварювання з метою отримання допустимих значень.

Завдання роботи полягає в дослідженні закономірностей впливу параметрів адитивного мікроплазмового наплавлення просторових об'єктів з використанням порошкового наповнювача зі сплаву INCONEL 718 на формування напружено-деформованого стану (НДС) матеріалу 3D-виробів та створення на основі цих підходів автоматичного 3D-друку просторових металевих виробів з прогнозованим напруженим станом.

4.1.2 Методика моделювання напружено-деформованого стану при мікроплазмовому порошковому наплавленні

Сучасна науково-дослідна та інженерна практика широко застосовує комп'ютерне моделювання з використанням математичного апарату методу скінченних елементів (МСЕ) для розв'язання задач про напружено-деформований стан зварних з'єднань.

Застосування МСЕ не обмежене ні складністю геометрії тіла, ні способами застосування навантажень і забезпечує технологічну надійність проєктів та скорочує обсяг фізичного експериментування.

Цей метод базується на припущенні, що тіло можна розглядати як сукупність елементів, які з'єднані між собою лише у вузлах. Взаємозв'язок між вузловими зусиллями та вузловими переміщеннями визначається за допомогою матриці жорсткості елемента. Об'єднання матриць жорсткості окремих елементів у глобальну матрицю жорсткості тіла дозволяє сформулювати умови рівноваги для всього тіла. Розв'язання системи рівнянь рівноваги при заданих навантаженнях або переміщеннях дозволяє визначити всі вузлові зусилля, а за ними – напруження та переміщення в межах кожного елемента [90].

4.1.3 Скінченно-елементна модель і властивості матеріалів

Скінченно-елементна модель (СЕМ) зразка, що вирощується за допомогою адитивного мікроплазмового наплавлення, створена за допомогою твердотільного моделювання і складається з 64706 призматичних елементів. СЕМ являє собою Т-подібну основу, яка жорстко закріплена на столі під час наплавлення та охолодження (рис. 4.1). Розміри полиці Т-подібної основи для наплавлення складають 120x50x7 мм, стінка основи – 120x14x3 мм.

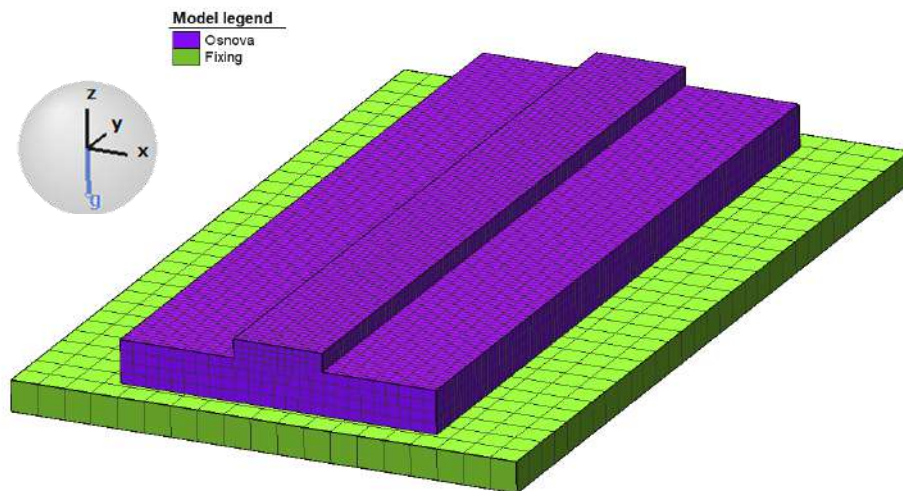


Рисунок 4.1 - Т-подібна основа для наплавлення

Послідовне наплавлення 10 шарів на стінку Т-подібної основи виконано мікроплазмово-порошковим способом за двома траєкторіями: «змійка» і «зигзаг», як показано на рис. 4.2– 4.4

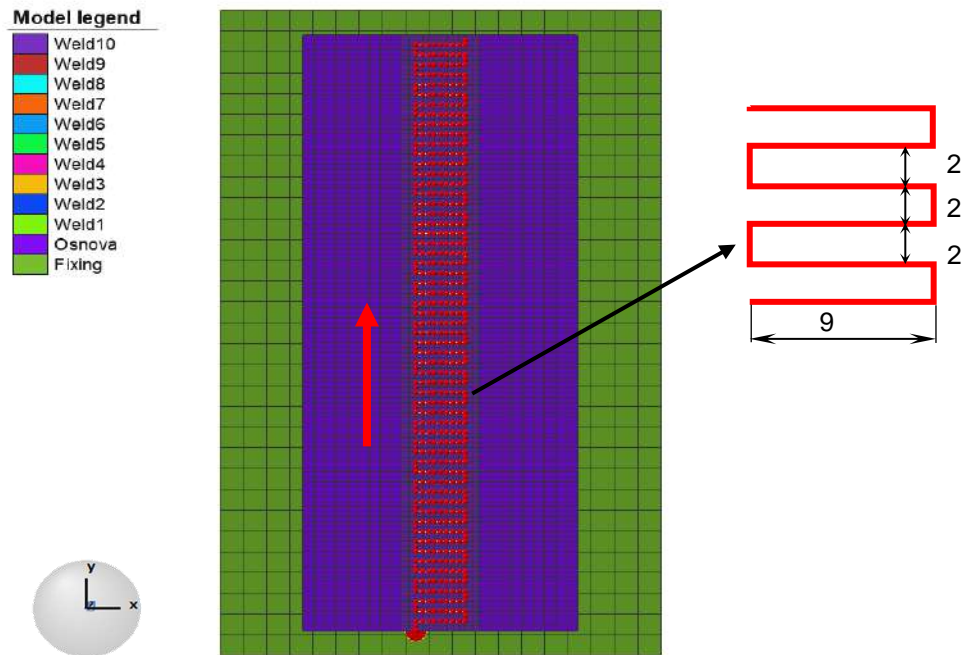


Рисунок 4.2 Напрямок і траєкторія наплавлення «змійка»

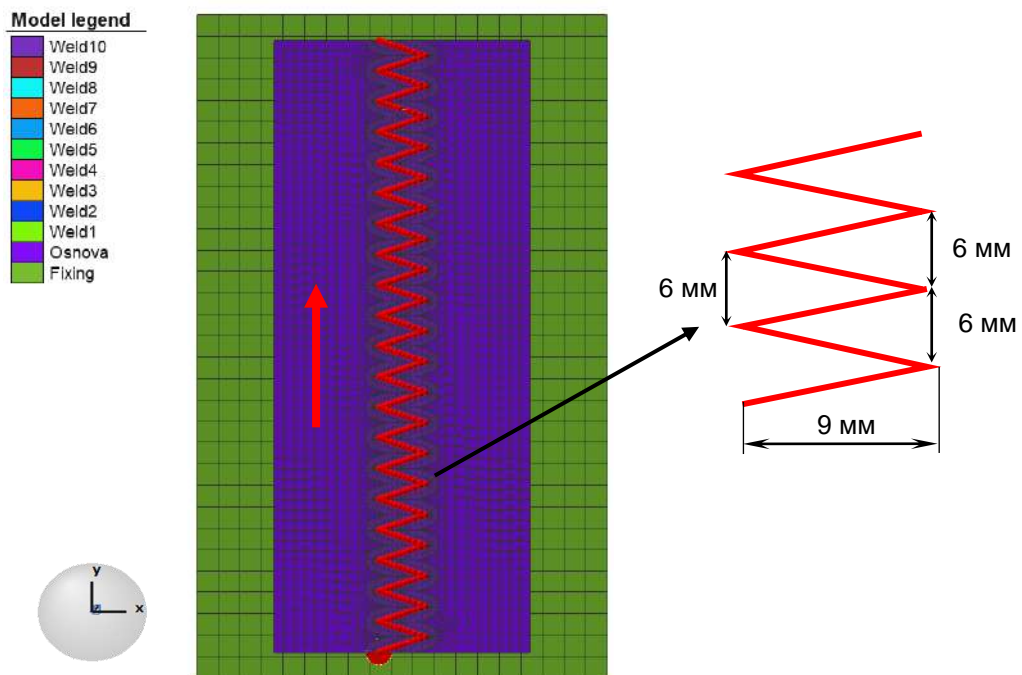


Рисунок 4.3 - Напрямок і траєкторія наплавлення «зигзаг»

Для формування наплавленого шару завтовшки 1,5 мм за траєкторією типу «змійка» застосована регулярна сітка зі скінченних елементів з розміром 3D

призматичних елементів $1 \times 1,125 \times 0,75$ мм. Поза високонагрітою зоною розмір скінченних елементів збільшено до $1 \times 2 \times 1,75$ мм для оптимізації витрат часу на розрахунки.

Для формування наплавленого шару завтовшки 1,5 мм за траєкторією типу «зигзаг» застосована нерегулярна сітка зі скінченних призматичних 3D елементів від $0,889 \times 1,186 \times 0,75$ до $1,186 \times 1,186 \times 0,75$ мм. У вершинах «зигзагів» застосовані тетрагональні і трапецеподібні призматичні елементи для забезпечення цілісності траєкторії. Поза високонагрітою зоною розмір призматичних скінченних елементів збільшено до $2 \times 2 \times 1,75$ мм для оптимізації витрат часу на розрахунки.

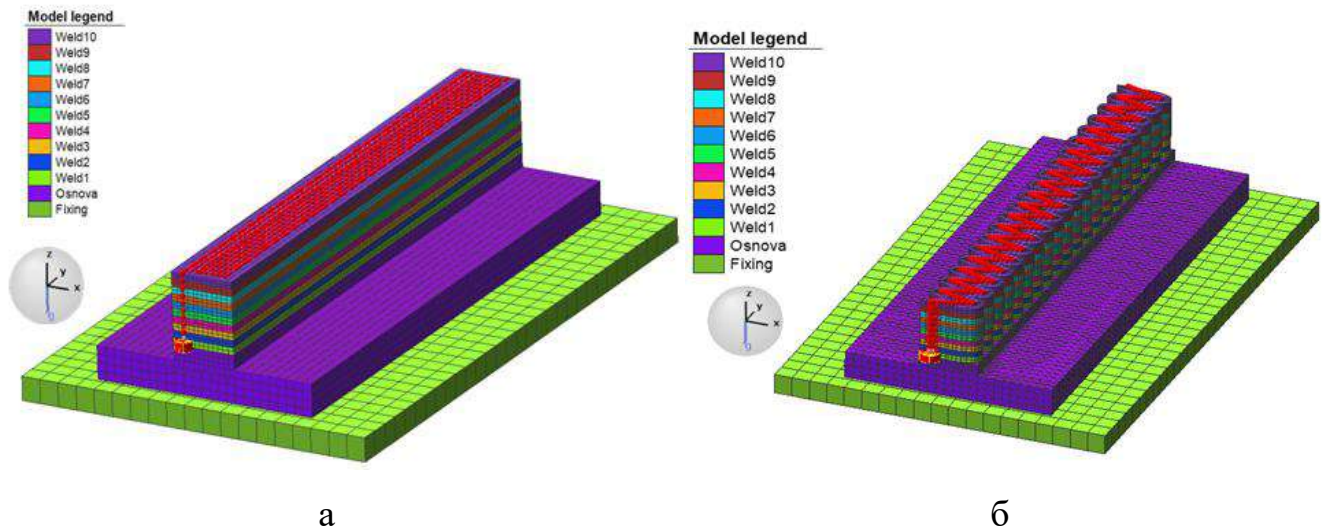


Рисунок 4.4 – Т-подібна основа з наплавленими 10 шарами за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Траєкторія наплавлення задана 1D-елементами. Технологічне закріплення Т-подібної основи в процесі наплавлення та охолодження моделювали, призначивши програмно жорстку фіксацію вузлів нижньої поверхні основи на столі. Під час моделювання процесу наплавлення враховували, як хімічний склад матеріалів основи (сталь класу С235) та наплавлених шарів (INCONEL 718) (табл.

4.1), так і зміну теплофізичних і механічних властивостей цих матеріалів під час нагрівання та охолодження (табл. 4.2–4.3).

Таблиця 4.1 - Хімічний склад матеріалів

Порошок зі сплаву INCONEL-718 для наплавлення								
Елемент	Al	C	Co	Cr	Fe	Mn	Mo	Nb
Вміст, %	0.4917	0.02	0.0527	17.957	16.665	0.0537	2.64	4.588
Елемент	Ni	S	Si	Ta	Ti	V	W	Zr
Вміст, %	56.5232	0.0064	0.064	0.0221	0.8734	0.0137	0.0132	0.0159
Основа для наплавлення - сталь С235								
Елемент	C	Cu	Fe	Mn	N	P	S	
Вміст, %	0.15	0.4	98.293	1.1	0.01	0.02	0.027	

Таблиця 4.2 – Залежність теплофізичних і механічних характеристик сталі класу С235 від температури

Теплофізичні властивості					Механічні властивості	
Температура, °С	Теплопровідність, Дж/(м·с·К)	Питома теплоємність, кДж/(кг·К)	Температура, °С	Коефіцієнт лінійного розширення, 1/°С	Температура, °С	Модуль Юнга, МПа
25	54,9384	0,44599	-100	0	25	210627
200	50,625	0,51679	-40	$1,24 \cdot 10^{-05}$	300	193411
400	43,578	0,61738	50	$1,26 \cdot 10^{-05}$	500	171412
600	36,7761	0,78967	800	$1,53 \cdot 10^{-05}$	900	116764
700	34,1539	0,94972	850	$2,53 \cdot 10^{-05}$	1300	75692,4
750	33,1169	0,9355	1250	$2,54 \cdot 10^{-05}$		
800	32,276	0,85289	1466,85	$2,54 \cdot 10^{-05}$		
850	27,7107	0,60113	1517,17	0		
1300	33,2613	0,67086				

Таблиця 4.3 – Залежність теплофізичних і механічних характеристик сплаву INCONEL 718 від температури

Теплофізичні властивості					Механічні властивості	
Температура, °С	Теплопровідність, Дж/(м·с·К)	Питома теплоємність, кДж/(кг·К)	Температура, °С	Коефіцієнт лінійного розширення, 1/°С	Температура, °С	Модуль Юнга, МПа
294,261	11,1	0,435	298,15	$1,21 \cdot 10^{-05}$	294,261	$2,00 \cdot 10^5$
366,483	12,4	0,435	333,15	$1,28 \cdot 10^{-05}$	310,928	$1,99 \cdot 10^5$
477,594	14,12	0,435	388,15	$1,35 \cdot 10^{-05}$	366,483	$1,96 \cdot 10^5$
588,706	16	0,435	443,15	$1,39 \cdot 10^{-05}$	422,039	$1,93 \cdot 10^5$
699,817	17,73	0,435	498,15	$1,42 \cdot 10^{-05}$	477,594	$1,90 \cdot 10^5$
810,928	19,46	0,435	553,15	$1,44 \cdot 10^{-05}$	533,15	$1,87 \cdot 10^5$
922,039	21,19	0,435	608,15	$1,51 \cdot 10^{-05}$	588,706	$1,84 \cdot 10^5$
1033,15	23,06	0,435	663,15	$1,60 \cdot 10^{-05}$	644,261	$1,81 \cdot 10^5$
1144,26	24,93	0,435	1533,15	$1,69 \cdot 10^{-05}$	699,817	$1,78 \cdot 10^5$
1255,37	26,66	0,435	1609,26	0	755,372	$1,74 \cdot 10^5$
1366,48	28,25	0,435			810,928	$1,71 \cdot 10^5$
					866,483	$1,67 \cdot 10^5$
					922,039	$1,63 \cdot 10^5$
					977,594	$1,59 \cdot 10^5$
					1033,15	$1,54 \cdot 10^5$
					1088,71	$1,52 \cdot 10^5$
					1144,26	$1,39 \cdot 10^5$
					1199,82	$1,30 \cdot 10^5$
					1255,37	$1,20 \cdot 10^5$
					1310,93	$1,10 \cdot 10^5$
					1366,48	$9,86 \cdot 10^5$

4.1.4 Джерело тепла і термомеханічна задача

Для числового моделювання процесу мікроплазмово-порошкового наплавлення застосована об'ємна модель конічного джерела нагрівання (рис. 4.5), згідно з якою інтенсивність випромінювання $Q(x, y, z)$ визначається нормальним розподілом за Гаусом:

$$Q(x, y, z) = Q_0 \cdot \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{r_0^2(z)}\right)$$

і залежить від зміни радіусу $r_0(z)$ конічного джерела вздовж глибини

$$r_0(z) = r_e + \frac{r_i - r_e}{z_i - z_e} \cdot (z - z_e)$$

де Q_0 – густина теплового потоку, r_e – радіус конічного джерела на поверхні пластини; r_i – радіус конічного джерела в глибині пластини; z_e – відстань від початку системи координат до поверхні пластини; z_i – відстань від початку системи координат до глибини прогріву; y – координата вздовж напрямку руху джерела нагрівання; x – координата в поперечному напрямку руху джерела нагрівання.

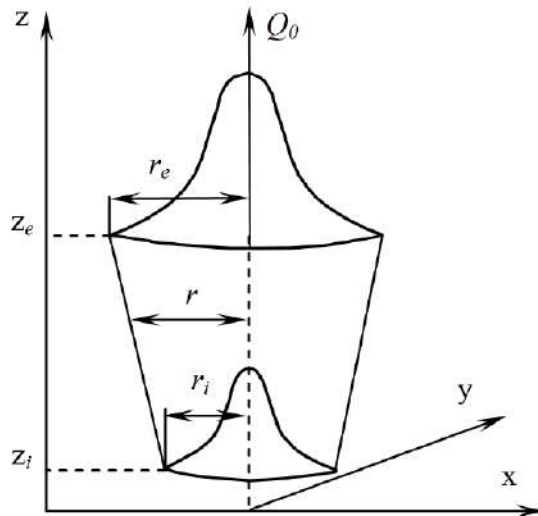


Рисунок 4.5 – Об’ємна модель конічного джерела нагрівання

У цьому випадку, як і для інших розподілених об’ємних джерел тепла, температурне поле $T(x, y, z, t)$ задовольняє диференційному нелінійному рівнянню теплопровідності в будь-якій точці тіла:

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q_{vol} \quad , \quad (1.1)$$

де $Q_{vol}(x, y, z)$ – об'ємна щільність теплової потужності джерела, Вт/см³.

Для опису умов теплообміну використані граничні умови виду [6]:

$$\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial n} \right)_n = h [T_c(\tau) - T_n(\tau)], \quad (1.2)$$

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

Крайова задача (1.1) – (1.2) проінтегрована при початковій умові:

$$T(x, y, z) = T_0, \quad (1.3)$$

де T_0 – початкова температура.

Розв'язок задачі теплопровідності з використанням МСЕ зводиться до мінімізації функціоналу, який описує крайову задачу (1.1) – (1.3). Для групи скінченних елементів це призводить до матричного рівняння [4]:

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

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

Поведінка матеріалу з'єднання в процесі деформування відповідає білінійній моделі пластичності з ізотропним зміцненням. Перехід металу з пружного стану у пластичний визначається критерієм пластичності Мізеса з асоційованим законом плинності:

$$F(\sigma, \chi, \sigma_s(T)) = f(\sigma - \chi) - \sigma_s(T) \geq 0, \quad (1.4)$$

де $\sigma_s(T)$ – границя плинності матеріалу залежно від температури; σ – тензор напружень; χ – напрямний тензор.

Загальний вигляд закону пластичного деформування такий:

$$\varepsilon_n = \lambda \frac{\partial \tau^2}{\partial S_{i,j}}, \quad (1.5)$$

де λ – скалярна величина; $\partial \tau^2$ – приріст інтенсивності девіатора напружень; $\partial S_{i,j}$ – девіатор напружень.

4.1.5 Моделювання джерела тепла для мікроплазмово-порошкового наплавлення

Для моделювання теплових процесів під час мікроплазмово-порошкового наплавлення застосована модель кінчного джерела тепла, яка трансформована у циліндричну (рис. 4.6).

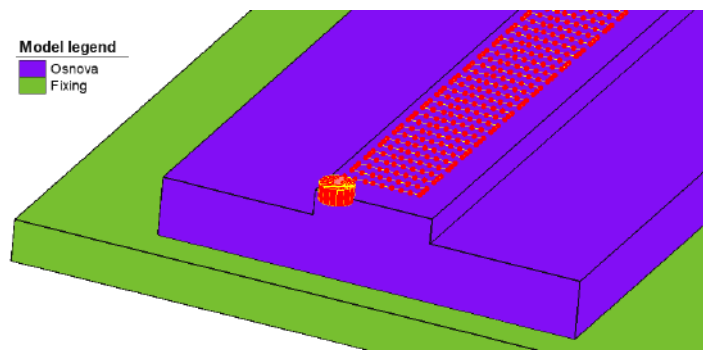
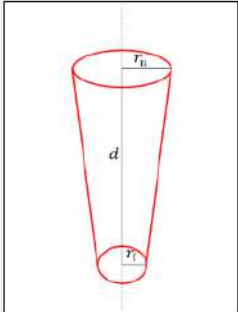


Рисунок 4.6 – Модель джерела нагріву для мікроплазмово-порошкового наплавлення

Значення параметрів режиму наплавлення і геометричних параметрів циліндричного джерела нагрівання під час мікроплазмово-порошкового наплавлення зразків подано в таблицях 4.4 та 4.5.

Таблиця 4.4 - Геометричні параметри джерела нагрівання для заданих траєкторій

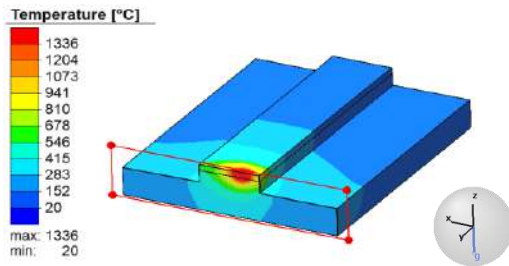
Тип траєкторії		Радіус джерела нагрівання, мм		Глибина проникнення d, мм
		на поверхні, r_n	в глибині, r_1	
«Змійка»		2	2	2
«Зигзаг»		2,5	2,5	2

Таблиця 4.5 – Параметри режимів наплавлення для заданих траєкторій

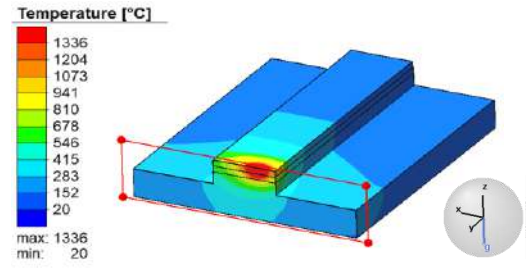
Тип траєкторії	Зварювальний струм, А	Напруга на дусі, В	ККД	Швидкість наплавлення, мм/сек	Погонна енергія нагрівання, Дж/мм	Час наплавлення одного шару, сек	Кількість наплавлених шарів	Загальний час наплавлення та охолодження, сек
«Змійка»	39	27	0,55	1	579,15	650	10	7000
«Зигзаг»	39	27	0,52	1	547,6	379,47	10	4195

У результаті розв'язання нестационарної задачі теплопровідності отримані поля розподілу максимальних температур у зразках на стадії нагрівання для двох технологічних схем наплавлення: «змійка» і «зигзаг» – під час наплавлення кожного з 10 шарів.

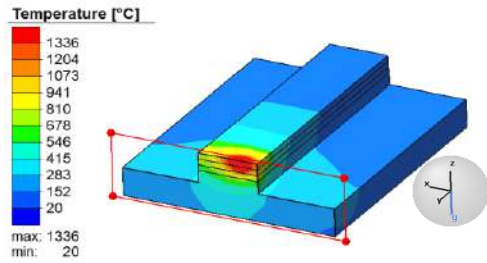
На рис. 4.7–4.8 показаний розподіл максимальних температур у середньому поперечному перерізі досліджуваних зразків у момент формування відповідного наплавленого шару за названими вище траєкторіями руху джерела нагрівання.



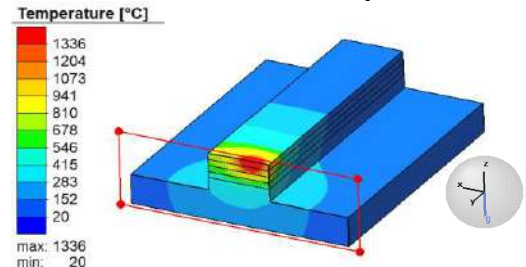
323.8 сек, 1 шар



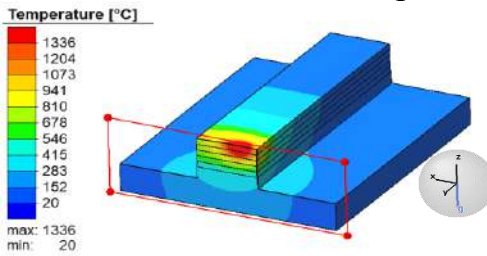
973.81, 2 шар



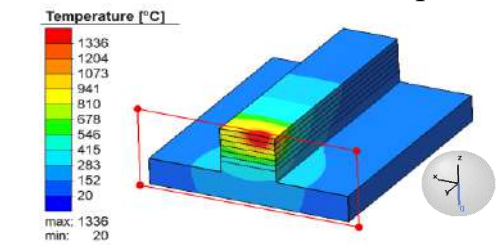
1623.801 сек, 3 шар



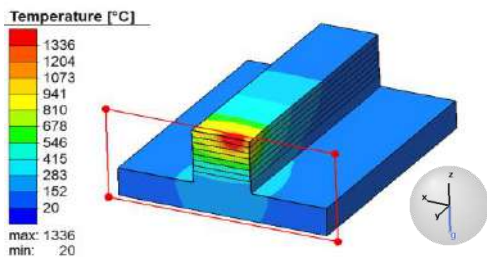
2273.801 сек, 4 шар



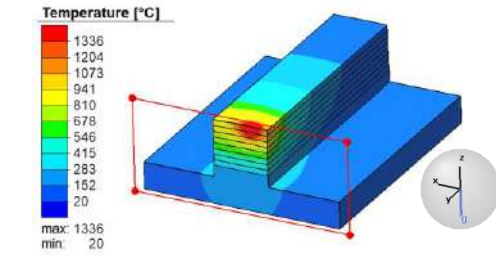
2923.801 сек, 5 шар



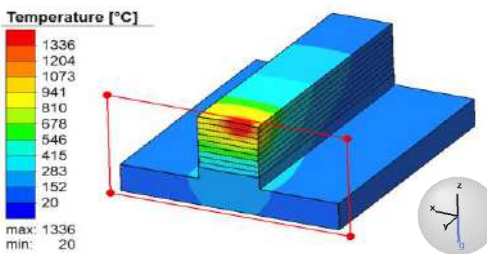
3573.801 сек, 6 шар



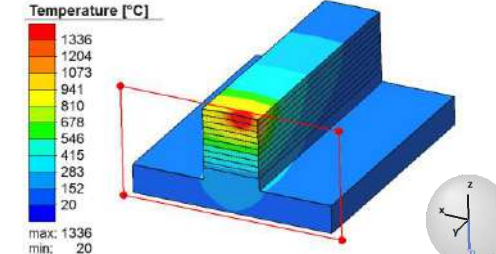
4223.801 сек, 7 шар



4873.8 сек, 8 шар



5523.801 сек, 9 шар



6173.801 сек, 10 шар

Рисунок 4.7 – Розподіл температур у середньому поперечному перерізі з'єднання під час наплавлення кожного з 10 шарів за траєкторією «змійка»

З рис. 4.7 видно, що під час наплавлення за траєкторією «змійка» 1–3 шарів характер розподілу температур у зразку не змінюється: основа прогрівається до ~ 340 °С у центральній частині поперечного перерізу з подальшим зменшенням до ~ 160 °С симетрично ліворуч і праворуч від ділянки наплавлення шару. У момент перетину джерелом нагрівання середнього поперечного перерізу в шарі, який у цей час наплавляють, температура сягає значення 1336 °С і при цьому стінка Т-подібної основи, на яку виконують наплавлення 1-го шару також прогрівається до 1336 °С, а під час наплавлення 2-го і 3-го шарів температура в ній знижується до ~ 1100 °С і ~ 620 °С відповідно.

У процесі наплавлення 4–6 шарів з'являються ознаки локальності в характері розподілу температур: у центральній частині основи температура зменшується до ~ 250 °С, а ліворуч і праворуч відносно центру температура становить ~ 130 °С. Стінка Т-подібної основи, на яку виконують наплавлення 4-го шару в цей момент прогрівається до ~ 480 °С, а під час наплавлення 5-го і 6-го шарів температура в ній знижується до ~ 430 °С і ~ 380 °С відповідно.

Під час наплавлення 6-го шару температура у 6-му і 5-му шарах перебуває на максимальному рівні ~ 1336 °С, а у 4-му і 3-му становить ~ 1120 °С ~ 860 °С відповідно.

У процесі наплавлення 7–10 шарів видно, що характер розподілу температур змінюється, відбувається локалізація високонагрітої ділянки у зразку. На момент наплавлення 9-го шару температура в основі знизилась до ~ 200 °С у центральній частині, а ліворуч і праворуч від зони наплавлення – до ~ 110 °С. Під час наплавлення 10-го шару температури в основі змінюються незначно: у центральній частині ~ 150 С, ліворуч і праворуч від зони наплавлення ~ 100 °С.

Максимальні температури в попередньо наплавлених 1–9 шарах під час наплавлення 10-го шару відповідно складають: 300 °С, 380 °С, 470 °С, 565 °С, 690 °С, 820 °С, 960 °С, 1110 °С, 1336 °С, що свідчить про високоградієнтний характер

розподілу температур по висоті наплавлених шарів, зумовлений непрямою траєкторією руху джерела нагрівання.

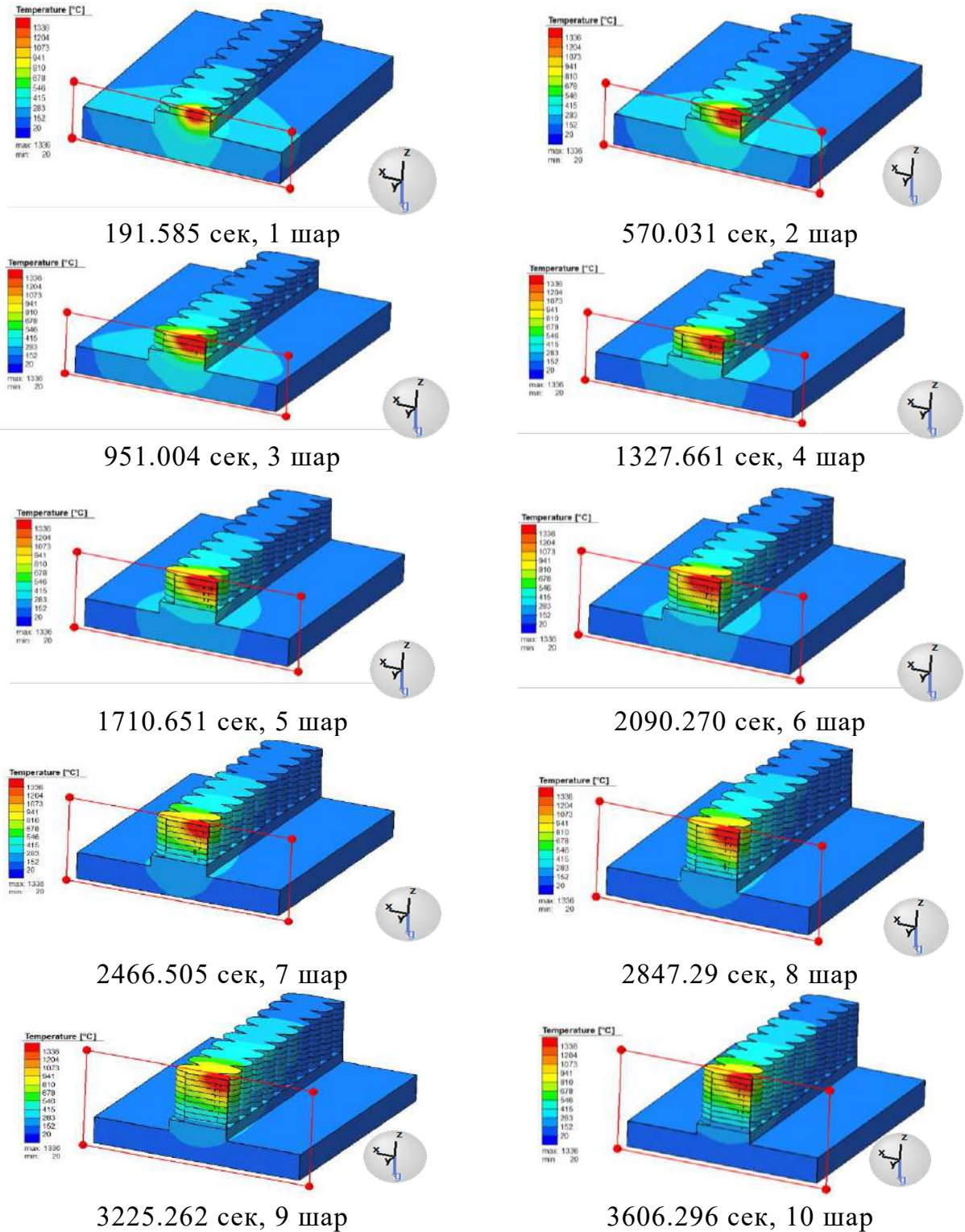


Рисунок 4.8 – Розподіл температур у середньому поперечному перерізі з'єднання під час наплавлення кожного з 10 шарів за траєкторією «зигзаг»

Аналіз температурних полів під час наплавлення за траєкторією «зигзаг» (рис. 4.8) показав, що під час наплавлення 1–3 шарів у зразку утворюються принципово подібні за формою та розмірами ділянки підвищених температур.

У середньому поперечному перерізі під час наплавлення 1–3 шарів температура в центральній частині основи становить ~ 350 °С і ~ 170 °С – ліворуч і праворуч від центру зразка. У стінці Т-подібної основи, на яку наплавляють шари температура складає ~ 1336 °С, ~ 1030 °С, ~ 630 °С у момент наплавлення 1-го, 2-го і 3-го шарів відповідно.

Під час наплавлення 4–6 шарів температурне поле набуває локальності і значення температур є такими: у центральній частині основи температура зменшується до ~ 228 °С, а ліворуч і праворуч стосовно стінки зразка температура становить ~ 130 °С. Стінка Т-подібної основи, на яку виконують наплавлення 4-го шару в цей момент прогрівається до ~ 430 °С, а під час наплавлення 5-го і 6-го шарів температура в ній знижується до ~ 350 °С і ~ 310 °С відповідно.

У процесі наплавлення 6-го шару температура в 6-му і 5-му шарах перебуває на максимальному рівні ~ 1336 °С, а у 4-му і 3-му становить ~ 1140 °С ~ 880 °С відповідно.

У процесі наплавлення 7–10 шарів видно, що локалізація високонагрітої ділянки у зразку збільшується і характер розподілу температур змінюється.

На момент наплавлення 9-го шару температура в основі знизилась до ~ 140 °С у центральній частині, а ліворуч і праворуч від зони наплавлення – до ~ 85 °С. Під час наплавлення 10-го шару температури в основі змінюються незначно: у центральній частині – ~ 126 °С, ліворуч і праворуч від зони наплавлення – ~ 80 °С.

Максимальні температури у попередньо наплавлених 1–9 шарах під час наплавлення 10-го шару відповідно складають: 250 °С, 340 °С, 440 °С, 570 °С, 725 °С, 870 °С, 1080 °С, 1200 °С, 1336 оС, що збігається з високоградієнтним характером

розподілу температур по висоті наплавлених шарів, отриманим для випадку руху джерела за траєкторією «змійка».

Узагальнюючи отримані дані, можна зробити такі висновки:

- в обох зразках під час наплавлення утворюються подібні за формою та розмірами ділянки підвищених температур, а характер розподілу температур під час наплавлення не залежить від траєкторії наплавлення;
- після наплавлення 6-ти шарів в обох зразках у центральній частині основи спостерігається локалізація ділянки, температура якої перевищує 100 оС, що позитивно вплине на формування поля пластичних деформацій в основі;
- високоградієнтний характер розподілу температур по висоті наплавлених шарів подібний для обох випадків руху джерела: за траєкторіями «змійка» та «зигзаг».
- за траєкторією «зигзаг» на відміну від траєкторії «змійка» на діаграмах у поперечному перерізі маємо нерівномірний розподіл температур, а особливо це усередині наплавленого валика, де відбувається зниження температур до 300-400 оС

4.2 Результати моделювання

4.2.1 Результати скінченно-елементного моделювання залишкового напружено-деформованого стану для мікроплазмово-порошкового наплавлення

Для розуміння повної картини залишкового напружено-деформованого стану у досліджуваних зразках, результати розв'язання пов'язаної задачі термопружнопластичності представлені полями напружень, пластичних деформацій і переміщень для двох технологічних схем наплавлення мікроплазмово-порошковим способом за траєкторіями «змійка» і «зигзаг».

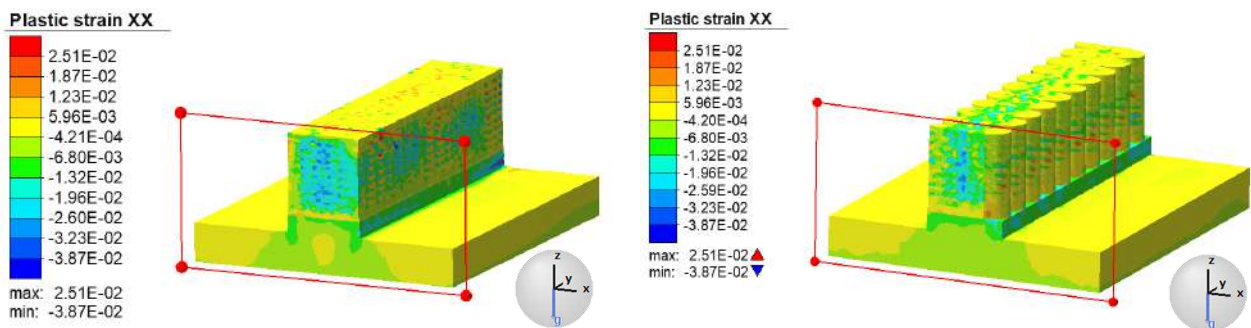
Отримані значення напружень порівнювали з механічними властивостями сплаву INCONEL 718, поданими в таблиці 4.6.

Таблиця 4.6 – Механічні властивості сплаву INCONEL 718 [7]

Параметр	Величина
Границя міцності	1375 МПа
Границя текучості	1100 МПа
Відносне видовження	25%

Для зазначених технологічних схем наплавлення на рис. 4.9–4.13 показано поля розподілу в залишковому стані осьових і еквівалентних пластичних деформацій, на рис. 4.14–4.17 – поля розподілу осьових і еквівалентних напружень, на рис. 4.18–4.21 – поля розподілу осьових і загальних переміщень.

4.2.2 Залишкові пластичні деформації



(а)

(б)

Рисунок 4.9 – Залишкові поперечні пластичні деформації після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Розглянемо розподіл поперечних пластичних деформацій у середньому поперечному перерізі для схеми наплавлення «змійка» (рис. 4.9, а): у 1-му шарі діють пластичні деформації розтягу величиною $(3,4...4,7) \cdot 10^{-3}$, у 2–9 шарах утворились поперечні пластичні деформації стиснення в діапазоні $(-1,72...-3,46) \cdot 10^{-2}$, а в 10-му – їхня величина зменшилась до $-1,04 \cdot 10^{-2}$.

У центральній ділянці основи деформації стиснення змінюються в діапазоні $(-4,2...-2,35) \cdot 10^{-3}$, досягаючи в центрі розтягу величини $1,35 \cdot 10^{-3}$, а у крайніх ділянках (ліворуч і праворуч) також діють деформації розтягу величиною $(2,79...3,15) \cdot 10^{-4}$.

У стінці основи, на яку виконують наплавлення, у залишковому стані утворюються деформації стиснення $(-4,2...-9,2) \cdot 10^{-3}$.

На поверхні 10-го шару діють деформації розтягу $4,7 \cdot 10^{-3}$ з поодинокими виплесками до $2,19 \cdot 10^{-2}$. На бічних поверхнях 1–3 наплавлених шарів сформувались поперечні пластичні деформації стиснення величиною $(-4,77...-1,28) \cdot 10^{-3}$, а у 4–10 шарах утворились ділянки з більшим поперечним стисненням і значеннями від $(-1,18...-1,45) \cdot 10^{-2}$ і максимумами до $(-3,55...-3,85) \cdot 10^{-2}$.

Для схеми наплавлення «zigzag» (рис. 4.9, б) у середньому поперечному перерізі у 1-му шарі діють пластичні деформації розтягу величиною $(3,79...7,81) \cdot 10^{-3}$, у 2–9 шарах утворились поперечні пластичні деформації стиснення в діапазоні $(-4,1...-7,6) \cdot 10^{-3}$ з піковими значеннями до $(-3,71...-3,8) \cdot 10^{-2}$, а в 10-му – їх величина становить $-8,65 \cdot 10^{-3}$.

У центральній ділянці основи для траєкторії наплавлення «zigzag» поперечні деформації стиснення змінюються в діапазоні $(-1,52...-3,1) \cdot 10^{-3}$ без формування у центрі розтягу, як це було характерно для схеми «змійка»; у крайніх ділянках (ліворуч і праворуч) деформації зменшуються до значень $(-1,2...-1,6) \cdot 10^{-4}$.

У стінці основи, на яку шари наплавили «zigzagом», у залишковому стані утворюються поперечні деформації стиснення $(-8,5...-11,9) \cdot 10^{-3}$.

На поверхні 10-го шару діють поперечні деформації стиснення $-2,7 \cdot 10^{-3}$ з виплесками до $-1,45 \cdot 10^{-2}$. На бічних поверхнях 1–3 наплавлених шарів сформувались поперечні пластичні деформації розтягу величиною $(1,28 \dots 3,39) \cdot 10^{-3}$ з формуванням локальних максимумів $1,1 \cdot 10^{-2}$ на «зигзагах» шляху наплавлення, а у 4–10 шарах утворились деформації стиснення зі значеннями від $(-4,9 \dots -1,2) \cdot 10^{-3}$ і локалізованими максимумами до $-1,1 \cdot 10^{-2}$.

Загалом, характер розподілу пластичних деформацій для обох схем наплавлення, як у поперечному перерізі зразка, так і на бічних поверхнях, украй нерівномірний, що зумовлено термдеформаційними процесами під час наплавлення кожного шару.

Водночас характерною особливістю для обох траєкторій наплавлення є те, що тільки 1-ий шар перебуває в стані поперечного розтягу, що зумовлено його безпосереднім контактом з жорсткою стінкою основи. Інші наплавлені шари (2–10) перебувають у стані стиску, спричиненого поперечними пластичними деформаціями внаслідок об'ємної усадки металу, однак для схеми наплавлення «змійка» величина цих деформацій на порядок більша, ніж для схеми «зигзаг».

Розподіл поздовжніх пластичних деформацій у зразках (рис. 4.10) свідчить про те, що 1-ий шар перебуває в стані розтягу для обох схем наплавлення: $(1,33 \dots 1,98) \cdot 10^{-2}$ – для схеми «змійка» і $(1,16 \dots 1,46) \cdot 10^{-2}$ – для схеми «зигзаг».

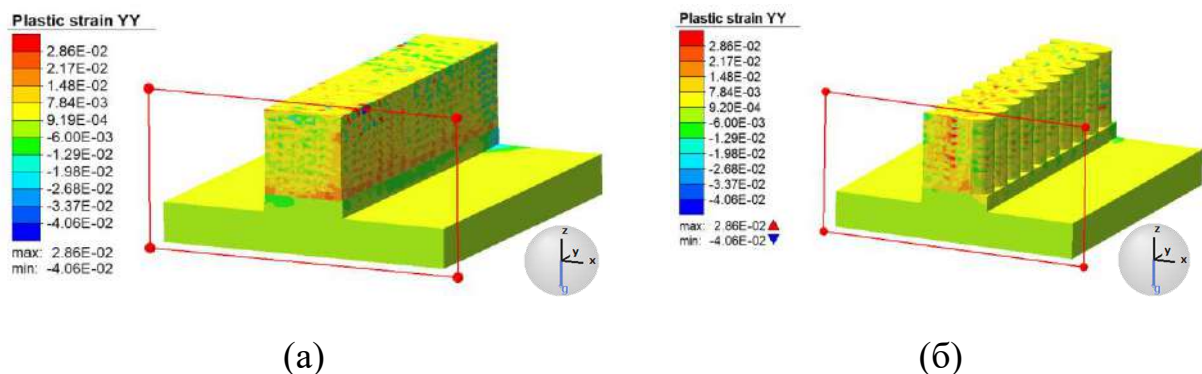


Рисунок 4.10 – Залишкові поздовжні пластичні деформації після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Шари з 2 по 10 також пластично розтягнуті в поздовжньому напрямку і деформації змінюються в діапазоні $(2,1...6,3) \cdot 10^{-3}$ – для схеми змійка і від $1,4 \cdot 10^{-3}$ до $1,58 \cdot 10^{-2}$ з формуванням у 4–10 шарах локальних максимумів до $2,59 \cdot 10^{-2}$ – для схеми «зигзаг».

На поверхні 10-го шару для схеми «змійка» у зразку утворились поздовжні деформації різних знаків $(-1,2...7,5) \cdot 10^{-3}$ з піковими значеннями до $2,45 \cdot 10^{-2}$ і $-9,2 \cdot 10^{-3}$ у середній та прикінцевій частині зразка відповідно.

Для схеми наплавлення «зигзаг» на поверхні 10-го шару у зразку утворились поздовжні деформації розтягу $(1,1...2,2) \cdot 10^{-2}$ з піковими значеннями до $2,85 \cdot 10^{-2}$ і $-1,5 \cdot 10^{-2}$ в місцях переходу зигзагів на всій довжині наплавлення.

На бічних поверхнях 1–3 наплавлених шарів за схемою «змійка» сформувались поперечні пластичні деформації розтягу величиною $(1,1...1,7) \cdot 10^{-2}$ з формуванням локальних максимумів до $2,1 \cdot 10^{-2}$, а для схеми «зигзаг» величина деформацій склала $(1,5...4,1) \cdot 10^{-3}$.

На бічних поверхнях 4–10 шарів для схеми «змійка» утворились поздовжні пластичні деформації розтягу зі значеннями від $(3,3...8,8) \cdot 10^{-3}$ і локалізованими максимумами в місцях з'єднання шарів між собою до $2,7 \cdot 10^{-2}$ і $-3,5 \cdot 10^{-2}$ у середній і прикінцевій ділянках відповідно, а для схеми «зигзаг» сформувались пластичні деформації різних знаків: стиснення $(-1,12...-7,1) \cdot 10^{-3}$ і розтягу $(1,7...5,4) \cdot 10^{-3}$ з локальними максимумами $1,5 \cdot 10^{-2}$ в місцях зміни траєкторії (заокруглення «зигзагів»).

Як видно з рис. 4.10, а, центральна ділянка основи в середньому поперечному перерізі для схеми «змійка» пластично скорочена в поздовжньому напрямку і деформації складають $(-1,6...-2,1) \cdot 10^{-3}$; у ділянках ліворуч і праворуч від центру рівень деформацій на порядок менший, ніж в центрі, а деформації мають величину $(-6,6...-7,4) \cdot 10^{-4}$. Для схеми наплавлення «зигзаг» характер розподілу поздовжніх пластичних деформацій у центральній ділянці основи (рис. 2.2, б) не відрізняється знаками від схеми наплавлення «змійка» і порядок

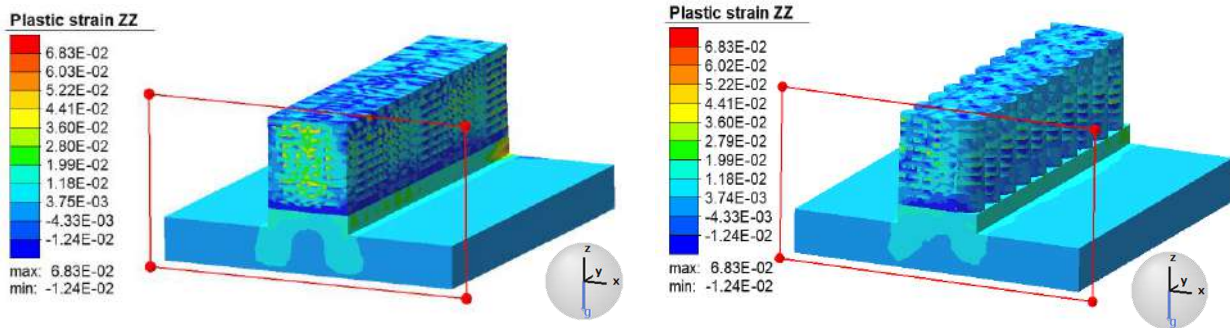
значущості величин співрозмірній: у центральній ділянці деформації стиснення складають $(-1,3\dots-1,6)\cdot 10^{-3}$, у ділянках ліворуч і праворуч від центру рівень деформацій зменшується до $(-6,8\dots-7,5)\cdot 10^{-4}$.

Для стінки основи, на яку наплавляється, характер розподілу поздовжніх деформацій стиснення можна вважати майже рівномірним, а величина їх складає $(-2,9\dots-4,5)\cdot 10^{-3}$ – для схеми «змійка» і $(-3,1\dots-3,4)\cdot 10^{-3}$ – для схеми «зигзаг».

На основі отриманих даних можна зробити такі висновки:

- для обох траєкторій наплавлення характерним є те, що 1-ий шар перебуває в стані поздовжнього розтягу, а величина деформацій при цьому на порядок більша за поперечні деформації.
- шари з 2 по 10 також пластично видовжені в поздовжньому напрямку, однак величина деформацій на порядок менша за поперечні деформації в цих же шарах.
- порівняння для 2–10 шарів пластичних поздовжніх деформацій між собою показало, що для схеми «зигзаг» утворюються більші на порядок деформації видовження на осьовій лінії наплавлення, ніж для схеми «змійка», що можна пояснити значною усадкою металу наплавлених шарів у поперечному напрямку.
- і стінка, на яку наплавляють, і основа скорочуються в поздовжньому напрямку, а величина поздовжніх деформацій скорочення незначно відрізняється між собою для обох вказаних схем.

Далі розглянемо розподіл пластичних деформацій уздовж осі Z у досліджуваних зразках для заданих траєкторій (рис. 4.11).



(a)

(б)

Рисунок 4.11 – Залишкові пластичні деформації по висоті після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Принципово розподіл деформацій уздовж осі Z у зразках подібний.

У 1-му шарі для схеми «змійка» величина деформацій уздовж осі Z становить $(-1,15 \dots -1,24) \cdot 10^{-2}$, а для схеми «зигзаг» вони набули значень $(-1,1 \dots -1,2) \cdot 10^{-2}$ при цьому знак «-» указує на те, що шар пластично здеформований униз для обох схем наплавлення.

У шарах з 2-го по 10-ий для схеми «змійка» (рис. 4.11, а) величина деформацій змінилась і складає $(1,1 \dots 3,25) \cdot 10^{-2}$ з утворенням локальних максимумів до $6,34 \cdot 10^{-2}$ на границі 9–10 шарів, а для схеми «зигзаг» деформації на порядок менші і дорівнюють $(2,4 \dots 8,3) \cdot 10^{-3}$ з утворенням локальних максимумів до $2,98 \cdot 10^{-2}$ і мінімумів до $-1,19 \cdot 10^{-2}$ на границі між шарами в місцях зигзагоподібних поворотів на траєкторії руху джерела. Додатній знак деформацій указує на пластичне деформування 2-10 шарів вверх вздовж вісі Z .

На бічних поверхнях 1–3 наплавлених шарів за схемою «змійка» сформувались пластичні деформації стиснення вздовж осі Z величиною від $-1,2 \cdot 10^{-2}$ до $-8,6 \cdot 10^{-3}$ з формуванням локальних максимумів розтягу до $1,6 \cdot 10^{-2}$, а для схеми «зигзаг» величина деформацій складала $(-3,7 \dots -7,6) \cdot 10^{-3}$ з ділянками максимумів до $2,8 \cdot 10^{-3}$.

На бічних поверхнях 4–10 шарів для схеми «змійка» утворились пластичні деформації розтягу зі значеннями від $(1,1\dots 2,1)\cdot 10^{-2}$ і локалізованими мінімумами в місцях з'єднання шарів між собою до $-1,18\cdot 10^{-2}$, а для схеми «зигзаг» сформувались пластичні деформації розтягу $2,9\cdot 10^{-3}\dots 1,1\cdot 10^{-2}$ з локальними мінімумами $-1,24\cdot 10^{-2}$ між шарами в місцях зміни траєкторії (заокруглення «зигзагів»).

З рис. 4.11, а, видно, що центральна ділянка основи в середньому поперечному перерізі для схеми «змійка» пластично видовжена вздовж осі Z і деформації складають $(1,2\dots 2,9)\cdot 10^{-3}$, у ділянках ліворуч і праворуч від центру рівень деформацій на порядок менший, ніж у центрі, а деформації мають величину $(5,6\dots 7,1)\cdot 10^{-4}$. Для схеми наплавлення «зигзаг» (рис. 4.11, б) величина поздовжніх пластичних деформацій незначно відрізняється від схеми наплавлення «змійка»: у центральній ділянці деформації розтягу складають $(2,7\dots 4,3)\cdot 10^{-3}$, у ділянках ліворуч і праворуч від центру рівень деформацій зменшується на порядок до $(6,9\dots 9,2)\cdot 10^{-4}$.

Для стінки основи, на яку наплавляють, характер розподілу вздовж осі Z деформацій розтягу можна вважати майже рівномірним, а величина їх складає $1,1\cdot 10^{-2}$ – для схеми «змійка» і $1,3\cdot 10^{-2}$ – для схеми «зигзаг».

У підсумку, можна зауважити, що для обох схем наплавлення тільки 1-ий шар пластично змінюється вздовж осі Z, а всі інші шари, а також основа і стінка, на яку наплавляють мають пластичну деформацію додатного знака.

Величина деформацій у 1-му шарі, основі та стінці співрозмірна, на відміну від значень для 2–10 шарів: для схеми «змійка» величина деформацій уздовж осі Z на порядок більша, за величину деформацій для схеми «зигзаг».

Для оцінки впливу кожної осьової складової пластичних деформацій на загальну картину розподілу пластичних деформацій у наплавлених зразках проаналізуємо еквівалентні пластичні деформації, які показані на рис. 4.12.

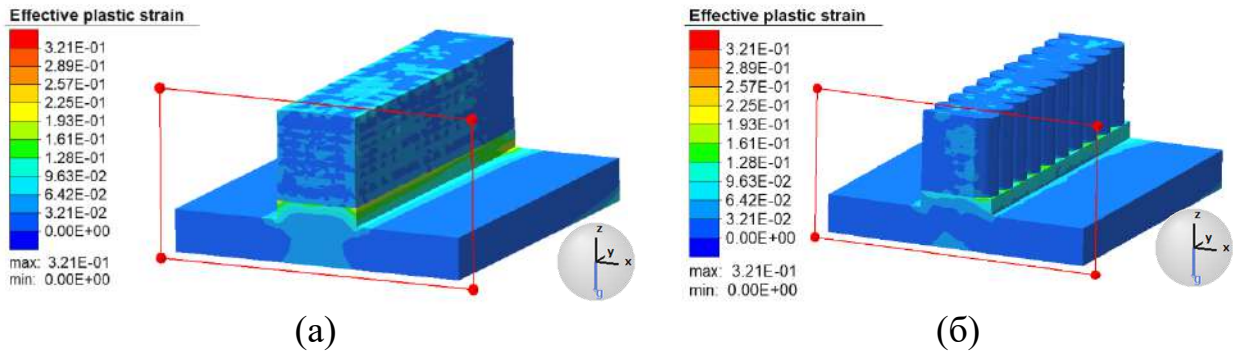


Рисунок 4.12 – Залишкові еквівалентні пластичні деформації після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

З рис. 4.12, а видно, що в поперечному перерізі для схеми наплавлення «змійка» найбільші за величиною $(7,7...10,7) \cdot 10^{-2}$ деформації формуються у стінці, на яку наплавляють 1-ий шар, при цьому в основі деформації мають значення від $2,7 \cdot 10^{-3}$ до $4,1 \cdot 10^{-2}$ по обидві сторони від зони наплавлення та в центрі відповідно. У 1-му шарі величина деформацій незначно більша ($3,7 \cdot 10^{-2}$), ніж у 2–10 шарах, де вона змінюється в діапазоні $(1,9...2,7) \cdot 10^{-2}$.

На рис. 4.12., б ми бачимо, що для схеми наплавлення «зигзаг» найбільші за величиною $(4,6...13,3) \cdot 10^{-2}$ деформації формуються у стінці, на яку наплавляють 1-ий шар, при цьому в основі деформації мають значення в інтервалі від $2,4 \cdot 10^{-3}$ до $3,4 \cdot 10^{-2}$ по обидві сторони від зони наплавлення та в центрі відповідно. Величина деформацій у 1–10 шарах на осьовій лінії наплавлення в межах $(2,3...2,7) \cdot 10^{-2}$, однак наявні ділянки з підвищеними значеннями до $(3,3...3,9) \cdot 10^{-2}$ у місцях переходу одного «зигзага» в інший.

Загальна картина розподілу еквівалентних деформацій свідчить про те, що під час наплавлення за такими геометрично складними, з точки зору руху джерела нагрівання, траєкторіями (змійка) і «зигзаг») перебіг термодформаційних процесів призводить до нерівномірного деформування наплавлених шарів, водночас кількісно деформації у відповідних місцях (наплавлені шари, стінка і основа) незначно відрізняються і є співрозмірними за порядком значущості для обох схем наплавлення.

4.2.3 Залишкові напруження

Оскільки нерівномірний розподіл залишкових пластичних деформацій у зразках є основною причиною утворення залишкових напружень, то далі проаналізуємо величину осьових і еквівалентних напружень (рис. 4.13-4.16), які утворились після наплавлення за досліджуваними схемами «змійка» і «зигзаг».

Показані на рис. 4.13, а поля поперечних напружень дозволяють зробити висновок, що наплавлення за схемою «змійка» призводить до формування напружень розтягу у основі: у центральній ділянці величина дорівнює ~ 285 МПа, а ліворуч і праворуч – ~ 146 МПа, у стінці основи, на яку наплавляють шари, рівень напружень складає $\sim 125 \dots 137$ МПа.

Аналізуючи розподіл поперечних напружень по висоті наплавлених шарів для схеми «змійка» (рис. 4.13, а), з'ясували, що: у 1–6 шарах діють напруження стиснення, а їх величина змінюється нерівномірно в діапазоні: ~ -29 МПа – у 1-му шарі, зростання до $\sim -99 \dots -105$ МПа – у 2–5 шарах і знову зменшення до ~ -13 МПа – у 6-му шарі; у 7–9 шарах діють напруження розтягу: невеликі до ~ 25 МПа – у 7 шарі, які стрімко зростають до $157 \dots 251$ МПа – у 8–9 шарах; у 10-му шарі діють напруження стиснення ~ -38 МПа з локальним приповерхневим максимумом до ~ -107 МПа.

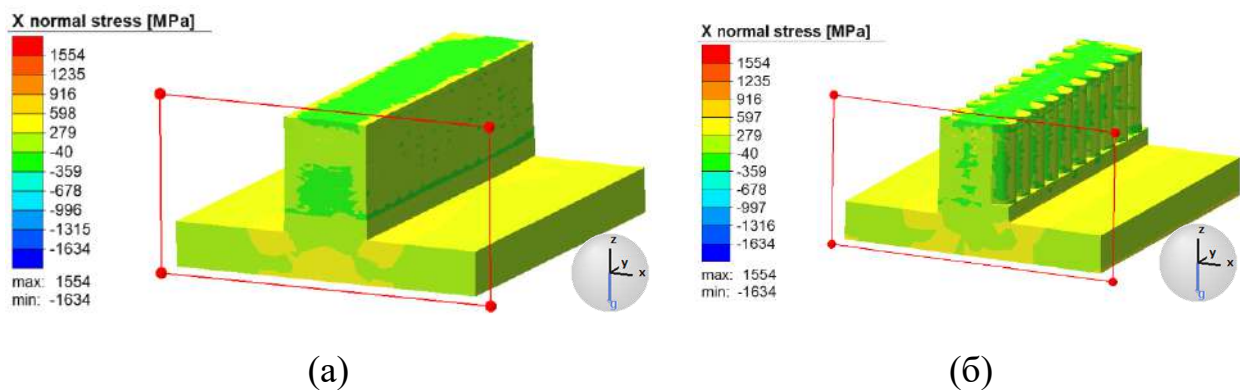


Рисунок 4.13 – Залишкові поперечні напруження після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Аналіз результатів розрахунку поперечних напружень для схеми наплавлення «зигзаг» показав, що це призводить до формування напружень розтягу в основі: у центральній ділянці величина дорівнює $\sim 257 \dots 345$ МПа, а ліворуч і праворуч - ~ 137 МПа, у стінці основи, на яку наплавляють шари, рівень напружень складає $\sim 130 \dots 240$ МПа з формуванням локального стиснення до -243 МПа в місці контакту 1-го наплавленого шару зі стінкою.

У 1–10 шарах діють поперечні напруження розтягу, а їх величина змінюється нерівномірно в діапазоні: ~ 25 МПа – у 1-му шарі, зростання до $\sim 45 \dots 147$ МПа – у 2-5 шарах і зменшення до ~ 55 МПа – у 6-му шарі; у 7–9 шарах діють напруження розтягу до $\sim 25 \dots 39$ МПа – у 7–8 шарі, які стрімко зростають до $\sim 132 \dots 173$ МПа у 9 шарі; у 10-му шарі діють напруження розтягу $\sim 63 \dots 97$ МПа.

Крім того, з рис. 2.5, б видно, що на осьовій лінії зигзагоподібної траєкторії наплавлення в кожному шарі формуються локалізовані ділянки поперечних напружень: стиснення з величиною $\sim -58 \dots -125$ МПа у 2, 4, 5–7 шарах, розтягу $\sim 415 \dots 590$ МПа у 9 шарі і стиснення до ~ -233 МПа у 10-му шарі.

Таким чином, з розподілу поперечних напружень для схем наплавлення «змійка» та «зигзаг» можна зробити такі висновки:

По довжині кожного наплавленого шару поперечні напруження для обох схем наплавлення розподіляються рівномірно.

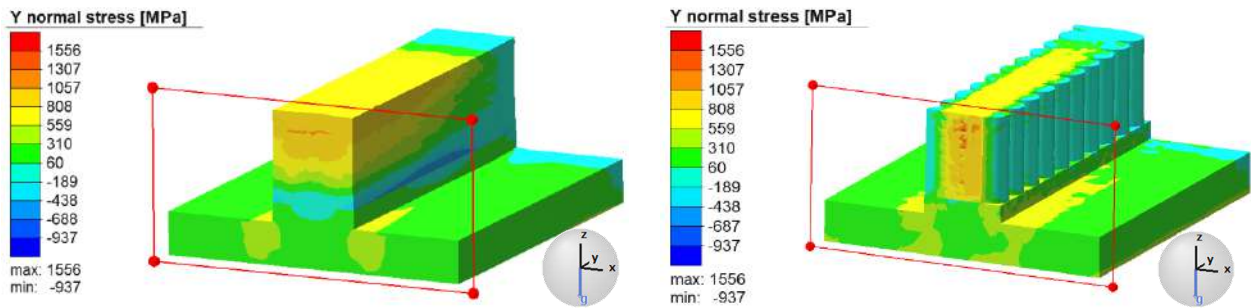
Для основи і стінки, на яку наплавляють шари, поперечні напруження приблизно однакові за величиною і знаком для обох схем наплавлення, за винятком ділянки контакту 1-го зигзагоподібного шару зі стінкою; у цьому місці виникають напруження стиснення внаслідок поперечного скорочення металу від наплавлених шарів.

Для схеми «змійка» у 1–6 шарах формуються поперечні напруження стиснення, у 7–9 шарах знак напружень змінюється на розтяг і у 10 шарі знову

утворюються напруження стиснення на відміну від схеми «зигзаг», де у 1–9 шарах наплавлених утворюються напруження розтягу, і тільки у 10-му формується стиск.

Величина поперечних напружень для обох схем наплавлення не перевищує границі текучості матеріалу (1100 МПа).

Далі розглянемо розподіл поздовжніх напружень у середньому поперечному перерізі досліджуваних зразків (рис. 4.14).



(a)

(б)

Рисунок 4.14 – Залишкові поздовжні напруження після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

З розподілу поздовжніх напружень, показаному для схеми наплавлення «змійка» (рис. 4.14, а) видно, що:

- у основі рівень поздовжніх напружень складає $\sim 210 \dots 240$ МПа зі зниженням до ~ 65 МПа у стінці і формуванням ділянки стиску до ~ -70 МПа;
- у 1-му шарі наявне поздовжнє скорочення до $-67 \dots -110$ МПа;
- у 2–10 шарах рівень напружень різко наростає від 55, 264, 466, 643, 869, 970, 1049, 1024, 954 МПа відповідно.

Для схеми наплавлення «зигзаг» (рис. 2.6, б) характерно:

- у основі рівень поздовжніх напружень становить $\sim 208 \dots 246$ МПа зі зниженням до ~ 180 МПа у стінці і формуванням ділянки стиску до ~ -36 МПа;

- від 1-го до 10-го шару рівень напружень швидко різко збільшується від 748, 780, 880, 910, 870, 920, 931, 967, 911, 914 МПа відповідно з формуванням у центрі 7-10 шарів локальних ділянок розтягу до 1110...1307 МПа.

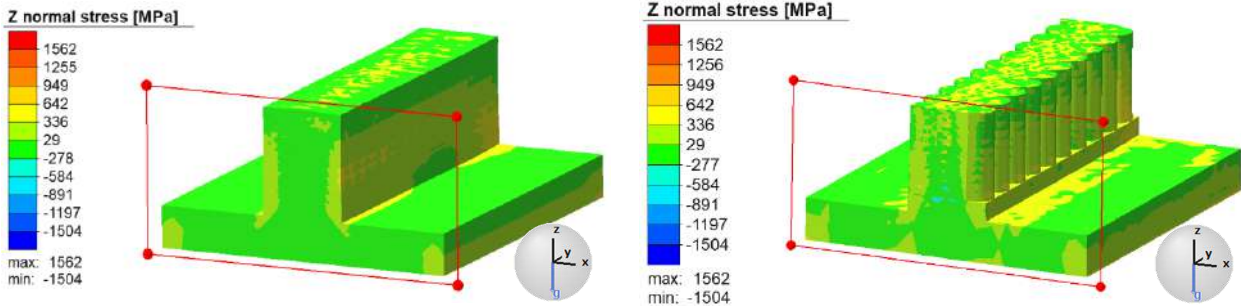
Порівняння рівнів напружень показало, що для схеми «змійка» величина поздовжніх напружень менше границі текучості матеріалу (1100 МПа), однак водночас по висоті шарів розподіл нерівномірний із різким зростанням від 1-го до 10-го шару.

Для схеми «зигзаг» розподіл поздовжніх напружень по висоті наплавлених шарів можна вважати рівномірним, однак величина напружень для 1–5 шарів в середньому в ~ 2 рази більша, ніж для схеми «змійка», а у 7–10 шарах у ділянках з локальними максимумами величина поздовжніх напружень становить 0,8...0,9 від границі міцності матеріалу (1375 МПа).

Характер розподілу і рівні напружень в основі і стінці, на яку наплавляють шари для обох схем наплавлення подібні.

Розподіл напружень уздовж осі Z для заданих схем наплавлення подано на рис. 4.15.

Аналізуючи розподіл напружень уздовж осі Z для схеми наплавлення «змійка» (рис. 4.15, а), виявили, що величина напружень ліворуч і праворуч від наплавлених шарів становить $\sim 20...30$ МПа, у центрі основи підвищується до ~ 114 МПа, переходячи в напруження стиснення до $-113...-190$ МПа у стінці, на яку виконують наплавлення.



(а)

(б)

Рисунок 4.15 – Залишкові напруження по висоті після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Розподіл напружень по висоті наплавлених шарів нерівномірний і характеризується поступовим зменшенням від -208 до -7 МПа у 1–8 шарах з переходом у розтяг до 12 МПа і 6 МПа у 9 і 10 шарах відповідно.

Для схеми наплавлення «зигзаг», аналізуючи розподіл напружень уздовж осі Z (рис. 4.16, б), виявили, що величина напружень ліворуч і праворуч від наплавлених шарів складає $\sim -22 \dots -28$ МПа, у центрі основи підвищується до ~ -130 МПа з подальшим збільшенням до $-130 \dots -160$ МПа у стінці, на яку виконують наплавлення. Розподіл напружень по висоті наплавлених шарів нерівномірний і характеризується поступовим зменшенням від -173 до -8 МПа у 1–7 шарах з переходом у розтяг до 53 МПа, 34 МПа і 47 МПа у 8, 9 і 10 шарах відповідно.

Узагальнивши дані щодо розподілу напружень уздовж осі Z , можемо стверджувати: як характер розподілу по висоті наплавлених шарів, так і величина напружень є подібними. Однак для схеми «зигзаг», на відміну від схеми «змійка», між стінкою і 1-им шаром, а також між 1 і 2 та 2 і 3 шарами в центрі утворюються невеликі ділянки стиснення до $-340 \dots -375$ МПа, а між 7, 8, 9, 10 шарами навпаки – невеликі ділянки розтягу до $750 \dots 815$ МПа.

Величина та знак осьових залишкових напружень, які утворюються у зразку для різних схем наплавлення безпосередньо впливають на особливості розподілу і величину залишкових еквівалентних напружень.

Зважаючи на те, що небезпечний стан матеріалу залежить не від величини окремих компонентів тензора напружень, а від їх комбінації, то для оцінки настання граничного стану необхідно використовувати еквівалентні напруження за Мізесом, розрахунок яких заснований на оцінці кількості питомої потенціальної енергії формозміни, накопиченої zdeформованим об'єктом [89].

Поля розподілу еквівалентних напружень для заданих траєкторій наплавлення подано на рис. 4.16.

З рис. 4.16, а видно, що для траєкторії наплавлення «змійка» еквівалентні напруження по висоті наплавлених шарів розподілені нерівномірно і швидко зростають від 1 до 10 шару в діапазоні 355...990 МПа з локалізованими максимумами в 7–10 шарах до 1007 МПа, що становить $\sim 0,9$ від границі текучості матеріалу (1100 МПа) і $\sim 0,7$ від границі міцності матеріалу (1375 МПа).

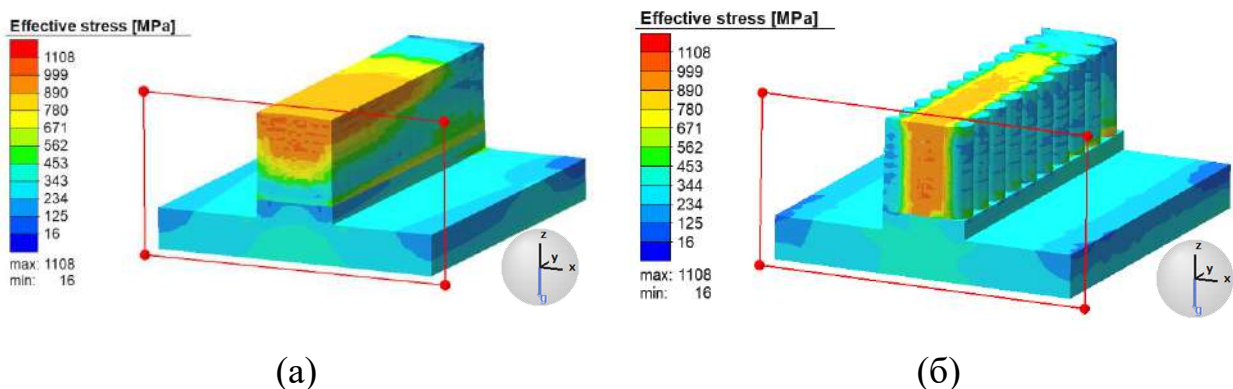


Рисунок 4.16 – Залишкові еквівалентні напруження після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Для траєкторії наплавлення «зигзаг» від 1-го до 10-шару формується центральна ділянка з величиною еквівалентних напружень 925...980 МПа з

досягненням у локалізованих зонах максимальних величин до 1010 МПа, що $\sim 0,9$ від границі текучості матеріалу (1375 МПа) і $\sim 0,7$ від границі міцності матеріалу (1375 МПа).

Із поданого розподілу еквівалентних напружень можна зробити висновок, що схема наплавлення «зигзаг» дозволяє отримати більш рівномірний розподіл еквівалентних напружень по висоті наплавлених шарів.

4.2.4 Залишкові переміщення

Поля переміщень, які показані на рис. 4.17, дозволяють оцінити величину скорочення відносно наплавлених шарів у поперечному напрямку. Як видно з рис. 4.17, а скорочення в поперечному напрямку є рівномірним по довжині наплавлених шарів і не перевищує 0,22 мм як ліворуч, так і праворуч від осьової лінії для схеми «змійка». Для схеми наплавлення «зигзаг» (рис. 4.17, б) поперечні переміщення мають менші значення – до $\sim 0,19$ мм і також рівномірно розподілені вздовж наплавлених шарів.

Величина поперечних переміщень для основи в обох випадках склала $\sim 0,01 \dots 0,02$ мм, що свідчить про те, що основа майже не скорочується.

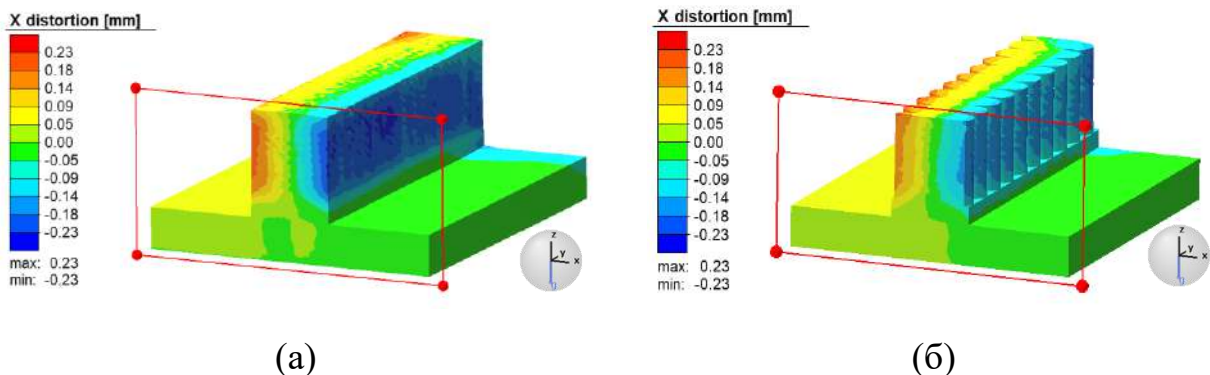


Рисунок 4.17 – Залишкові поперечні переміщення після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Поздовжні переміщення, які показані на рис. 4.18, свідчать про те, що для обох схем наплавлення характерне нерівномірне скорочення вздовж наплавлених шарів: середня частина з'єднання скорочується на $\sim 0,27 \dots 0,34$ мм для схеми «змійка» і $\sim 0,2 \dots 0,22$ – для схеми «zigzag», а у прикінцевих ділянках ($\sim 0,2$ від загальної довжини зразка) $\sim 0,62$ мм і $\sim 0,49$ мм для схем «змійка» і «zigzag» відповідно. Таку розбіжність у величині поздовжніх переміщень для середніх та прикінцевих зон можна пояснити нерівномірністю охолодження наплавлених шарів по довжині зразка.

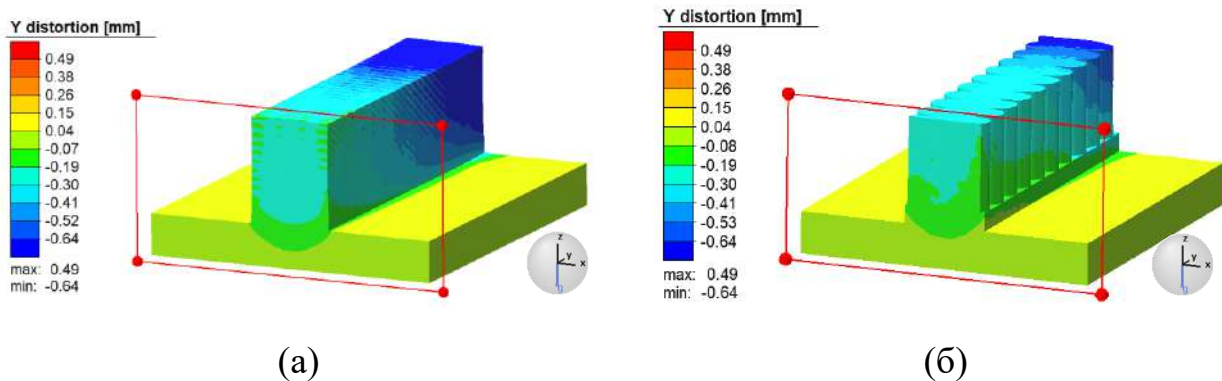


Рисунок 4.18 – Залишкові поздовжні переміщення після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «zigzag» (б)

Поздовжні переміщення основи на порядок менші за поперечні і склали $\sim 0,006 \dots \sim 0,003$ мм для схем «змійка» і «zigzag» відповідно, що свідчить про те, що основа майже не скорочується.

Аналіз полів переміщень уздовж осі Z (рис. 4.19) показав, що характер розподілу для основи і стінки, на яку наплавляють для обох схем наплавлення є подібним, а величина складає $\sim 0,01$ мм.

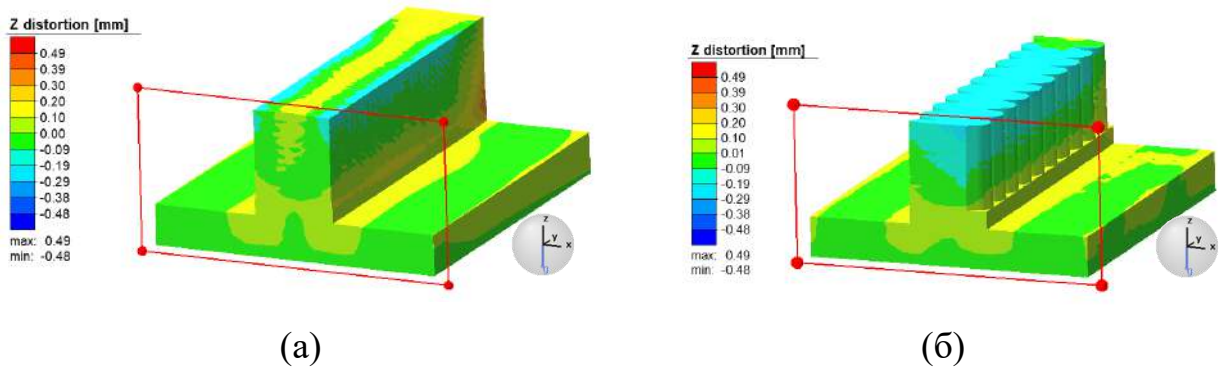


Рисунок 4.19 – Залишкові переміщення по висоті після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Натомість розподіл у наплавлених шарах має відмінності: для схеми наплавлення «змійка» (рис. 4.19, а) для 1–4 утворюються від’ємні переміщення $\sim -0,01$ мм, а для 5–10 шарів переміщення змінюють знак і мають величину $0,01 \dots 0,07$ мм, що свідчить про вигинання вгору; у варіанті наплавлення за схемою «зигзаг» (рис. 4.19, б) для 1–10 шарів притаманні від’ємні переміщення $-0,049 \dots -0,19$ мм, що свідчить про вигинання вниз.

У підсумку зауважимо, що переміщення вздовж осі Z на порядок менші для схеми «змійка», ніж для схеми «зигзаг», що зумовлено щільнішою укладкою металу наплавленого валика вздовж заданої траєкторії, що призводить до більшої жорсткості сукупності наплавлених шарів.

Аналіз загальних переміщень досліджуваних зразків, які показані на рис. 4.20, дозволяє зробити висновок, що розподіл по довжині є нерівномірним і має поздовжньо-поперечний характер для обох схем наплавлення.

Наплавлення за схемою «змійка» (рис. 4.20, а) призводить до утворення в середній частині переміщень $\sim 0,25 \dots 0,34$ мм, для схеми «зигзаг» (рис. 4.20, б) утворені переміщення склали $\sim 0,26 \dots 0,36$ мм. Водночас загальні переміщення для прикінцевих ділянок для схем «змійка» і «зигзаг» дорівнюють $0,66 \dots 0,75$ мм і $0,56 \dots 0,67$ мм відповідно.

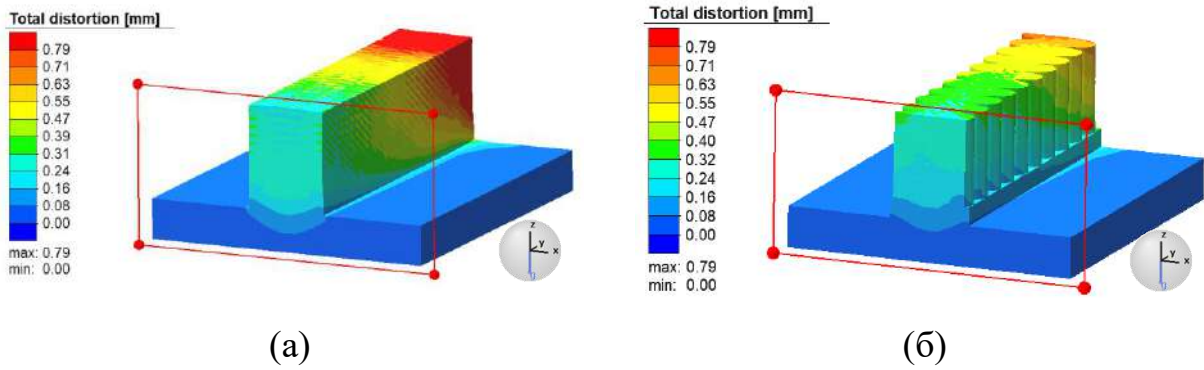


Рисунок 4.20 – Залишкові загальні переміщення після наплавлення за траєкторіями: «змійка» (а); «зигзаг» (б)

Отже, з точки зору мінімізації переміщень жодна із поданих схем не має переваг, оскільки величини переміщень є співставними, а характер розподілу у зразках подібний.

4.3 Експериментальні дослідження результатів числових методів аналізу термодформаційних процесів при адитивному мікроплазмовому порошковому напавленні жароміцних сплавів

Для застосування одержаних результатів моделювання виростимо 2 зразки розміром 140/70/14 мм з застосуванням коливальних рухів плазмотрона за 2-ма траєкторіями – «змійка» і «зигзаг», що подані на рисунку 4.21.

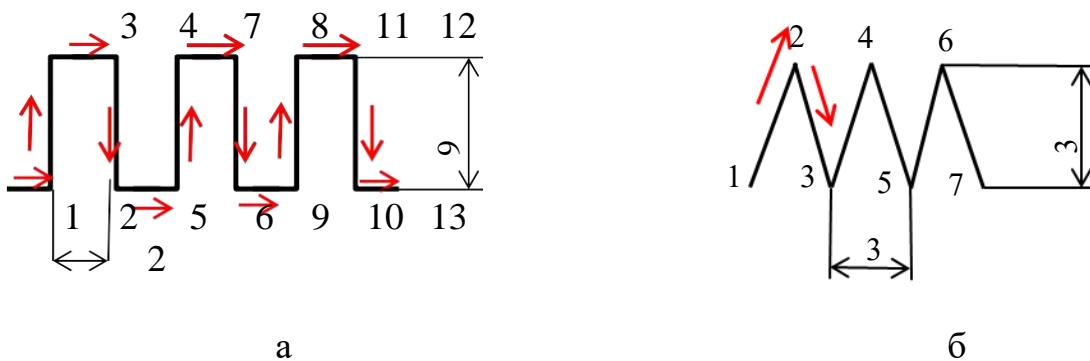


Рисунок 4.21 – Схеми наплавлення за траєкторіями «змійка»(а) та «зигзаг»(б)

Вирощування зразків проводили на режимах плазмового наплавлення, що подані в таблиці 4.7.

Таблиця 4.7 – Режими вирощування методом плазмового наплавлення

Параметр режиму наплавлення	Величина
1	2
Струм наплавлення, А	55-60
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2,4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2,0
Час імпульсу, мс	300/160
Струм імпульсу, А	2
Швидкість наплавлення, мм/сек	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0,8-1,0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон), л/хв	0,8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3,2
Висота наплавленого шару, мм	1,5-2,0
Витрата порошку, г/хв	2,7-3,2
Фракція порошку, мкм	63-160

Дослідження шліфів після травлення у реактиві для електротравлення жароміцних сплавів ($H_3PO_4 - 800\text{мл} + CrO_3 - 100\text{мл}$) показало, що мікроструктура обох зразків (до термообробки) дендритної будови із витягнутими зернами у напрямку відведення тепла впоперек шарів (рис. 4.24), являє собою γ -твердий розчин із наявністю карбідів та нітридів, розташованих упорядковано у напрямку відведення тепла в процесі вирощування, перегріву не виявлено. У мікроструктурі лінії сплавлення не простежується, структура однорідна.

Зразки після вирощування піддавали термообробці за режимом: гартування при температурі – 1140 ± 10 °С, витримка – 4 год., охолодження у повітрі; старіння при температурі – 900 °С, витримка – 16 год., охолодження у повітрі.

Зразки після термічної обробки були виготовлені у повздовжньому та

поперечному напрямі відносно шарів вирощування (рис. 2.5) для визначення механічних властивостей (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) при кімнатній температурі.

Результати механічних випробувань оброблені і подані в таблиці 4.8.

Таблиця 4.8 – Механічні властивості вирощених зразків

Зразки вирощені з траєкторією	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	
1	2	3	4	5	
«зигзаг»	Поперечний напрям				
	902	604	27,3	29,5	
	966	612	25,4	29,7	
	959	632	26,7	29,5	
	938	618	25,8	26,0	
	940	616	26,3	28,7	
	Поздовжній напрям				
	478	522	2,6	5,1	
	469	459	1,8	4,7	
	523	545	1,9	4,7	
	512	487	1,6	5,1	
	514	499	1,98	4,9	
	«змійка»	Поперечний напрям			
		903	659	24,6	42,9
913		639	23,2	43,3	
893		637	22,8	43,6	
902		652	24,8	42,3	
903		647	23,85	43	
Поздовжній напрям					
942		698	13,2	19,0	
968		713	12,0	17,2	
957		704	12,8	17,8	
961		709	12,4	17,4	
957		706	12,6	17,6	

Як бачимо із таблиці 4.8, для зразків, вирощених за траєкторією «зигзаг» у поздовжньому напрямі, спостерігаємо більше, ніж у два рази, падіння властивостей міцності (тобто мають значні відхилення від технічних вимог до поковок та лиття), пластичні властивості практично відсутні. При цьому механічні

властивості зразків одержаних за траєкторією «змійка» є на досить високому рівні. Причиною крихкого руйнування поздовжніх зразків є тріщини, виявлені при металографічному дослідженні. Навантаження на поздовжніх зразках, при випробуванні, прикладається перпендикулярно тріщинам, що призводить до їх розвинення і далі руйнування зразків. На поперечних же зразках напруження прикладається вздовж тріщин, унаслідок чого вони не мають значного впливу на механічні властивості.

Мікроструктурний аналіз шліфів, виготовлених перпендикулярно до тріщин, показав, що тріщини розкриті, розвиваються по границях зерен (рис. 4.22).

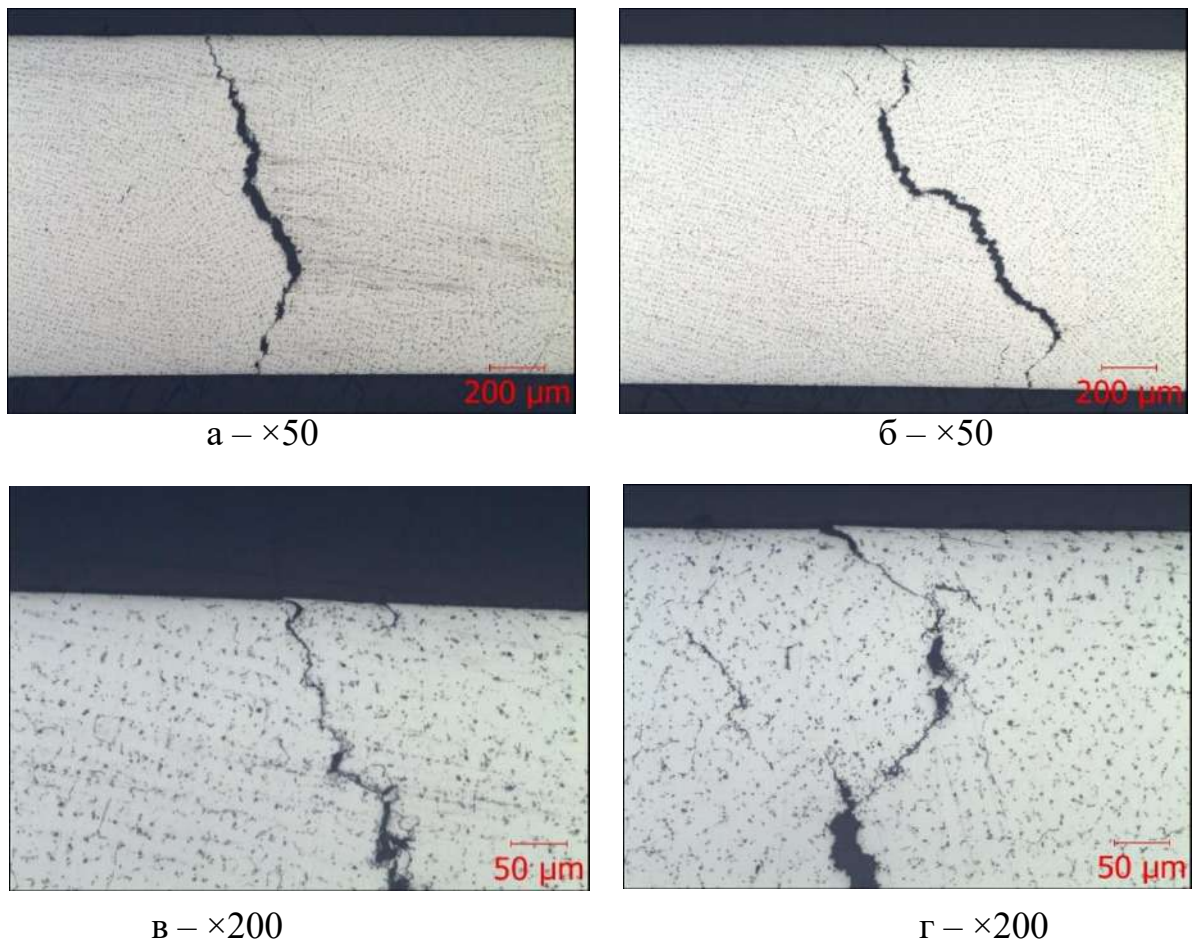


Рисунок 4.22 – Розкриття тріщин

Розтин тріщин показав, що злами світло-сірого відтінку, мають із

зональними ділянками більш темний відтінок, мають виражену шарову будову, рельєф статичного характеру із розвитком в осьовому напрямку (рис. 4.25).

а – $\times 8$ б – $\times 10$

Рисунок 4.23 – Злами розкритих тріщин

Дослідження зламів при великих збільшеннях на растровому електронному мікроскопі показало наявність зональних ділянок, що мають згладжену поверхню, окислену, характерну для оплавлення, що є свідченням наявності ділянок з несплавленнями, утвореними при вирощуванні (рис. 4.24 і 4.25). Водночас зона несплавлення становить до 50 – 60% ($5 \dots 6 \text{ мм}^2$) площі зламу (див. рис. 4.23).

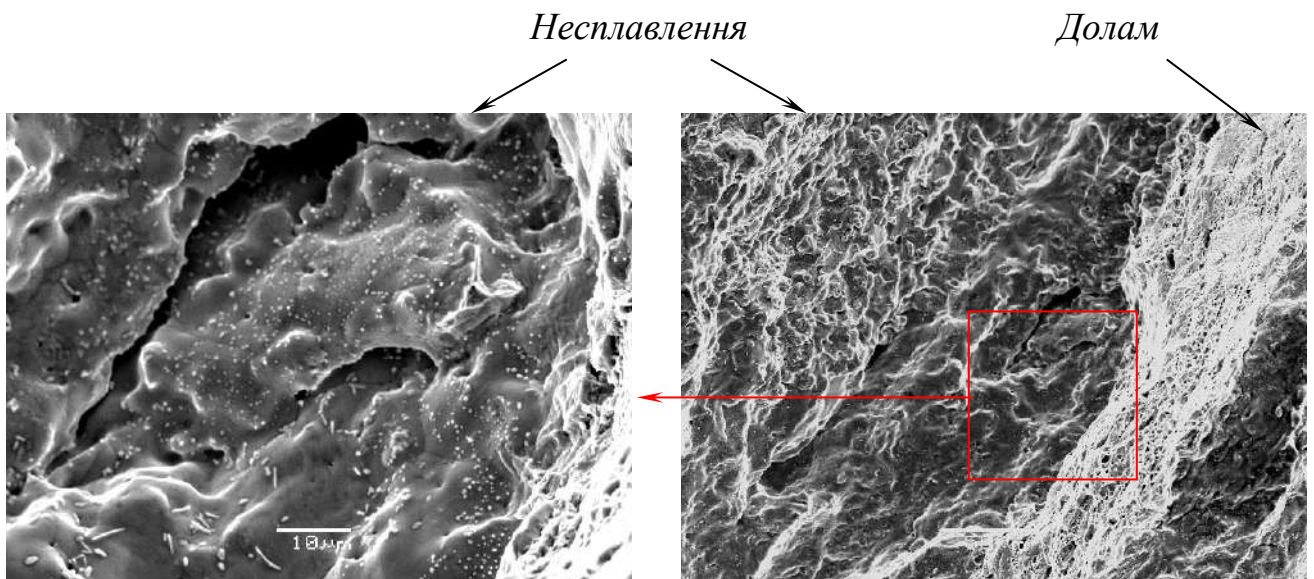
а – $\times 1500$ б – $\times 350$

Рисунок 4.24 – Ділянка з несплавленням

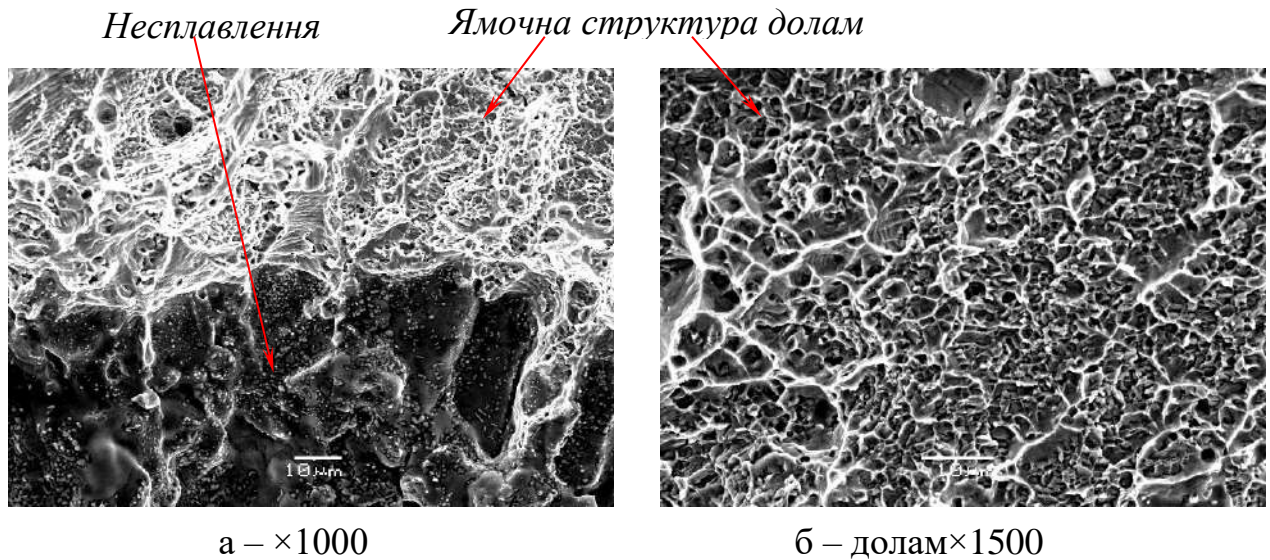


Рисунок 4.25 – Ділянка з несплавленням

Дослідження травлених шліфів (електролітичне травлення), що виготовлені у поздовжньому та поперечному напрямі, показало, що мікроструктура обох зразків після термообробки дендритної будови. Спостерігається різнозернистість та наявність витягнутих зерен у напрямку відведення тепла. Мікроструктура являє собою γ -твердий розчин із наявністю інтерметалідів, нітридів і часток голчастої морфології надлишкової фази на основі хрому (α -Cr). Наявна також направленність їх розташування у напрямку відведення тепла в процесі вирощування (уперек шарів) як і до термообробки. Мікроструктура відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЭП648 (ХН50ВМТЮБ), перегріву не виявлено (рис. 4.26)

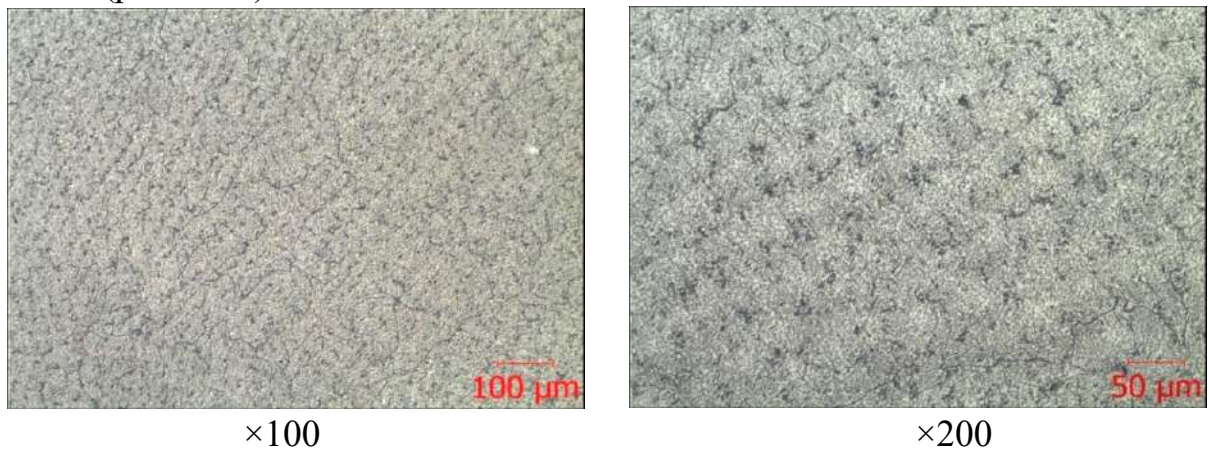
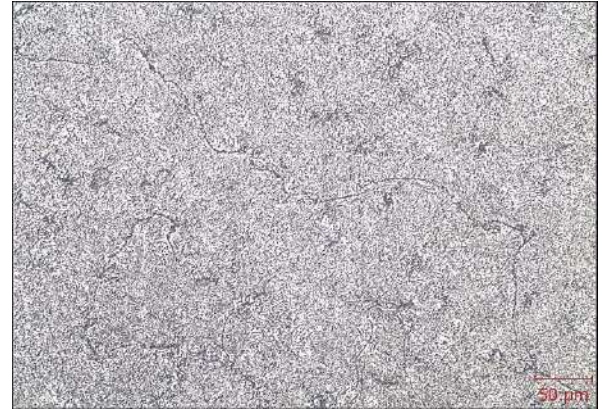


Рисунок 4.26 – Мікроструктура сплаву ЭП648 після ТО

Для оцінювання мікроструктури вирощених зразків було проведено порівняльний аналіз із мікроструктурою литого сплаву ЭП648 (ВХ4Л). Водночас установлено, що структура вирощених зразків, не має суттєвої відмінності від литої структури (рис. 4.27).



Поперечний, $\times 200$



Поздовжній, $\times 200$

Рисунок 4.27 – Мікроструктура сплаву ВХ4Л

Узагальнюючи результати аналізу розв'язання нестационарної задачі теплопровідності у вигляді полів розподілу максимальних температур у зразках на стадії нагрівання для двох технологічних схем наплавлення («змійка» і «зигзаг») під час наплавлення кожного з 10 шарів та результати механічних та металографічних випробувань двох вирощених зразків за заданими схемами, можна зробити такі висновки:

- вирощені зразки за двома схемами траєкторії мають висхідну структуру та суттєво не відрізняються від литої структури;
- зразки, вирощені за траєкторією «зигзаг» у поздовжньому напрямі більше, ніж у два рази, мають падіння властивостей міцності (тобто мають значні відхилення від технічних вимог до поковок та лиття), пластичні властивості практично відсутні; водночас механічні властивості зразків отриманих за траєкторією «змійка» перебувають на досить високому рівні;

- причиною крихкого руйнування поздовжніх зразків є ділянки з несплавленнями; зона несплавлення становить до 50 – 60% ($5 \dots 6 \text{ мм}^2$) площі зламу;

- за траєкторією «зигзаг», на відміну від траєкторії «змійка», на діаграмах у поперечному перерізі маємо нерівномірний розподіл температур в поперечному розрізі, а особливо це спостерігається посередині наплавленого валика, де зниження температур відбувається до 300-400, що призводить до несплавлення між валиками у корені (див. рис. 4.24, 4.25).

ВИСНОВКИ

1. Розроблені дві скінченно-елементні моделі з'єднань для визначення температурних полів, напружень, деформацій і переміщень, які враховують особливості технологічних схем наплавлення мікроплазмово-порошковим способом шарів за двома типами траєкторій «змійка» і «зигзаг».

2. Методом скінченних елементів з урахуванням хімічного складу, теплофізичних та механічних властивостей наплавленого матеріалу та матеріалу основи, граничних умов і особливостей об'ємного джерела тепла отриманий розв'язок термомеханічної задачі для двох технологічних схем наплавлення 10 шарів для траєкторій «змійка» і «зигзаг».

3. Комплексний порівняльний аналіз параметрів залишкового НДС для заданих траєкторій наплавлення показав, що для траєкторії наплавлення «змійка» еквівалентні напруження по висоті наплавлених шарів розподілені нерівномірно і швидко зростають від 1 до 10 шару в діапазоні 355...990 МПа з локалізованими максимумами у 7-10 шарах до 1007 МПа, що становить $\sim 0,9$ від границі текучості матеріалу (1100 МПа) і $\sim 0,7$ від границі міцності матеріалу (1375 МПа).

Для траєкторії наплавлення «зигзаг» від 1-го до 10-шару формується центральна ділянка з величиною еквівалентних напружень 925...980 МПа з

досягненням у локалізованих зонах максимальних величин до 1010 МПа, що $\sim 0,9$ від границі текучості матеріалу (1375 МПа) і $\sim 0,7$ від границі міцності матеріалу (1375 МПа).

Отже, схема наплавлення «зигзаг» дозволяє отримати більш рівномірний розподіл еквівалентних напружень по висоті наплавлених шарів.

4. Аналіз загальних переміщень зразків дозволяє зробити висновок, що розподіл по довжині нерівномірний і має поздовжньо-поперечний характер для обох схем наплавлення. Оскільки величини переміщень є співставними, а характер розподілу в зразках – подібний, то з погляду мінімізації переміщень обидві схеми є рівнозначними.

5. Вирощені зразки за двома схемами траєкторії мають висхідну структуру та суттєво не відрізняється від литої структури.

6. Зразки, вирощені за траєкторією «зигзаг» у поздовжньому напрямі більше, ніж у два рази, мають падіння властивостей міцності (тобто мають значні відхилення від технічних вимог до поковок та лиття), пластичні властивості практично відсутні; водночас механічні властивості зразків отриманих за траєкторією «змійка» перебувають на досить високому рівні.

7. Причиною крихкого руйнування поздовжніх зразків є ділянки з несплавленнями; зона несплавлення становить до 50 – 60% ($5 \dots 6 \text{ мм}^2$) площі зламу.

8. За траєкторією «зигзаг». на відміну від траєкторії «змійка», на діаграмах у поперечному перерізі маємо нерівномірний розподіл температур в поперечному розрізі, а особливо це спостерігається посередині напавленого валика, де зниження температур відбувається до 300–400, що призводить до несплавлення між валиками у корні.

РОЗДІЛ 5 ПРОМИСЛОВЕ ВИКОРИСТАННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ

Результати роботи впроваджені у виробництво на підприємствах АТ «Мотор Січ» та АТ «Івченко-Прогрес» як при ремонті, так і при виготовленні нових заготовок. Зокрема на основі отриманих результатів була розроблена та втілена у виробництво технологія адитивного вирощування методом мікроплазмового порошкового наплавлення ремонту кожуха соплового апарата (СА) двигуна Д18Т (акт упровадження – дивитись додаток А), виготовлення заготовок кільця зовнішнього жарової труби зі сплаву ХН60ВТ-ВИ у складі двигуна АІ-450 (акт упровадження – дивитись додаток Б) та кільця зі сплаву ХН50ВМТЮБ-ВИ, що входить до складу турбіни двигуна АІ-222 (акт упровадження – дивитись додаток В).

У розділі 3 досліджено закономірності впливу характеристики порошків жаростійких нікелевих сплавів та способів їх виготовлення на структуру і властивості отриманих зразків. Враховуючи ці результати при впровадженні у виробництво технології адитивного вирощування методом мікроплазмового порошкового наплавлення, розробили технічні вимоги до порошкових матеріалів, а саме:

- використання порошків правильної сферичної форми (не менше 90% порошинок правильної сферичної форми) з розміром часток 63...163 мкм;
- використання порошків, отриманих атомізацією гарячим струменем інертного газу та плазмовою відцентровою атомізацією;
- використання порошків з обмеженим вмістом азоту та кисню ($[N] \leq 0,03$ ваг. % та кисню у $[O] \leq 0,02$ ваг. %).

У розділі 4 визначено закономірності керування формою наплавленого валика, обґрунтовано технологічні критерії вибору режимів адитивного багат шарового мікроплазмового порошкового наплавлення для адитивних технологій 3D-вирощування. Враховуючи ці результати, при впровадженні у

виробництво технології адитивного вирощування методом мікроплазмового наплавлення об'ємних заготовок із нікелевих жаростійких сплавів дібрали оптимальні режими за траєкторією «змійка», що забезпечують належний рівень фізико-механічних властивостей матеріалів деталей гарячого тракту ГТД заготовок соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

5.1 Ремонт кожуха соплового апарата (СА) двигуна Д-18Т

Робоча температура 900 °С.

5.1.1 Дефектація складальної одиниці

Проводиться зовнішній огляд та обмір ремонтної складальної одиниці, що надійшла, на відповідність до рисунка 1.

На поверхні А та Б допускається врізання гребінців лабіринтних ущільнень глибиною не більшою, ніж 0,8 мм, і шириною не більшою, ніж 7 мм. У разі перевищення проводиться видалення стільникового ущільнення (дет. В) з метою заміни (пайка нового стільникового ущільнення).

Після видалення стільникового ущільнення проводиться контроль розміру Ж, водночас різностінність стінки (розмір Ж) допускається не більше 0,5 мм. Якщо розмір Ж менший за 2 мм, деталь передається на відновлення методом мікроплазмового наплавлення. Попередньо здійснюється розвальцювання деталі поз. С (контрування – 60 шт.).

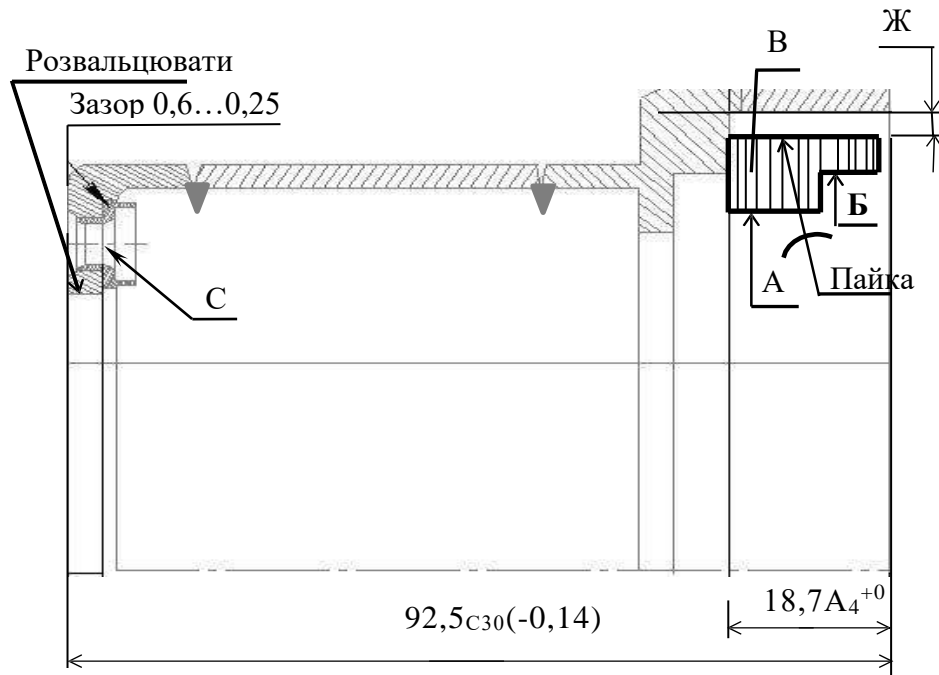


Рисунок 5.1 – Дефектація кожуха

5.1.2 Технологія відновлення стінки кожуха

5.1.2.1 Збірна одиниця встановлюється на пристосування та далі кріпиться на токарно-гвинторізному верстаті 2215. Биття посадкових місць пристосування не більше ніж 0,02 мм. Проводиться сточування стінки по поверхні А до розміру на рисунку 5.2.

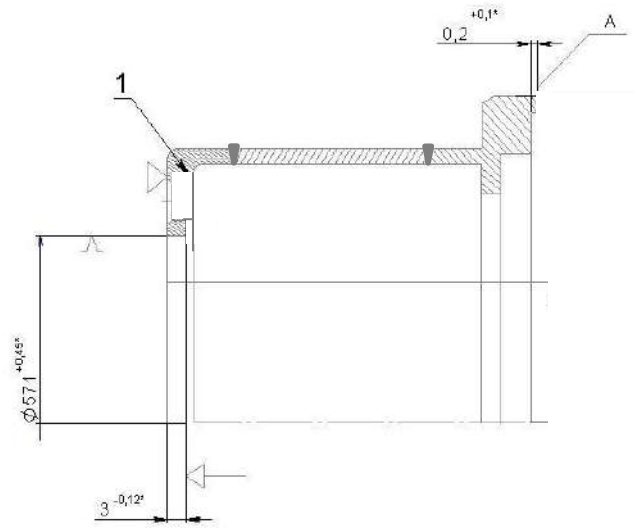


Рисунок 5.2 – Підготовка кожуха під наплавлення

5.1.2.2 Проводиться миття збірної одиниці бензином на мийній установці «Тайфун».

5.1.2.3 Збірна одиниця встановлюється до планшайби маніпулятора установки STARWELD 190HP. Кріпиться 12 болтами рівномірно по діаметру. Послідовність виконання наплавлення (проходів) подана на рисунку 5.3, а загалом виконується 16 проходів.

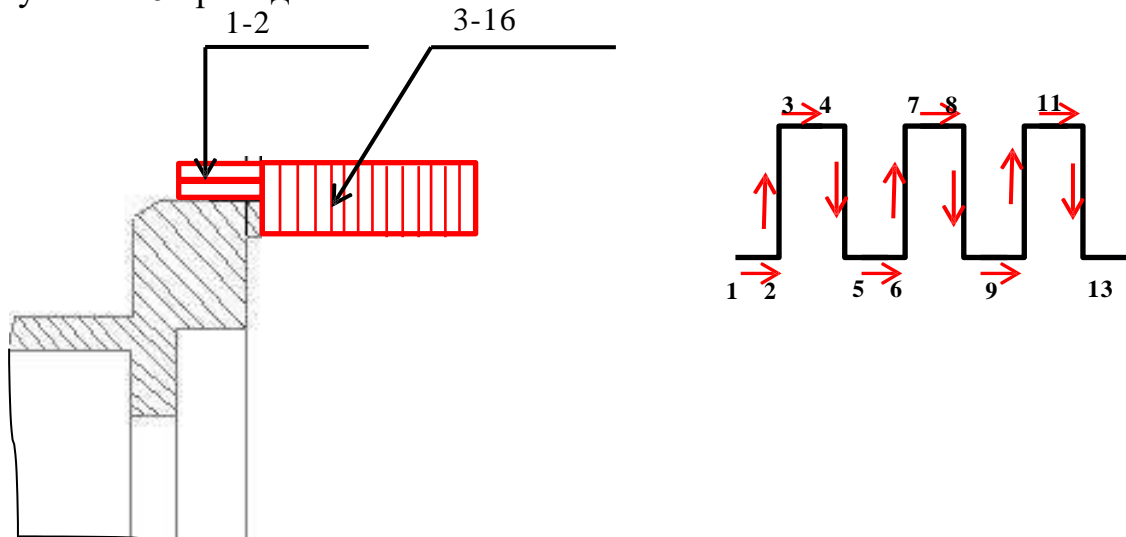


Рисунок 5.3 – Послідовність виконання проходів (а) та коливальні рухи плазматрона відносно поверхні, що наплавляється (б).

Наплавлення проводиться з коливальними рухами плазматрона відносно поверхні, що наплавляється (рис. 3б). Наплавлення в напрямі із точок 2→3; 4→5; 6→7; 8→9; 10→11; 12→13 здійснюється за рахунок лінійного руху плазматрона при нерухомому маніпуляторі, а з точок 1→2; 3→4; 5→6; 7→8; 9→10; 11→12 за рахунок обертального руху маніпулятора та при нерухомому плазматроні. Наплавлення здійснюється на режимах, що представлені в таблиці 5.1 [93, 94].

Таблиця 5.1 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при відновленні стінки

Параметри	№ проходу				
	1	2	3	4	5-16
Струм наплавлення, А	70-	65-	58-62	55-	50-55
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2,4	2,4	2,4	2,4	2,4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0
Час імпульсу, мс	300/	300/	300/1	300/	300/1
Струм імпульсу, А	2	2	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек	1,6	1,7	1,75	1,8	1,8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0,8-	0,8-1,0	0,8-1,0	0,8-1,0	0,8-1,0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-	10-	10-12	10-	10-12
Витрата плазмоутворювального газу	1,0	0,9	0,8	0,8	0,8
Витрата транспортного газу (аргон)л/хв	3,2	3,2	3,2	3,2	3,2
Висота напавленого шару, мм	1,2	1,2	1,7	1,6	1,5
Витрата порошку,г/хв	3,5-	3,2-	3,0-	2,7-	2,5-
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160	63-160	63-160

Розміри деталі після наплавлення подані на рисунку 5.4.

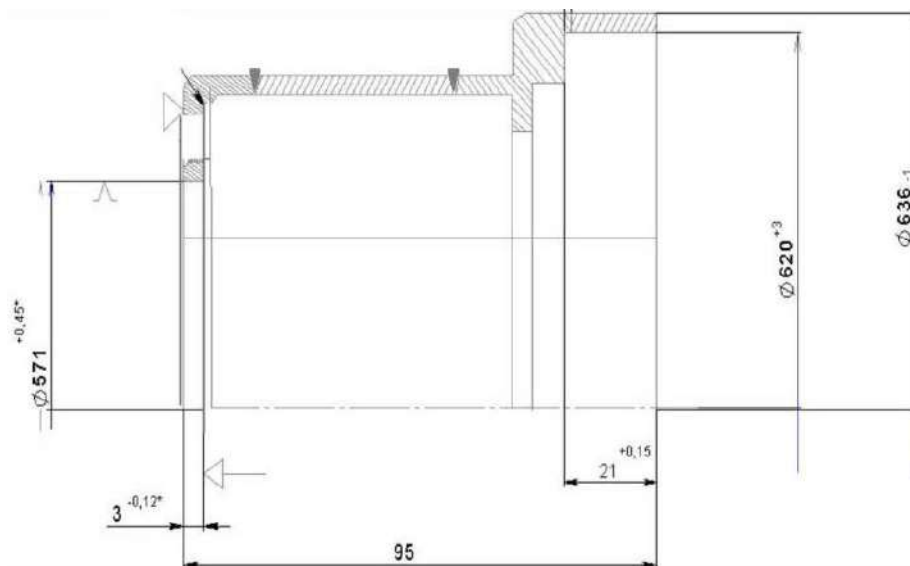


Рисунок 5.4 – Геометричні розміри деталі після наплавлення

Зовнішній вигляд наплавленої деталі поданий на рисунку 5.5.

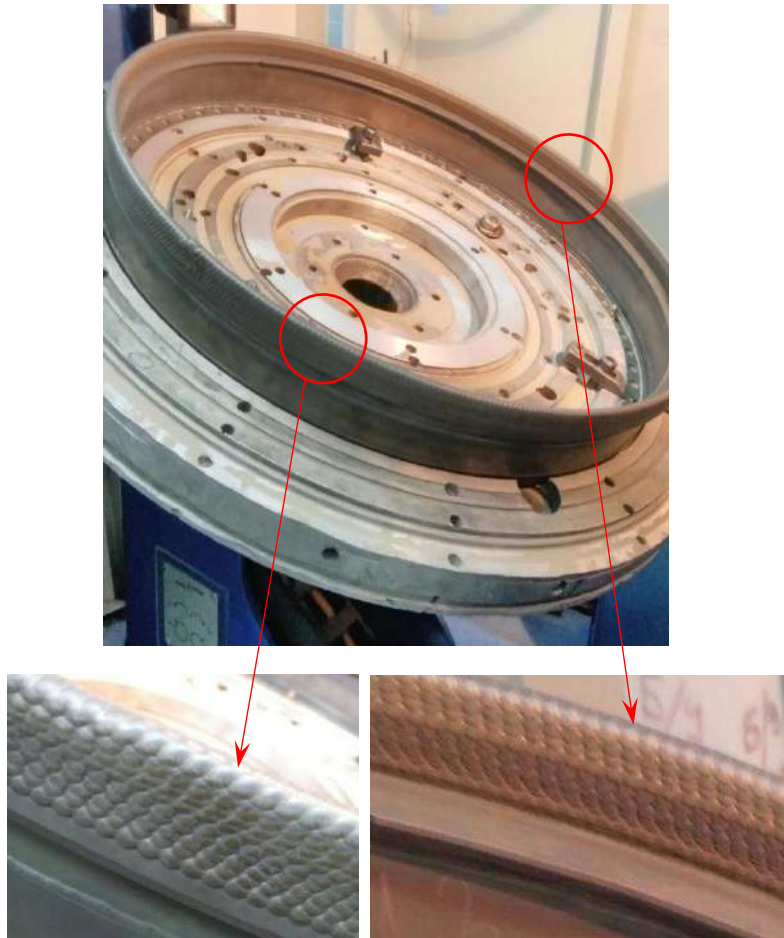


Рисунок 5.5 – Зовнішній вигляд відновленого кожуха

5.1.2.4 Проводиться термообробка: старіння - $700 \pm 10^\circ\text{C}$, витримка – 16 годин, охолодження в повітрі.

5.1.2.5 Складальна одиниця встановлюється на пристосування і далі кріпиться на токарно-гвинторізний верстат 2215. Биття посадкових місць пристосування не більше 0,02 мм. Збірна одиниця точиться по поверхнях 1, 8 і 9, згідно з рисунком 5.6, що забезпечує різностінність Ж не більше 0,5 мм.

5.1.2.6 Здійснюється миття складальної одиниці бензином на мийній установці «Тайфун».

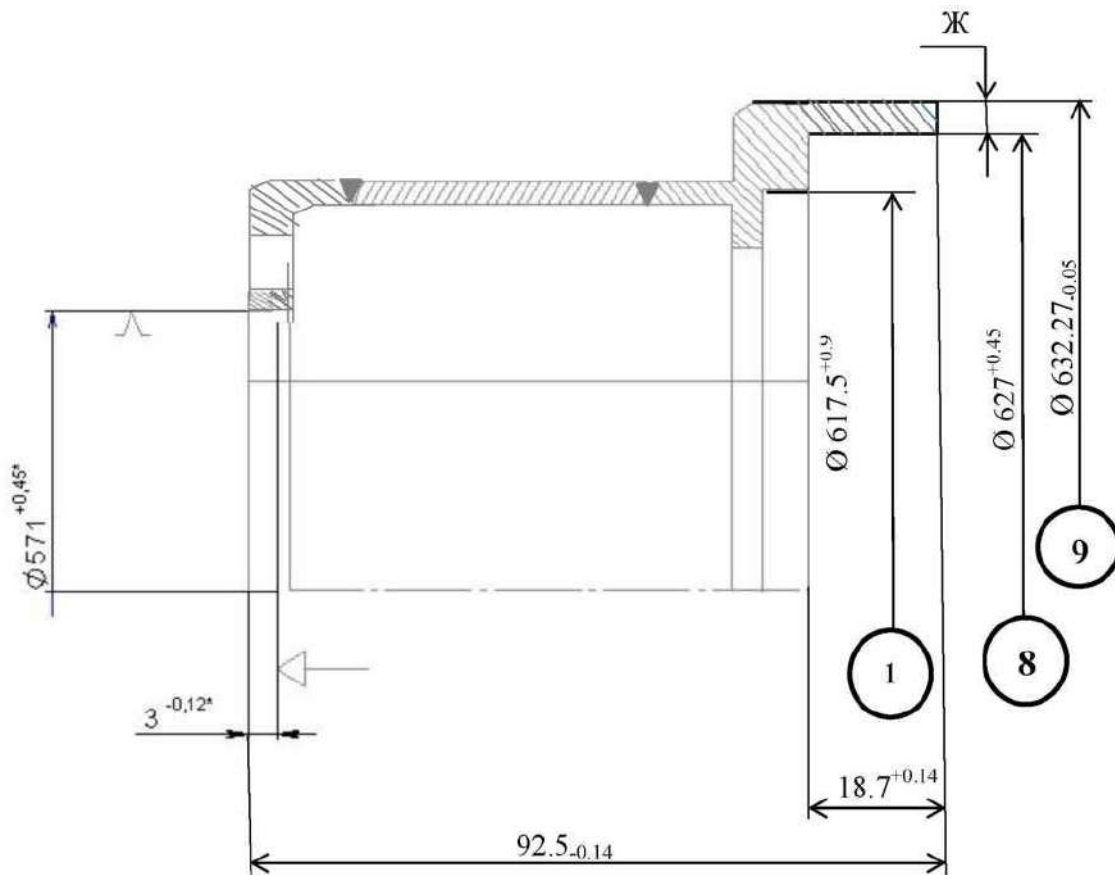


Рисунок 5.6 – Збірна одиниця після токарної обробки

5.1.2.7 Здійснюється контроль крапельний збірної одиниці по $\text{Ø} 632$ та $\text{Ø} 627$ мм та на прилеглих поверхнях по ОСТ 190282-79. Рівень чутливості II. Тріщини не припускаються.

5.1.3 Результати впровадження технології та економічний ефект

У результаті проведеного комплексу досліджень вирощених зразків методом мікроплазмового наплавлення порошком зі сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ) за технологією, аналогічною до технології ремонту відновленого кожуха СА, встановлено:

– хімічний склад наплавленого металу відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-1-3046-97 «Прутки з жароміцного сплаву марки ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ)».

– мікроструктура наплавленого металу відповідає нормальному термообробленому стану сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ).

– рівень механічних властивостей вирощених зразків із наступною серійною термічною обробкою (старіння при $T=700^{\circ}\text{C}$, витримка 16 годин) не нижчий за рівень поковки, що застосовується при серійному виготовленні деталі, і складає (середнє значення):

у поперековому напрямі: $\sigma_B=81,7$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=51,5$ кгс/мм²; $\delta=40,2$ %; $\psi=32,6$ %;

у повздовжньому напрямі: $\sigma_B=79,7$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=59,2$ кгс/мм²; $\delta=17,5$ %; $\psi=18,5$ %.

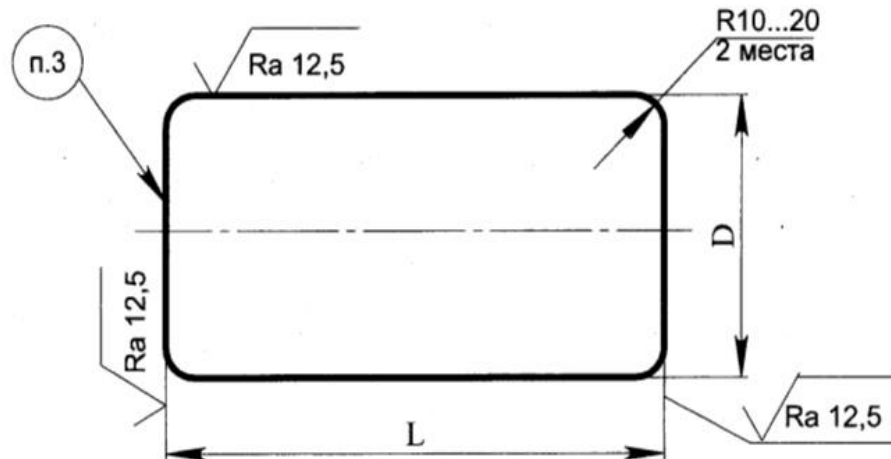
У результаті проведених робіт розроблені наукові підходи для розробки технології ремонту кожуха СА двигуна Д-18 прямим вирощуванням стінки (на діаметрі 632 мм) методом мікроплазмового наплавлення порошком зі сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ). Такий вид ремонту введений у ремонтне креслення кожуха СА двигуна Д-18Т. На цей момент відремонтовано й встановлено на двигун шістнадцять складальних одиниць (скл. од.).

Економічний ефект від упровадження цієї роботи склав сто тридцять дев'ять тисяч триста тридцять шість грн., 00 коп. (139 336 тис. грн.) при ремонті одного кожуха СА двигуна Д18-Т.

5.2 Виготовлення заготовки кільця зовнішнього зі сплаву ХН60ВТ-ВИ двигуна АІ-450

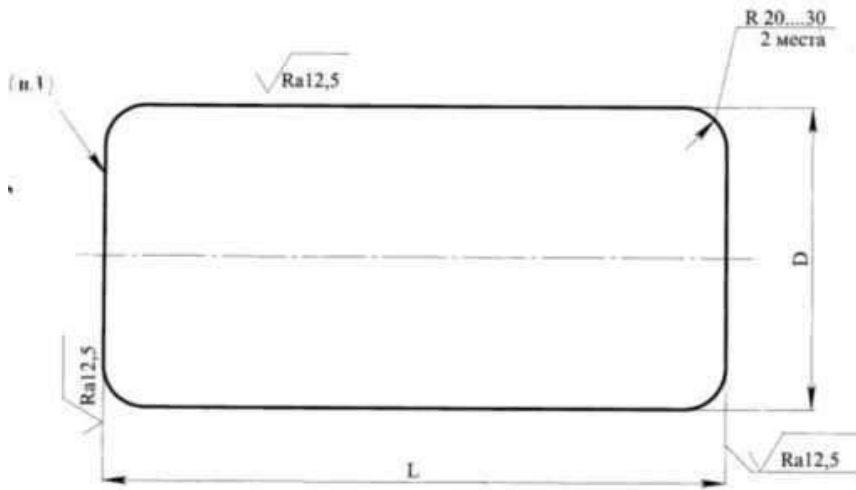
5.2.1 Серійна технологія виготовлення зовнішнього кільця жарової труби. Зварена заготовка з 2-х поковок.

5.2.1.1 Уступи прутків для заготовок 1001-6601 та 1001-6602 округляються згідно з рис. 5.7 та 5.8.



Розміри, мм					
D вихідний		D проточий		L	
номин.	перед. відх.	номин.	перед. відх.	номин.	перед. відх.
116		111		255	±2,0
118	+0,9	112	+0,5	247	
120		115		238	
122	-1,0	117	-0,3	230	
124		119		222	

Рисунок 5.7 – Пруток для заготовки 1001-6601 із закругленими уступами зі сплаву ХН60ВТ за ТУ14-1-286-98



Розміри, мм					
D вихідний		D проточий		L	
номин.	перед. відх.	номин.	перед. відх.	номин.	перед. відх.
146	±1,0	141	±0,3	316	±2,5
148		143		307	
150		145		300	
152		147		290	
154		149		283	

Рисунок 5.8 – Пруток для заготовки 1001-6602 із закругленими уступами ХН60ВТ за ТУ14-1-286-98

5.2.1.2 Проводиться ковка прутків, для отримання поковок, згідно з рис. 5.9 та 5.10

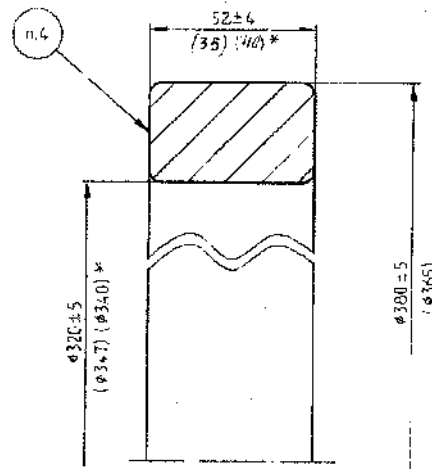


Рисунок 5.9 – Поковка для заготовки 1001-6601

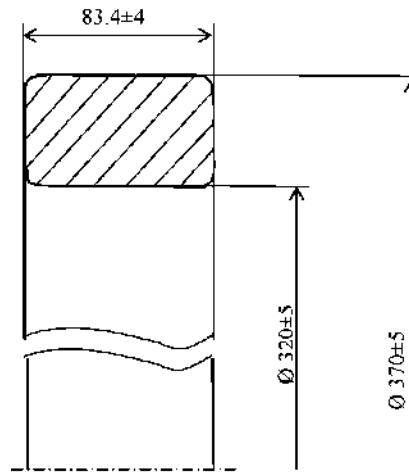


Рисунок 5.10 – Поковка для заготовки 1001-6602

5.2.1.3. Здійснюється термообробка: гартування – 1180°C, витримка – 45 хвилин, охолодження на повітрі.

5.2.1.4. Здійснюється механічна обробка поковок на верстаті ЧПУ, для отримання заготовок під електронно-променеве зварювання (ЕПЗ), згідно з рисунком 5.11 та 5.12.

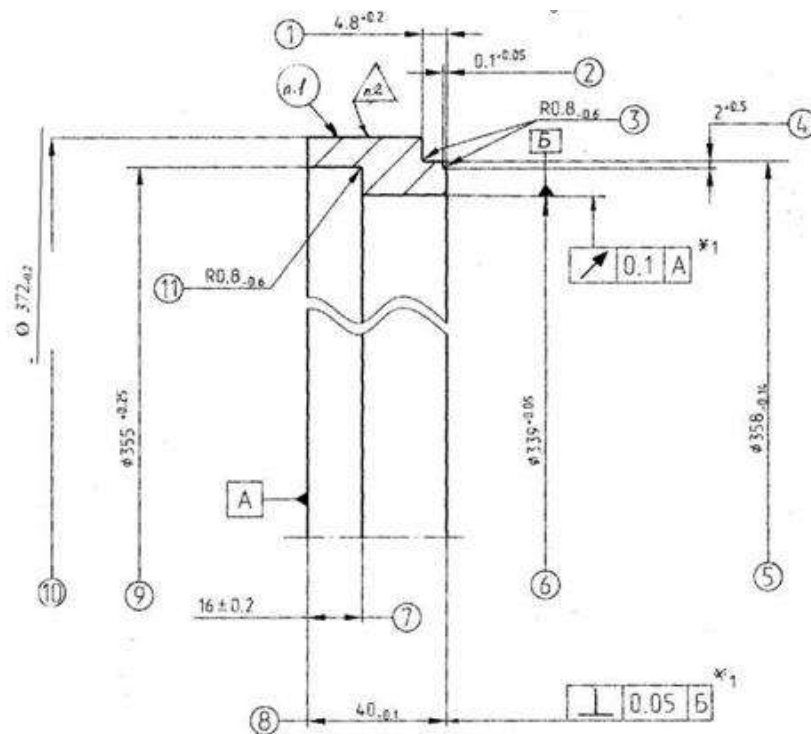


Рисунок 5.11 – Механічно оброблена заготовка 1001-6601 під зварювання ЕПЗ.

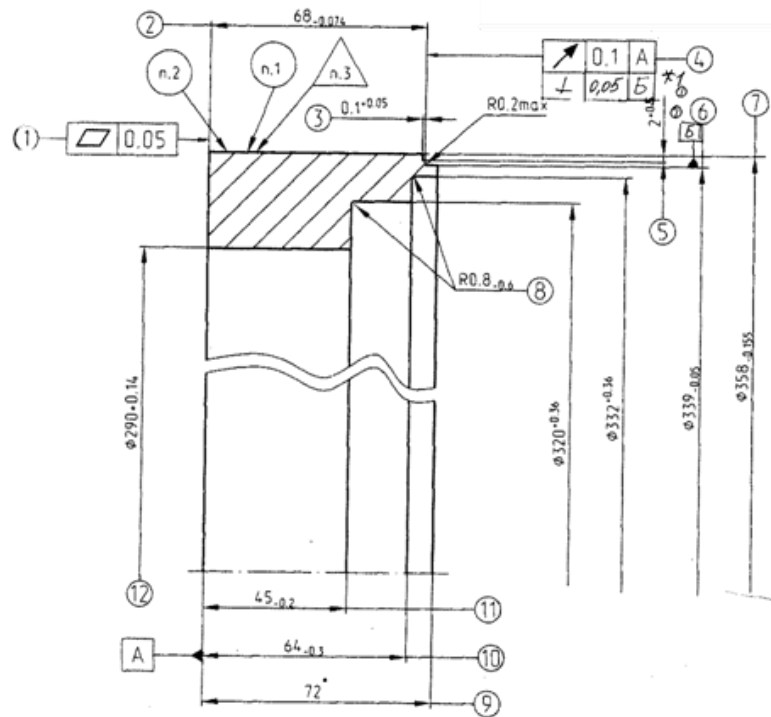


Рисунок 5.12 – Механічно оброблена заготовка 1001-6602 під зварювання ЕПЗ.

5.2.1.5 Виконується складання та встановлення на маніпулятор під зварювання ЕПЗ, згідно з рисунком 5.13.

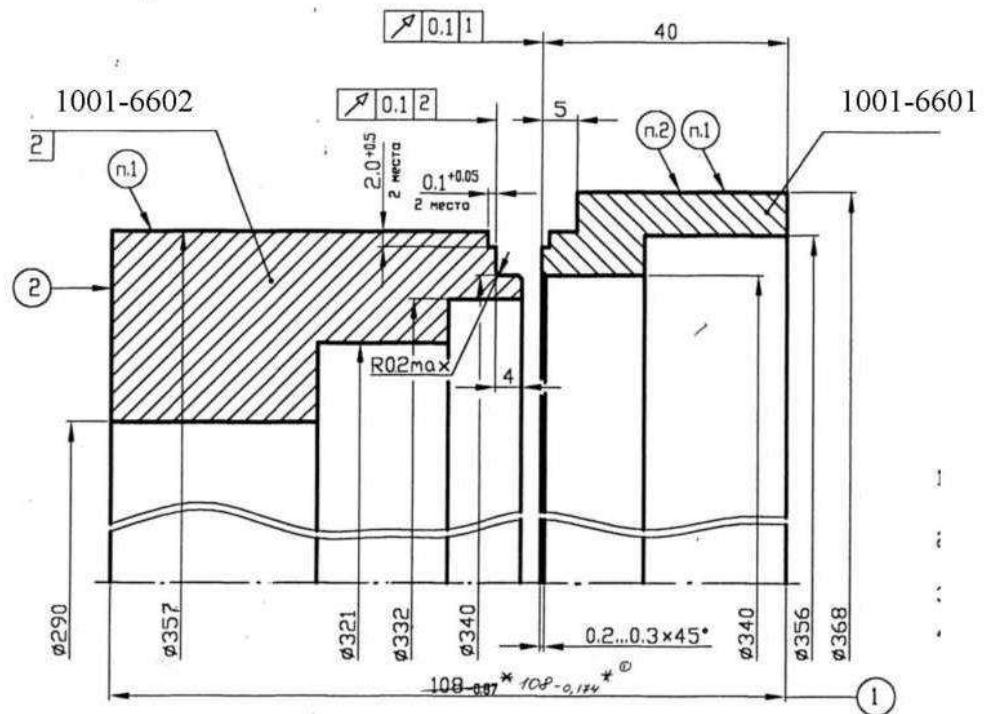


Рисунок 5.13 – Складання під зварювання ЕПЗ

5.2.1.6 Проводиться точкова прихватка деталей (діаметр прихватки 3,0-4,5 мм), згідно зі схемою прихватки (див. рис. 14) за такими режимами: сила струму емісії – 15-20 мА; прискорювальна напруга – 60 кВ; відстань від зрізу пушки – 140 ± 5 мм.

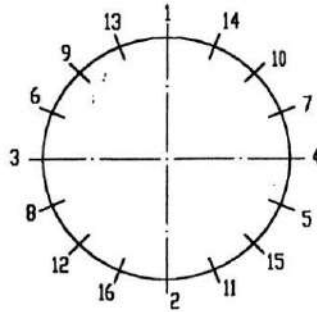


Рисунок 5.14 – Схема прихватки деталей

5.2.1.7 Проводиться зварювання ЕПЗ, згідно з рис. 15 з перекриттям початку зварного шва 30–40 мм на таких режимах:

сила струму емісії – 75 ± 5 мА; прискорювальна напруга – 60 кВ; відстань від зрізу пушки – 150 ± 5 мм.

Після зварювання вимкнути установку та витримати її під вакуумом протягом 15–20 хв.

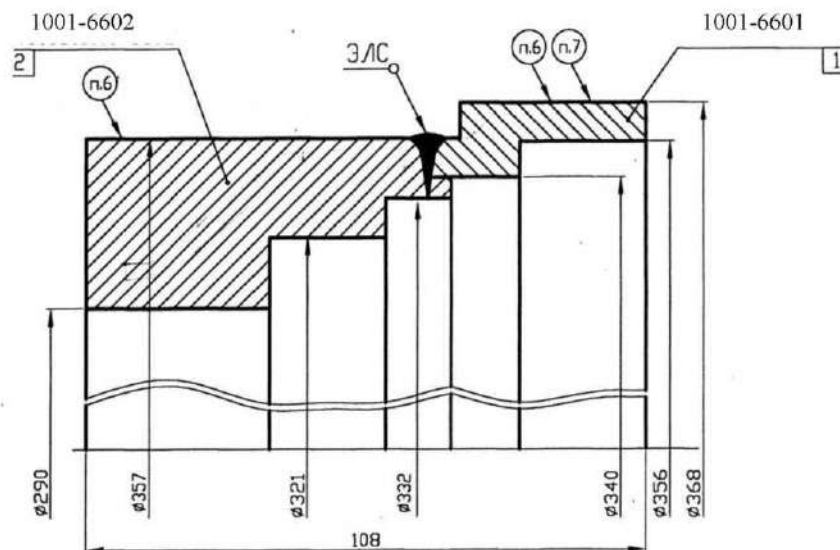


Рисунок 5.15 – Зварена заготовка

5.2.1.8 Проводиться термообробка: гартування – 1180°C, витримка – 45 хв., охолодження у/на повітрі.

5.2.1.9 Проводиться мехобробка до остаточних розмірів (рис. 5.16).

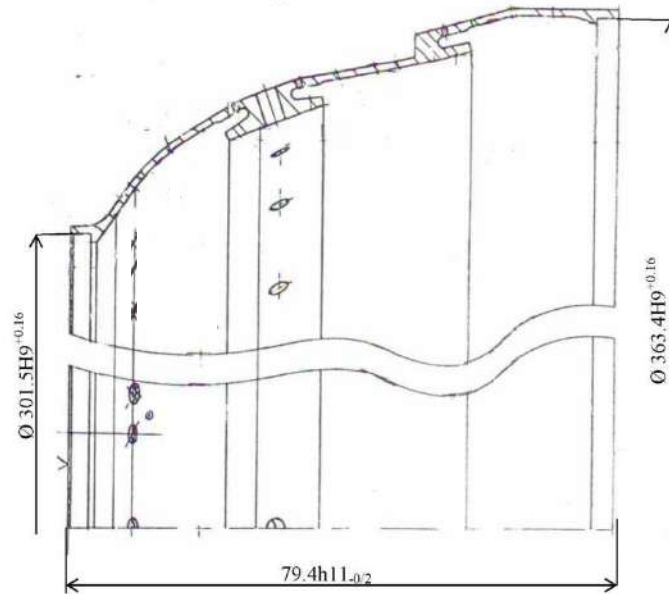


Рисунок 5.16 – Остаточньо оброблене кільце

5.2.2 Технологія адитивного вирощування заготовки зовнішнього кільця жарової труби методом МПН

5.2.2.1 Розробляється креслення заготовки кільця зовнішнього під вирощування методом мікроплазмового порошкового наплавлення (див. рис. 5.17) та ескіз підкладки для вирощування деталі. У кресленні заготовки враховуються припуски, з урахуванням короблень та деформацій, що виникають у процесі вирощування та термічної обробки по всіх діаметральних і довжинних розмірах деталей. Допускається приблизно 4–5 мм на сторону.

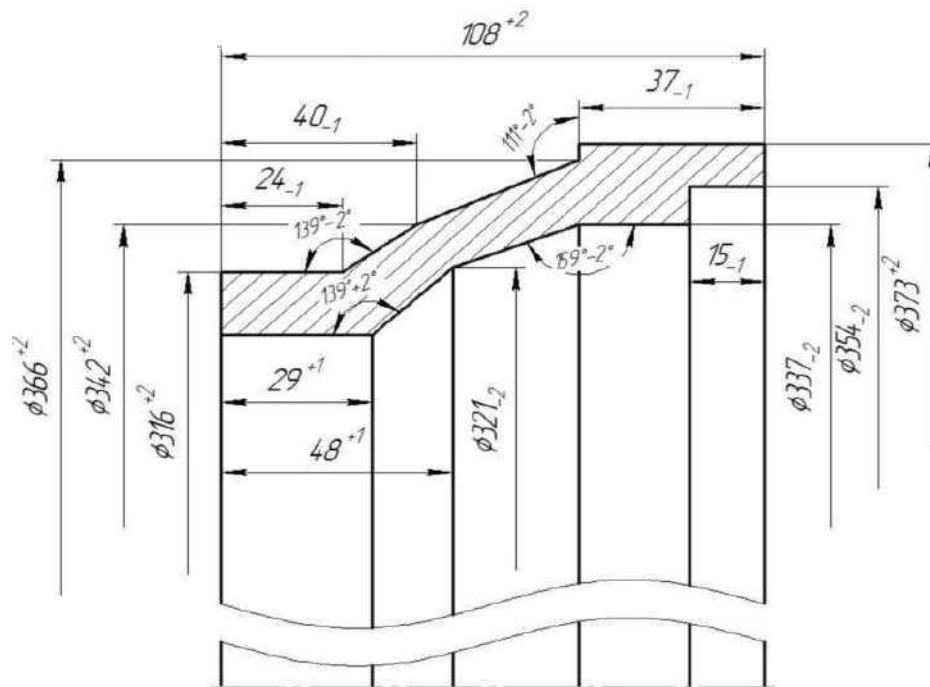


Рисунок 5.17 – креслення заготовки кільця зовнішнього жарового груби під вирощування методом мікроплазмового порошкового наплавлення

5.2.2.2 Відповідно до креслення заготовки (див. рис. 17) розробляється математична модель для вирощування (див. рис. 5.18)

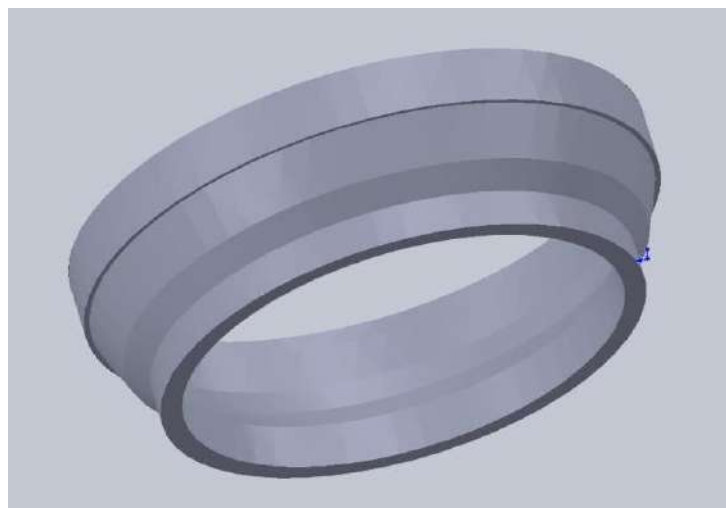


Рисунок 5.18 – Математична модель заготовки для вирощування

5.2.2.3 Підкладка для вирощування (див. рис. 5.19) встановлюється в планшайбу маніпулятора установки STARWELD 190HP.

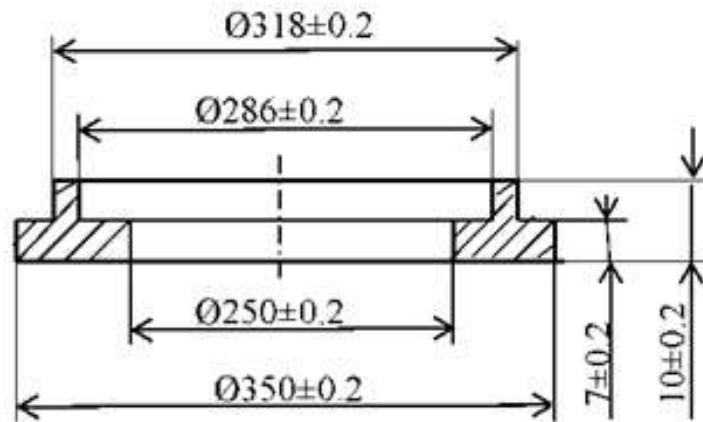


Рисунок 5.19 – Ескіз підкладки для вирощування (Сталь 3)

5.2.2.4 Виконується наплавлення 1 ділянки, згідно з рисунком 20 на режимах, що подані в таблиці 5.2.

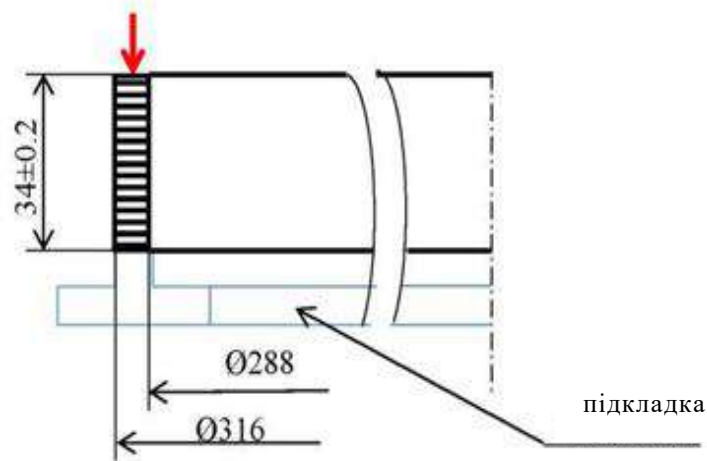


Рисунок 5.20 – Схема наплавлення 1 ділянки

Таблиця 5.2 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирошуванні 1 ділянки

Параметри	№ проходу		
	1	2	3-22
Струм наплавлення, А	60-63	56-60	50-55
Діаметр вольфрамового електроду, мм	2,4	2,4	2,4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2,0	2,0	2,0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1,75	1,8	1,8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0,8-1,0	0,8-1,0	0,8-1,0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон) л/хв	0,8	0,8	0,8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3,2	3,2	3,2
Висота шару, що наплавляється, мм	1,7	1,6	1,5
Витрата порошку, г/хв	3,0-3,4	2,7-3,2	2,5-3,0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.5 Виконується наплавлення 2 ділянки згідно з рисунком 5.21 на режимах, що подані в таблиці 5.3

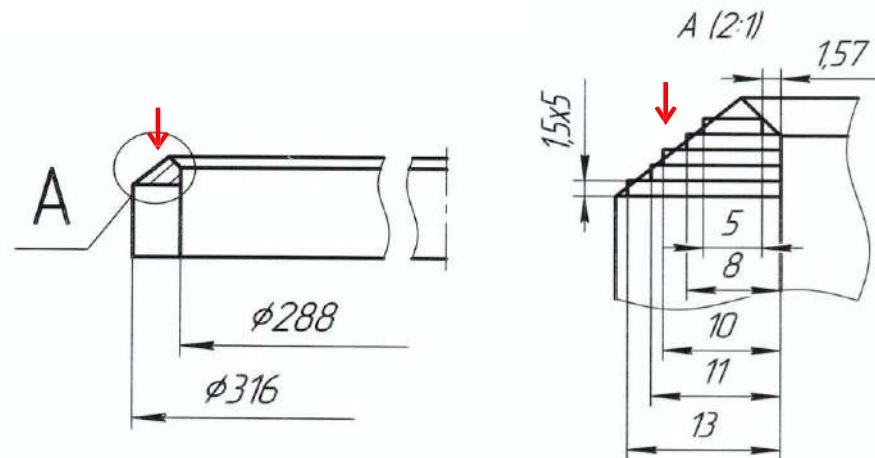


Рисунок 5.21 – Схема наплавлення 2 ділянки

Таблиця 5.3 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирощуванні 1 ділянки

Параметри	№ проходу				
	1	2	3	4	5
Струм наплавлення, А	58-62	55-58	52-55	52-55	52-55
Діаметр вольфрамового електроду, мм	2.4	2.4	2.4	2.4	2.4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.7	1.75	1.8	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон) л/мин	0.9	0.9	0.8	0.8	0.8
Витрата транспортного газу (аргон), л/мин	3.2	3.2	3.2	3.2	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.5	1.5	1.7	1.6	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.5-3.7	3.2-3.6	3.0-3.4	2.7-3.2	2.6-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160	63-160	63-160

5.2.2.6 Планшайба розвертається на 42°. Производиться наплавлення 3 ділянки, згідно з рисунком 5.22, на режимах, поданих у таблиці 5.4.



Рисунок 5.22 – Схема наплавлення 3-ї ділянки

Таблиця 5.4 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирошуванні 3 ділянки

Параметри	№ проходу		
	1	2	3-16
Струм наплавлення, А	58-62	55-60	50-55
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2.4	2.4	2.4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2.0	2.0	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.8	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон) л/хв	0.8	0.8	0.8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3.2	3.2	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.7	1.6	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.0-3.4	2.7-3.2	2.5-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.7 Виконується наплавлення 4 ділянки згідно з рисунком 23 на режимах, що подані в таблиці 5.5.

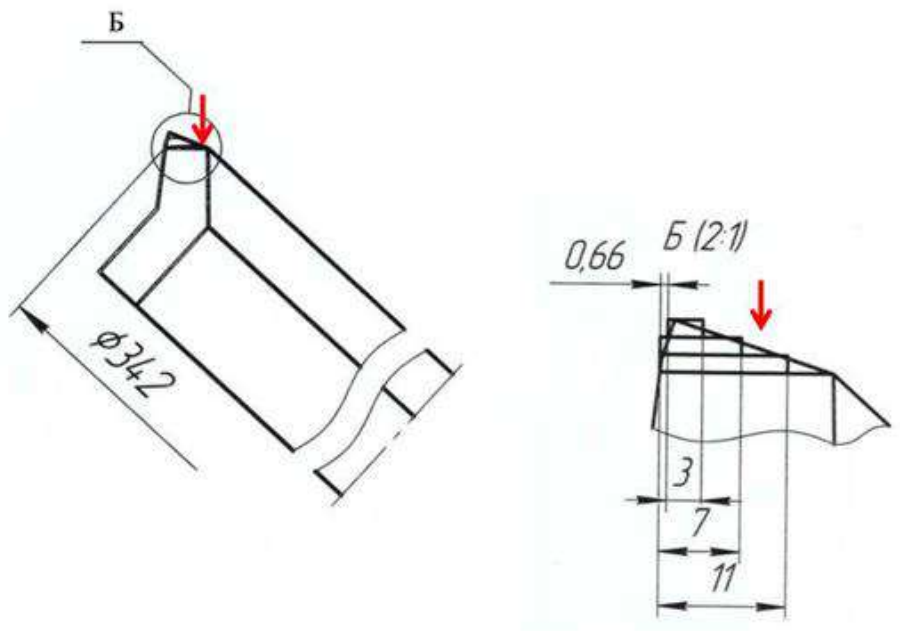


Рисунок 5.23 – Схема наплавлення 4-ї ділянки

Таблиця 5.5 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирошуванні 4 ділянки

Параметри	№ проходу		
	1	2	3
Струм наплавлення, А	58-62	55-60	55-60
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2.4	2.4	2.4
Діаметр плазмотворювального сопла, мм	2.0	2.0	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.8	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмотворювального газу (аргон) л/хв	0.8	0.8	0.8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3.2	3.2	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.7	1.6	1.5
Витрата порошку, г/хв	2.8-3.0	2.5-2.8	2.2-2.5
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.8 Планшайба розвертається на 21.09° . Виконується наплавлення 3 ділянки, згідно з рисунком 24, на режимах, що подані в таблиці 5.6.

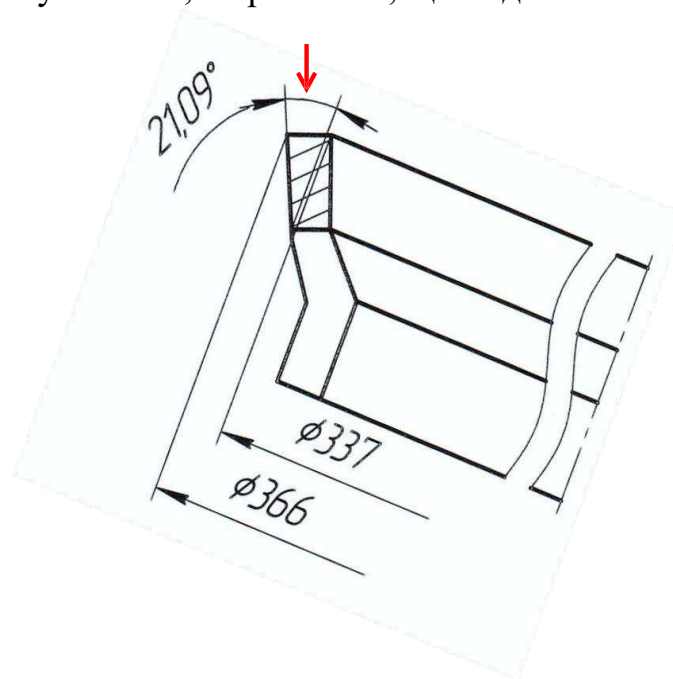


Рисунок 5.24 – Схема наплавлення 5-ї ділянки

Таблиця 5.6 – Режими мікроплазмового наплавлення при вирощуванні 5 ділянки

Параметры	№ прохода		
	1	2	3-22
Струм наплавлення, А	58-62	55-60	50-55
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2.4	2.4	2.4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2.0	2.0	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.8	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон) л/хв	0.8	0.8	0.8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3.2	3.2	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.7	1.6	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.0-3.4	2.7-3.2	2.5-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.9 Відбувається наплавлення згідно з рисунком 25 на режимах, що подані в таблиці 5.7.

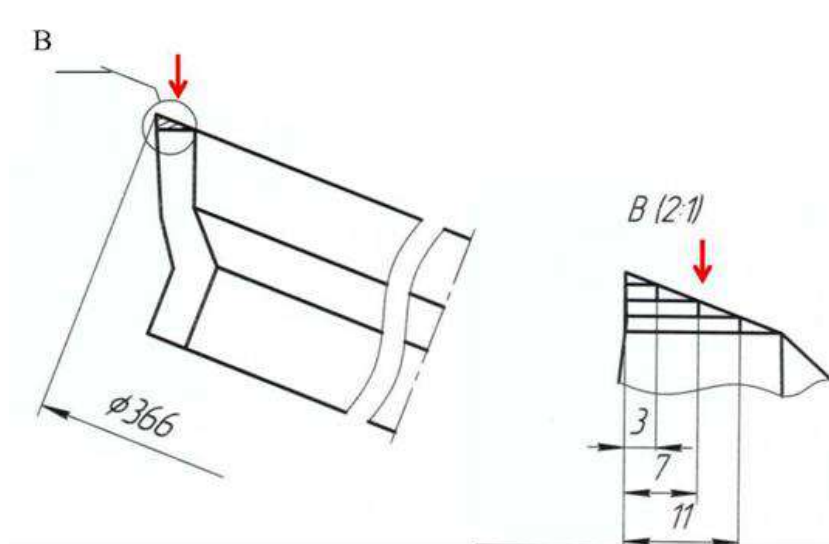


Рисунок 5.25 – Схема наплавлення 6-ї ділянки

Таблиця 5.7 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирошуванні 6 ділянки

Параметри	№ проходу		
	1	2	3
Струм наплавлення, А	58-62	55-60	55-60
Діаметр вольфрамового електроду, мм	2.4	2.	2.4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2.0	2.	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон) л/хв	0.8	0.	0.8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3.2	3.	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.7	1.	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.0-3.4	2.7-3.2	2.5-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.10 Планшайба розвертається на 21.09°. Відбувається наплавлення 7 ділянки, згідно з рисунком 26, на режимах, що подані в таблиці 5.8.

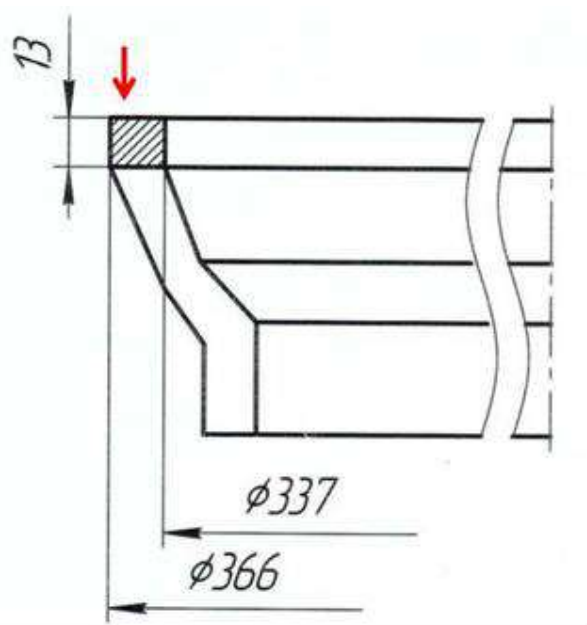


Рисунок 5.26 – Схема наплавлення 7-ї ділянки

Таблиця 5.8 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирошуванні 7 ділянки

Параметри	№ проходу		
	1	2	3-9
Струм наплавлення, А	58-62	55-60	50-55
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2.4	2.4	2.4
Діаметр плазмутворювального сопла, мм	2.0	2.0	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.8	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмутворювального газу (аргон) хв	0.8	0.8	0.8
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3.2	3.2	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.7	1.6	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.0-3.4	2.7-3.2	2.5-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.11 Планшайба повертається на 90°. Виконується наплавлення 8 ділянки, згідно з рисунком 27, на режимах, що подані в таблиці 5.9.

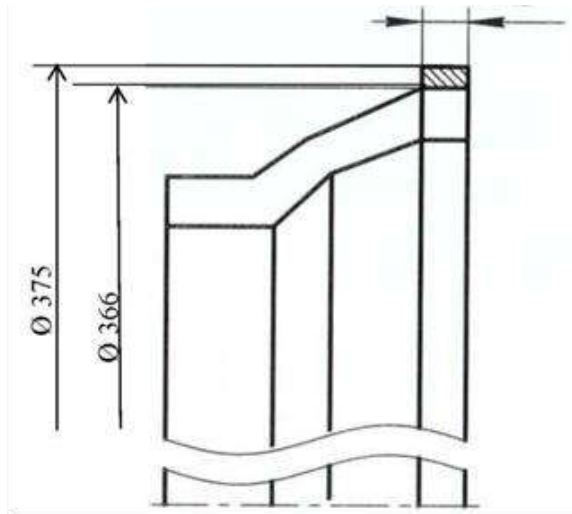


Рисунок 5.27 – Схема наплавлення 8-ї ділянки

Таблиця 5.9 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при нарощуванні 8 ділянки

Параметри	№ проходу		
	1	2	3
Струм наплавлення, А	60-65	56-60	52-56
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2.	2	2.4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2.	2	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1	1.8
Витрата пілотної газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон) л/хв	0.	0	0.9
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3.	3	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.	1	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.0-3.4	2.7-3.2	2.5-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.12 Планшайба повертається на 90°. Виконується наплавлення 9 ділянки, згідно з рисунком 28, на режимах, поданих у таблиці 5.10.

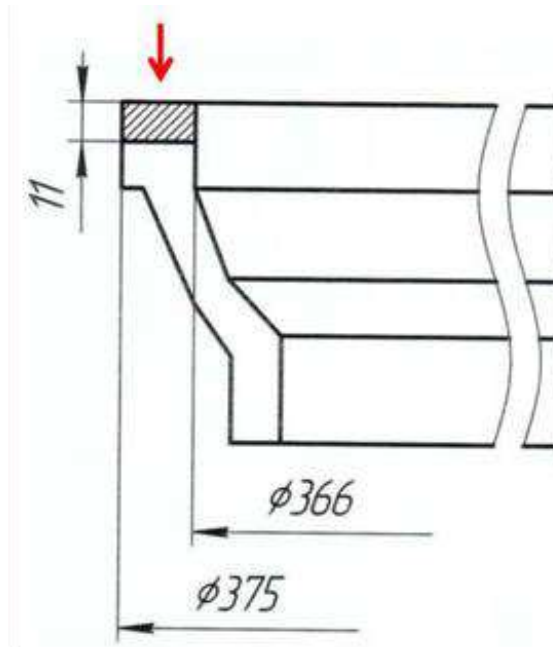


Рисунок 5.28 – Схема наплавлення 9-ї ділянки

Таблиця 5.10 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирощуванні 9 ділянки

Параметри	№ проходу		
	1	2	3-7
Струм наплавлення, А	60-65	57-61	53-57
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2.4	2.4	2.4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2.0	2.0	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/160
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.8	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0.8-1.0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмоутворювального газу (аргон) л/хв	0.9	0.9	0.9
Витрата транспортного газу (аргон), л/хв	3.2	3.2	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.7	1.6	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.0-3.4	2.7-3.2	2.5-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160

5.2.2.13 Виконується наплавлення 10 ділянки, згідно з рисунком 29, на режимах, поданих у таблиці 5.11.

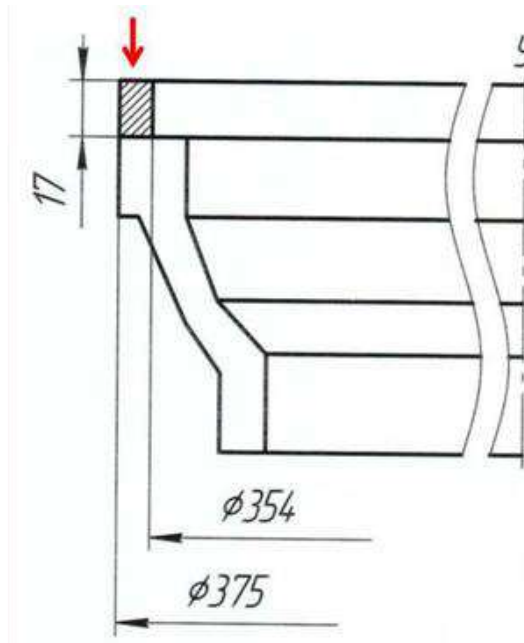


Рисунок 5.29 – Схема наплавлення 10-ї ділянки

Зовнішній вигляд вирощеної заготовки, поданий на рисунку 5.30

Таблиця 5.11 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирощуванні 10 ділянки

Параметры	№ прохода		
	1	2	3-12
Струм наплавлення, А	58-62	55-60	50-55
Діаметр вольфрамового електрода, мм	2.4	2.4	2.4
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2.0	2.0	2.0
Час імпульсу, мс	300/160	300/160	300/16
Струм імпульсу, А	2	2	2
Швидкість наплавлення, мм/сек.	1.75	1.8	1.8
Витрата пілотного газу (аргон), л/хв	0,8-1,0	0.8-1.0	0.8-1.0
Витрата захисного газу (аргон), л/хв	10-12	10-12	10-12
Витрата плазмутворювального газу (аргон) л/мин	0.8	0.8	0.8
Витрата транспортного газу (аргон), л/мин	3.2	3.2	3.2
Висота шару, що наплавляється, мм	1.7	1.6	1.5
Витрата порошку, г/хв	3.0-3.4	2.7-3.2	2.5-3.0
Фракція порошку, мкм	63-160	63-160	63-160



Рисунок 5.30 – Зовнішній вигляд вирощеної заготовки

5.2.2.14 Виконується термообробка: гартування – 1180°C, витримка –

45хв, охолодження на повітрі.

5.2.2.15 Виконується мехобробка до остаточних розмірів (рис.5.31).



Рисунок 5.31 – Остаточньо оброблене кільце

5.2.3 Результати впровадження технології та економічний ефект

У результаті проведеного комплексу досліджень вирощених зразків методом мікроплазмового наплавлення порошком зі сплаву ВЖ 98 ВИ (ХН60ВТ-ВИ) за технологією, аналогічною до технології вирощування заготовки, встановлено:

- хімічний склад наплавленого металу відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-1-1531-75.
- мікроструктура наплавленого металу відповідає нормальному термообробленому стану сплаву ВЖ 98 ВИ (ХН60ВТ-ВИ).

– рівень механічних властивостей вирощених зразків з наступною серійною термічною обробкою (гартування $T=1200^{\circ}\text{C}$ витримка 1 година, старіння при $T=900^{\circ}\text{C}$, охолодження на повітрі) відповідає вимогам технічних умов 500ТУМ-43 і складає (середнє значення):

у поперековому напрямі: $\sigma_{\text{B}}=72,3$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=32,7$ кгс/мм²; $\delta=51,3\%$; $\psi=44,4\%$;

у повздовжньому напрямі: $\sigma_{\text{B}}=68,5$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=63,1$ кгс/мм²; $\delta=8,4\%$; $\psi=13,3\%$.

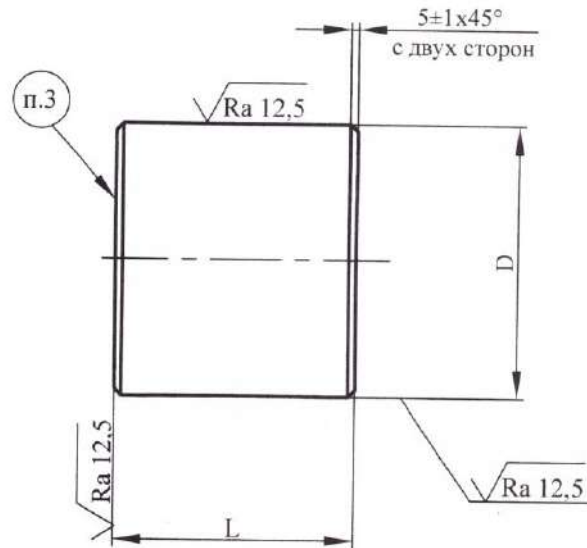
У результаті проведених робіт розроблені наукові підходи для вирощування заготовки кільця внутрішнього і зовнішнього жарової труби у складі двигуна АІ-450 методом мікроплазмового наплавлення, які дозволили здійснити впровадження у виробництво в такому вигляді: випущена модифікація креслення деталі із заготовки, вирощеної методом мікроплазмового порошкового наплавлення. На цей момент вирощено і встановлено на двигун 4 деталі.

Економічний ефект від упровадження такої роботи при вирощуванні однієї заготовки деталі за рахунок високого КВМ склав сто тридцять п'ять тисяч грн., 00 коп. (135 тис. грн.).

5.3 Виготовлення кільця ХН50ВМТЮБ-ВИ(ЭП648-ВИ), що входить до складу двигуна АІ-222

5.3.1 Серійна технологія виготовлення кільця

5.3.1.1 Виконується відрізання прутка та заокруглення уступів



Розміри, мм					
D вихідний		D проточий		L	
номин.	перед. відх.	номин.	перед. відх.	номин.	перед. відх.
154	+0,9 -1,0	149	+0,3 -0,5	130	±2,0
152		147		133	
150		145		136	
148		143		140	
146		141		144	

Рисунок 5.32 – Пруток для заготовки M22124 з округленими уступами (ХН50ВМТЮБ-ВИ) за ТУ 14-1-3046-97

5.3.1.2 Виконується попереднє нагрівання заготовки під операцію кування: нагрів – $1100\pm 20^{\circ}\text{C}$, витримка – 110 хв.

5.3.1.3 Виконується кування прутків для отримання поковок згідно з рисунком 18.

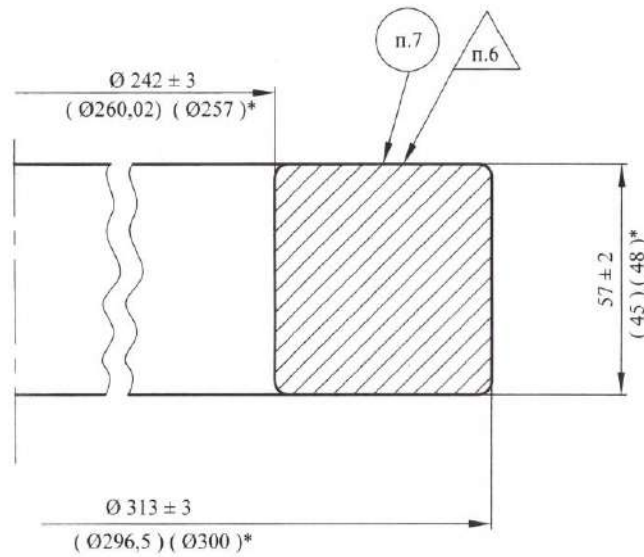


Рисунок 5.33 – Поковка для заготовки M22124

5.3.1.4 Проводиться мехобробка до остаточних розмірів (рис. 19).

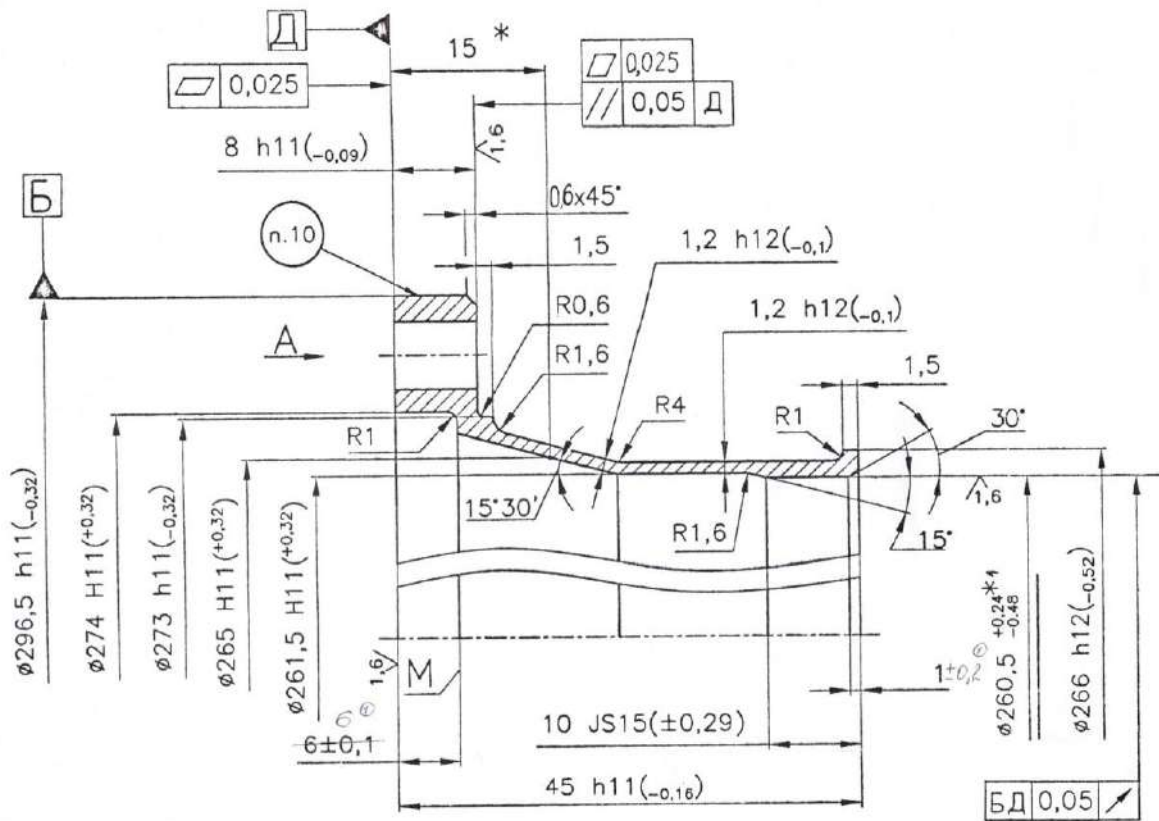


Рисунок 5.34 – Остаточньо оброблене кільце

5.3.2 Технологія адитивного вирощування заготовки зовнішнього кільця, що входить до складу турбіни двигуна АІ-222 методом МПН

5.3.2.1 Розробляється креслення кільця зовнішнього під вирощування МПН (див. рис. 5.35) та ескіз підкладки для вирощування деталі. У кресленні заготовки враховуються припуски, з урахування короблень та деформацій, що виникають у процесі вирощування і термічної обробки для всіх діаметральних та довжинних розмірів деталі. Припуски приймаються приблизно 4–5 мм на сторону.

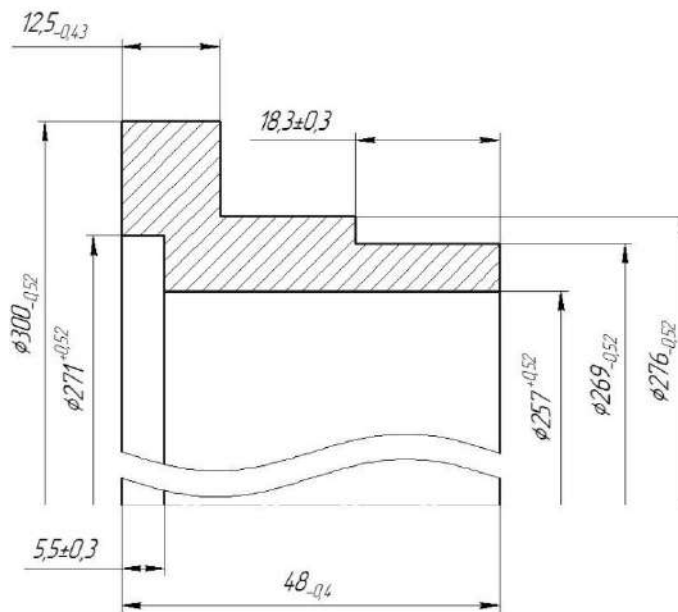


Рисунок 5.35 – Ескіз креслення заготовки кільця

Відповідно до креслення заготовки (див. рис. 5.35) розробляється математична модель заготовки для вирощування (див. рис. 5.36)



Рисунок 5.36 – Математична модель заготовки для вирощування

5.3.2.2 Підкладка для вирощування (див. рис. 5.37) встановлюється на планшайбу маніпулятора установки STARWELD 190HP.

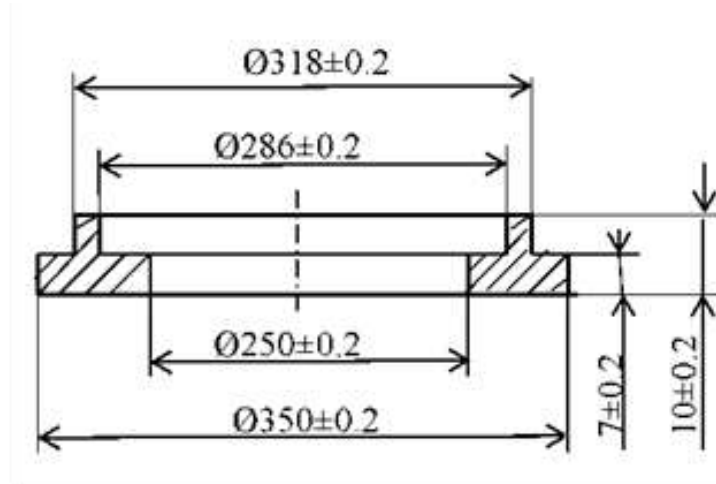


Рисунок 5.37 – Ескіз підкладки для вирощування (Сталь 3)

5.3.2.3 Виконується наплавлення 1 ділянки, відповідно до рисунка 5.38 на режимах, що подані у таблиці 5.12

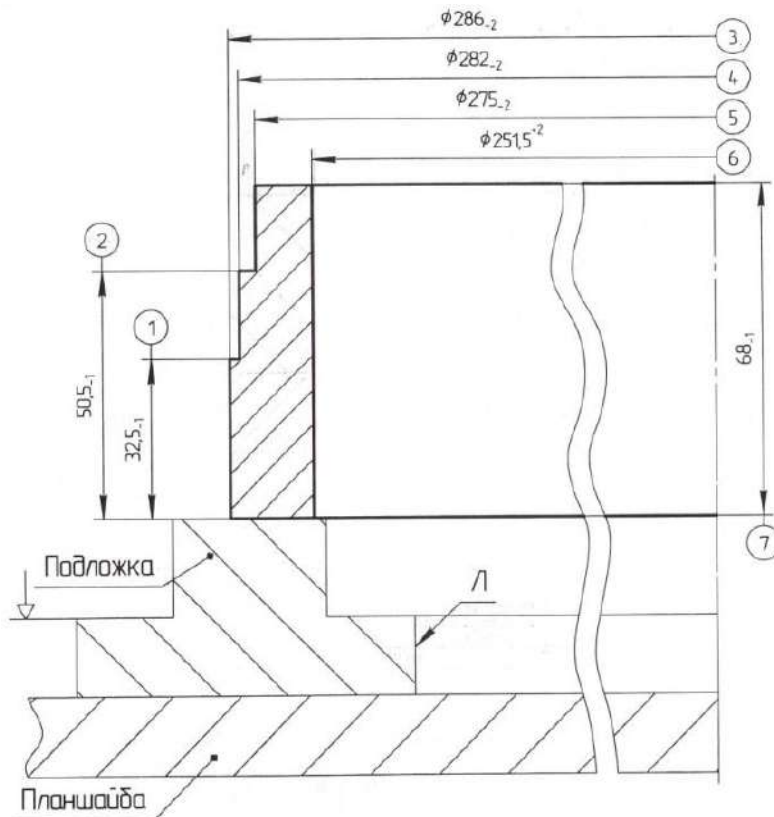


Рисунок 5.38 – Схема наплавлення 1 ділянки

Таблиця 5.12 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирощуванні 1 ділянки

Режими вирощування	Діаметр присадного дроту $d_{ПД}$, мм	
	1,0	1,2
Діаметр вольфрамового електроду d_W , мм	3,2	3,2
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2,6	2,6
Сила струму $I_{СВ}$, А	80-95	100-115
Струм імпульсу I_U , А	30% $I_{СВ}$	30% $I_{СВ}$
Частота імпульсу, Hz	0,8	0,8
Швидкість подачі дроту $V_{ПД}$, м/хв	0,82	0,68
Витрата захисного газу Q_{Ar} , мм/с	17-19	17-19
Витрата плазмоутворювального газу Q_{Ar} , мм/с	1,1	1,1
Швидкість наплавлення $V_{ВЛ}$, мм/с	1,5	1,5
Шаг зміщення	2,5	2,5

5.3.2.4 Виконується наплавлення 2 ділянки, згідно з рисунком 39 на режимах, поданих у таблиці 5.13

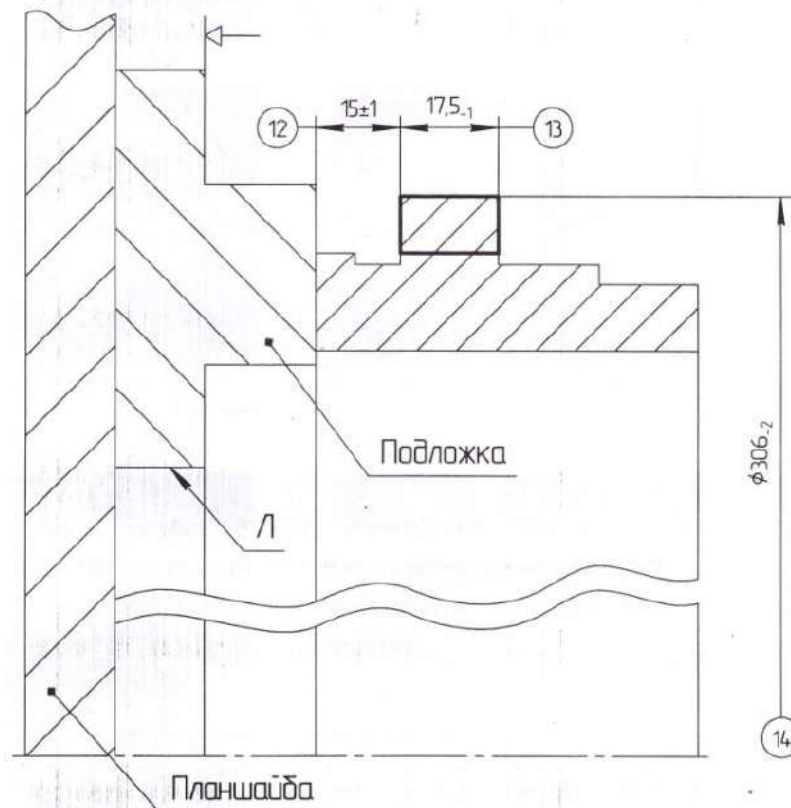


Рисунок 5.39 – Схема наплавлення 2 ділянки.

Таблиця 5.13 – Режими мікроплазмового порошкового наплавлення при вирощуванні 2 ділянки

Режими вирощування	Діаметр присадного дроту $d_{ПД}$, мм	
	1,0	1,2
Діаметр вольфрамового електроду d_W , мм	3,2	3,2
Діаметр плазмоутворювального сопла, мм	2,6	2,6
Сила струму $I_{СВ}$, А	80-95	100-115
Струм імпульсу I_U , А	30% $I_{СВ}$	30% $I_{СВ}$
Частота імпульсу, Hz	0,8	0,8
Швидкість подачі дроту $V_{ПД}$, м/хв	0,82	0,68
Витрата захисного газу Q_{Ar} , мм/с	17-19	17-19
Витрата плазмоутворювального газу Q_{Ar} , мм/с	1,1	1,1
Швидкість наплавлення $V_{ВД}$, мм/с	1,5	1,5
Шаг зміщення	2,5	2,5
Машинний час вирощування $d_{маш}$		
Кількість проходів, шт.		

Зовнішній вигляд вирощеної заготовки поданий на рисунку 5.40



Рисунок 5.40 – Зовнішній вигляд вирощеної заготовки

5.3.2.5 Виконується термообробка:

гартування: $T_{Г}=1140\pm 10$ °С, $\tau=4$ год., охолодження у повітрі;

старіння: $T_{СТ}=900$ °С, $\tau = 16$ год., охолодження у повітрі.

5.3.2.6 Виконується механічна обробка до остаточних розмірів (рис. 5.41)

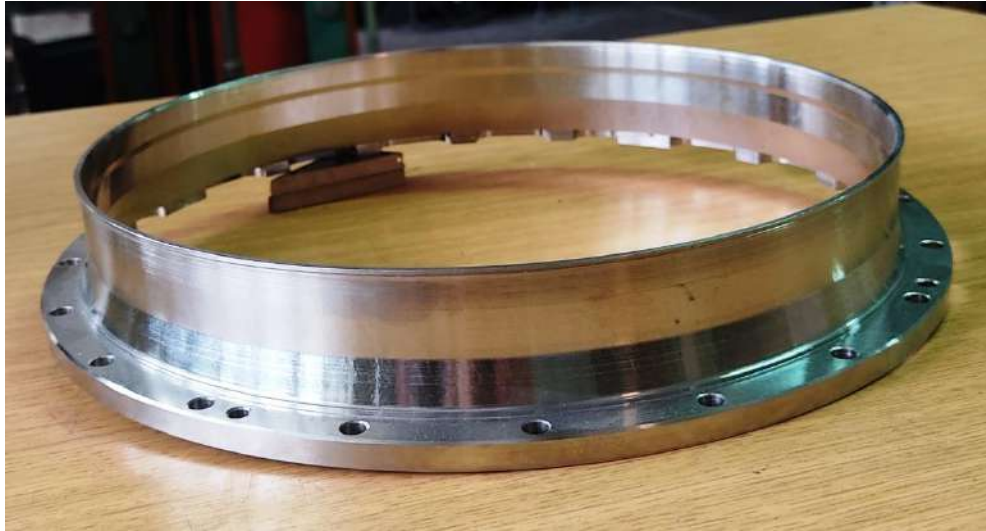


Рисунок 5.41 – Остаточньо оброблене кільце

5.3.3 Результати впровадження технології та економічний ефект

Під час проведення робіт реалізована технологія вирощування заготовки кільця, що входить до складу турбіни двигуна АИ-222 методом мікроплазмового наплавлення порошком зі сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ).

У результаті проведеного комплексу досліджень вирощених зразків методом мікроплазмового наплавлення порошком зі сплавом ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ) за технологією, аналогічною до технології вирощування заготовки, встановлено:

- хімічний склад наплавленого металу відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-1-3046-97 «Прутки з жароміцного сплаву марки ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ)»;
- мікроструктура наплавленого металу відповідає нормальному термообробленому стану сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ);

– рівень механічних властивостей вирощених зразків з наступною серійною термічною обробкою (гартування $T=1140^{\circ}\text{C}$ витримка 1 година, старіння при $T=900^{\circ}\text{C}$, охолодження на повітрі) відповідає вимогам технічних умов 500ТУМ-43 і складає (середнє значення):

у поперековому напрямі: $\sigma_B=90,8$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=64,6$ кгс/мм²; $\delta=20,7\%$;
 $\psi=26,6\%$;

у повздовжньому напрямі: $\sigma_B=82,5$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=63,1$ кгс/мм²; $\delta=8,4\%$;
 $\psi=13,3\%$.

У результаті проведених робіт розроблені наукові підходи для вирощування заготовки кільця, що входять до складу турбіни двигуна АИ-222, методом мікроплазмового наплавлення, які дозволили здійснити впровадження у виробництво в такому вигляді: випущена модифікація креслення деталі із заготовки, вирощеної методом мікроплазмового порошкового наплавлення. На цей момент вирощено і встановлено на двигун 10 деталей.

Економічний ефект від упровадження такої роботи при вирощуванні однієї заготовки деталі за рахунок високого КВМ склав сорок три тисячі грн.

ВИСНОВКИ

1. Установлено, що процес адитивного мікроплазмового порошкового наплавлення дозволяє одержувати об'ємні вироби із нікелевих жаростійких сплавів із забезпеченням механічних властивостей, необхідних для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

2. Визначені закономірності впливу характеристик порошків жаростійких нікелевих сплавів та способів їх виготовлення на структуру й властивості отриманих зразків, а саме:

- високий рівень механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів при вирощуванні заготовок досягається в разі використання порошків, отриманих атомізацією гарячим струменем інертного газу та плазмовою відцентровою атомізацією;

- застосування порошків, отриманих атомізацією холодного струменя інертного газу при вирощуванні заготовок, можливе лише в разі обов'язкового ГП заготовок після вирощування;

- вирощування заготовок зі сплаву ЭП-648ВИ з необхідним рівнем механічних властивостей, достатніх для експлуатації соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів, можливо одержувати лише в разі використання порошку з обмеженим вмістом азоту та кисню ($[N] \leq 0,03$ ваг. % та кисню у $[O] \leq 0,02$ ваг. %).

3. Дібрані оптимальні режими адитивного мікроплазмового наплавлення об'ємних зразків із нікелевих жаростійких сплавів, що забезпечують належний рівень фізико-механічних властивостей матеріалів деталей гарячого тракту ГТД; розроблені та впроваджені промислові технології 3D-друку заготовок соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

4. Розроблені дві скінченно-елементні моделі з'єднань для визначення температурних полів, напружень, деформацій і переміщень, які враховують

особливості технологічних схем наплавлення за двома типами траєкторій «змійка» і «зигзаг».

5. Установлено, що механічні властивості зразків одержаних за траєкторією «змійка» забезпечують механічні властивості об'ємних виробів із жароміцних нікелевих сплавів згідно з вимогами до механічних властивостей соплових апаратів, жарових труб та камер згоряння авіаційних двигунів.

6. Результати роботи впровадженні у виробництво на АТ «Мотор Січ» та АТ «Івченко-Прогрес»: при ремонті кожуха соплового апарату (СА) авіаційного двигуна Д18Т, при виготовленні заготовок кільця зовнішнього жарової труби із сплаву ХН60ВТ-ВИ у складі двигуна АИ-450 та кільця зі сплаву ХН50ВМТЮБ-ВИ, що входить до складу турбіни двигуна АИ-222.

ДЖЕРЕЈА

1. Ngoa T. D., Kashania A., Imbalzano G., Nguyena K. T.Q., Huib D., (2018). Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B* (143), 172–196.
2. Najmon J. C., Raeisi S., Tovar A., (2019). Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry, *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*, 7-31.
3. Bikas H., Stavropoulos P., Chryssolouris G., (2016). Additive manufacturing methods and modeling approaches: a critical review. *Advanced Manufacturing Technology*, 83(1-4), 389- 405.
4. Clark D., Whittaker M. T., Bache M. R., (2012). Microstructural characterization of a prototype titanium alloy structure processed via direct laser deposition (DLD). *Metallurgical and Materials Transactions B*, 43(2), 388-396.
5. Moradi M., Meiabadi S., Kaplan A., (2019). 3D Printed Parts with Honeycomb Internal Pattern by Fused Deposition Modelling; Experimental Characterization and Production Optimization. *Metals and Materials International*, 25 (5), 1312-1325.
6. Moradi M.; Karami Moghadam, M.; Shamsborhan, M.; Bodaghi, M.; Falavandi, H., (2020). Post-Processing of FDM 3D-Printed Polylactic Acid Parts by Laser Beam Cutting. *Polymers*, 12, 550.
7. Moradi, M., Falavandi, H., Karami Moghadam, M., Meiabadi, S.M. and Saleh, M., (2020). Experimental Investigation on Laser Cutting Post Process of Additive Manufactured Parts of Poly Lactic Acid (PLA) by 3D Printers Using FDM Method. *Modares Mechanical Engineering*, 20(4), 999-1009.
8. Thompson S. M., Bian L., Shamsaei N., Yadollahi A., (2015). An Overview of Direct Laser Deposition for Additive Manufacturing Part I: Transport Phenomena, Modeling and Diagnostics, *Additive Manufacturing*, 8, 36-62.
9. Angelastro, A., Campanelli, S. L., & Casalino, G. (2017). Statistical analysis

and optimization of direct metal laser deposition of 227-F Colmonoy nickel alloy. *Optics & Laser Technology*, 94, 138-145.

10. Li, W., Yan, L., Karnati, S., Liou, F., Newkirk, J., Taminger, K. M. B., & Seufzer, W. J. (2017). Ti-Fe intermetallics analysis and control in joining titanium alloy and stainless steel by Laser Metal Deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 242, 39-48.

11. Yang Y., Gu Dongdong, Dai D., Ma C., (2018). Laser energy absorption behavior of powder particles using ray tracing method during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy, *Materials & Design*, 143, 12-19.

12. Ituarte I. F., Boddetib N., Hassanib V., Dunnb M. L., Rosenb D. W., (2019), Design and additive manufacture of functionally graded structures based on digital materials, *Additive Manufacturing*, 30, 100839.

13. Thompson S. M., Bian L., Shamsaei N., Yadollahi A., (2015). An Overview of Direct Laser Deposition for Additive Manufacturing Part I: Transport Phenomena, Modeling and Diagnostics, *Additive Manufacturing*, 8, 36-62.

14. Ituarte I. F., Boddetib N., Hassanib V., Dunnb M. L., Rosenb D. W., (2019), Design and additive manufacture of functionally graded structures based on digital materials, *Additive Manufacturing*, 30, 100839.

15. Moradi, M., Karami Moghadam, M., Shamsborhan, M. and Bodaghi, M., 2020. The Synergic Effects of FDM 3D Printing Parameters on Mechanical Behaviors of Bronze Poly Lactic Acid Composites. *Journal of Composites Science*, 4(1), 17.

16. Carter L.N. Selective laser melting of nickel superalloys for high temperature applications. Ph.D. thesis, University of Birmingham, 2013

17. König-Urban K. Additive Fertigung von Nickelbasis-Superlegierungen mittels Laserstrahlschmelzen am Beispiel von Diamalloy 4004NS. Ph.D. thesis, TU Berlin, 2016

18. Rickenbacher L.E. Additive Reparaturstrategien für Strömungsmaschinenkomponenten. Ph.D. thesis, ETH Zürich, 2012.

19. DuPont J.N., Kiser S.D., Lippold J.C. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. Hoboken, N.J.: John Wiley & Sons, op. 2009. ISBN: 978-0-470-08714-5
20. Strößner et al. *Mechanical and Microstructural Investigation of Nickel-Based Superalloy IN718 Manufactured by Selective Laser Melting (SLM)*. *Adv. Eng. Mater.*, 2015;17, p. 1099–1105.
21. Tomus et al. *Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting*. *Materials Science and Engineering: A*, 2016;667, p. 42–53.
22. Sames et al. *The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing*. *International Materials Reviews*, 2016;61, p. 315–360.
23. Kou S. *Welding metallurgy*. 2nd ed. Hoboken N.J.: Wiley-Interscience, 2003
24. McLean M. *Directionally solidified materials for high temperature service*. London: The Metals Society, 1983.
25. Kurz et al. *Rapid solidification processing and microstructure formation*. *Materials Science and Engineering: A*, 1994;179-180, p. 46–51.
26. Kurz et al. *Dendrite growth at the limit of stability*. *Acta Metallurgica*, 1981;29, p. 11–20.
27. Quested et al. *Measurement and estimation of thermophysical properties of nickel based superalloys*. *Materials Science and Technology*, 2009;25, p. 154–162.
28. Coules H.E., Colegrove P., Cozzolino L.D., Wen S.W., *Experimental measurement of biaxial thermal stress fields caused by arc welding*, *J. Mater. Process. Technol.* 212 (2012) 962–968.
29. Withers P.J., Bhadeshia H.K.D.H., *Residual stress part 2 - Nature and origins*, *Mater. Sci. Technol.* 17 (2001) 366–375.
30. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S., *The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing*, *Int. Mater. Rev.* 61 (2016) 315–

360.

31. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Ganguly S., Sequeira Almeida P.M., Wang F., Williams S., Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts, *Comput. Mater. Sci.* 50 (2011) 3315–3322.

32. Colegrove P.A., Coules H.E., Fairman J., Martina F., Kashoob T., Mamash H., Cozzolino L.D., Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling, *J. Mater. Process. Technol.* 213 (2013) 1782–1791.

33. Hoye N., Li H.J., Cuiuri D., Paradowska A., Measurement of residual stresses in titanium aerospace components formed via additive manufacturing, *Mater. Sci. Forum.* 777 (2014) 124–129.

34. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J., A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement, *J. Manuf. Process.* 35 (2018) 127–139.

35. Li R., Xiong J., Influence of interlayer dwell time on stress field of thin-walled components in WAAM via numerical simulation and experimental tests, *Rapid Prototyp. J.* 25 (2019) 1433–1441.

36. Mughal M.P., Mufti R.A., Fawad H., The mechanical effects of deposition patterns in welding-based layered manufacturing, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.* 221 (2007) 1499–1509.

37. Zhang C., Shen C., Hua X., Li F., Zhang Y., Zhu Y., Influence of wire-arc additive manufacturing path planning strategy on the residual stress status in one single buildup layer, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 111 (2020) 797–806.

38. Chen Q., Liu J., Liang X., To A.C., A level-set based continuous scanning path optimization method for reducing residual stress and deformation in metal additive manufacturing, *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.* 360 (2020) 112–119.

39. Luo X., Li J., and Li G. J., “Effect of NiCrBSi content on microstructural

evolution, cracking susceptibility and wear behaviors of laser cladding WC/Ni- NiCrBSi composite coatings”, *J. Alloys Compd.*, vol. 626, pp. 102–111, 2015.

40. Zeng C., Tian W., Liao W. H., and Hua L., “Microstructure and porosity evaluation in laser-cladding deposited Ni-based coatings”, *Surf. Coatings Technol.*, vol. 294, pp. 122–130, 2016.

41. Chen Y., Zhang Q., Chen Z., Wang L., Yao J., and Kovalenko V., “Study on the element segregation and Laves phase formation in the carbon nanotubes reinforced IN718 superalloy by laser cladding”, *Powder Technol.*, vol. 355, pp. 163–171, 2019.

42. Candel J. J., Amigó V., Ramos J. A., and Busquets D., “Sliding wear resistance of TiCp reinforced titanium composite coating produced by laser cladding”, *Surf. Coatings Technol.*, vol. 204, no. 20, pp. 3161–3166, 2010.

43. Kakinuma Y., Mori M., Oda Y., Mori T., Kashiwara M., Hansel A. and Fujishima M., “Influence of metal powder characteristics on product quality with directed energy deposition of Inconel 625”, *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, vol. 65, no. 1, pp. 209–212, 2016.

44. Liu Z, Kim H, Liu W, Cong W, Jiang Q, Zhang H. Influence of energy density on macro/micro structures and mechanical properties of as-deposited Inconel 718 parts fabricated by laser engineered net shaping. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;42:96-105.

45. Griffith ML, Hofmeister WH, Knorovsky GA, MacCallum DO, Schlienger ME, Smugeresky JE. Direct laser additive fabrication system with image feedback control. Google Patents; 2002.

46. Schneider-Maunoury C, Weiss L, Acquier P, Boisselier D, Laheurte P. Functionally graded Ti6Al4V - Mo alloy manufactured with DED-CLAD ® process. *Additive Manufacturing*. 2017;17:55-66.

47. Liu Z., Kim H., Liu W., Cong W., Jiang Q., Zhang H. Influence of energy density on macro/micro structures and mechanical properties of as-deposited Inconel 718 parts fabricated by laser engineered net shaping. *Journal of Manufacturing Processes*.

2019;42:96-105.

48. Paul R, Anand S, Gerner F. Effect of thermal deformation on part errors in metal powder based additive manufacturing processes. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2014.

49. Грабин В. Ф. *Металловедение сварки плавлением*. –Киев: Наук. Думка, 1982. – 416с.

50. Шоршоров М. Х. Методы количественной оценки сопротивляемости металла шва и околошовной зоны образованию горячих трещин//Автоматическая сварка .-1964, №12. –С.21-30.

51. Ерохин А. А., Кузнецов О. М. О повышении стойкости шва против образования горячих трещин//Автомат. сварка. -1964, № 7. –С.35-42

52. Мовчан Б. А. *Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах*/Б.А. Молчан. –Киев:Техніка, 1970. 212 с.

56. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением*/Под ред. Акад. Б. Е. Патона. –М.:Машиностроение, 1974. -768 с.

57. Song, L.; Bagavath-Singh, V.; Dutta, B.; Mazumder, J. Control of melt pool temperature and deposition height during direct metal deposition process. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2012, 58, 247–256.

58. Leunda, J.; García Navas, V.; Soriano, C.; Sanz, C. Effect of laser tempering of high alloy powder metallurgical tool steels after laser cladding. *Surf. Coatings Technol.* 2014, 259, 570–576, doi:10.1016/j.surfcoat.2014.10.028.

59. Anderson IE, Terpstra RL. Progress toward gas atomization processing with increased uniformity and control. *Materials Science and Engineering: A*. 2002;326.

60. Терновой Ю. Ф, Кудиевский С. С., Пашетнева Н, Н. *Инженерные расчеты процессов распыления расплавленных металлов*. – Запорожье:Изд-во Запорож. Гос. Инж. Акад., 2005. -149 с.

61. Гладкий П. В., Переpletчиков Е. Ф. Рябцев И. А. *Плазменная наплавка*. – Киев: Екотехнология, 2007. – 292 с.

62. Ющенко К. А., Яровицын А. В. Влияние содержания активных газов и сплошности дисперсной присадки на процесс формирования валика при микроплазменной порошковой наплавке жаропрочных сплавов//Автомат. сварка. - 2014. - № 6-7. – С.119-127.
63. Bürgel R. Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen. 4th ed. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2011.
64. Hasegawa et al. Microstructure evolution of polycrystalline pure nickel during static recrystallization. *Materials Transactions*, 2002;43.
65. Cho et al. The effects of deformation and pre-heat-treatment on abnormal grain growth in RENÉ 88 superalloy. *Metall and Mat Trans A*, 2001;32.
66. Cho et al. The effects of deformation and pre-heat-treatment on abnormal grain growth in RENÉ 88 superalloy. *Metall and Mat Trans A*, 2001.
67. Song et al. Grain growth and particle pinning in a model Ni-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2008;479.
68. Collins et al. Grain growth behaviour during near- γ' solvus thermal exposures in a polycrystalline nickel-base superalloy. *Acta Materialia*, 2013;61.
69. Wang et al. Grain Growth Behaviour of Superalloy U720Li under Continuous Heating Conditions. *AMR*, 2013;709.
70. Nes et al. On the Zener drag. *Acta Metallurgica*, 1985;33, p. 11–22.
71. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. 2nd ed. Amsterdam, Boston: Elsevier, 2004.
72. Sterling A.J., Torries B., Shamsaei N., Thompson S.M., Seely DW. Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited Ti–6Al–4V. *Materials Science and Engineering: A*. 2016.
73. Dalgarno K., Stewart T. Production tooling for polymer moulding using the RapidSteel process. *Rapid Prototyping Journal*. 2001
74. Терновой Ю.Ф., Баглюк С.А., Кудиевский С.С. Теоретические основы

распыления металлических расплавов. — Запорожье: Издательство Запорожской государственной инженерной академии, 2008. — 298 с.

75. Jeon TJ, Hwang TW, Yun HJ, VanTyne CJ, Moon YH. Control of porosity in parts produced by a direct laser melting process. *Applied Sciences*. 2018;8:2573.

76. Hu Y, Cong W. A review on laser deposition-additive manufacturing of ceramics and ceramic reinforced metal matrix composites. *Ceramics International*. 2018. 612.

77. Brandão A.D., Gerard R., Gumpinger J., Beretta S., Makaya A., Pambaguian L., et al. Challenges in additive manufacturing of space parts: powder feedstock cross-contamination and its impact on end products. *Materials*. 2017.

78. Anderson I.E., Terpstra R.L. Progress toward gas atomization processing with increased uniformity and control. *Materials Science and Engineering: A*. 2002;326.

79. Jeon T. J., Hwang T. W., Yun H. J., VanTyne C. J., Moon Y. H. Контроль пористости в деталях, изготовленных методом прямого лазерного плавления. *Прикладные науки*. 2018

80. Яровицын А.В. Энергетический подход при анализе режимов микроплазменной порошковой наплавки / А.В. Яровицын // *Автомат. сварка*. – 2015. – № 5-6. – С. 18-25.

81. DuPont John N. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*/ John N. DuPont, John C. Lippold, Samuel D. Kissner.– John Willey&Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2009 – 455 p.

82. Kahlen F-J, Kar AJ *Joms, engineering. Tensile strengths for laser-fabricated parts and similarity parameters for rapid manufacturing*. 2001;123:38-44.

83. Полосин Н. А. Шило В. Г. ГИП – Новая технология комплексного повiшення качества и свойств деталей// *Промышленность в Фокусе*.2013.-№2. – С.48.

84. Appa RaoSarma G. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718/ Appa Rao

G., Kumar Mahendra, Srinivas M., Sarma D. S.// Materials Science and Engineering,2003. -A355. – С. 114-125.

85. Chigileychik S., Torba Y., Kulykovskyi R., Shyrokobokova N., O. Chechet// Influence of active gas content in powder on mechanical properties of workpiece blanks produced by plasma additive technologies// New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. 2024/4, p. 52-56, DOI: 10/15588/1607-6885-2024-4-5.

86. Формування критеріїв оцінки придатності застосування присадних матеріалів з нікелевих стопів у адитивних технологіях 3D-натоплення/ Яровицін О. В., Чигілейчик С. Л.//Металофізика та новітні технології, 2024, № 4 С.129-149.

87. Прохоренко В.М. Напруження та деформації у зварних з'єднаннях і конструкціях : навч. посіб. / Прохоренко В.М., Прохоренко О.В.. – Київ : НТУУ «КПІ», 2009. – 268 с.

88. Напруження та деформації при зварюванні і паянні : Підручник / [Лобанов Л.М., Єрмолаєв Г.В., Квасницький В. В. та ін.] ; за заг. ред. Лобанова Л.М.. – Миколаїв : НУК, 2016. – 246 с.

89. Писаренко Г.С. Опір матеріалів: підруч. / Писаренко Г.С., Квітка О.Л., Уманський Е.С.; За ред. Писаренка Г.С.. – 2-ге вид., допов. і перероб. – К.: Вища шк., 2004. – 655 с.

90. Zienkiewicz O. C., Taylor R. L., Fox D. D., 2014. The finite element method for solid and structural mechanics. – Elsevier, 2014. – 657 p.

91. Goldak, J. A., and Akhlagi, M., 2005. Computational Welding Mechanics. U.S.,Springer.

92. Цветков Ф. Ф., Григорьев Б. А., 2006. Тепломассообмен. – М.: МЭИ, 2006. – 550 с.

93. Чигілейчик С. Л. Досвід впровадження адитивних технологій при ремонті деталей ГТД зі сплавів ЕП 648 ВІ (ХН50ВМТЮБ-ВІ) в умовах серійного виробництва [Текст]/С. Л. Чигілейчик, І. А. Петрик, О. В. Овчинников, С. В. Кирилах//Авіаційно-космічна техніка і технологія, 2022, № 1(177). – С.57-64, DOI:

10.32620/актт.2022.1.07.

94. Балущок К., Чигілейчик С., Ремонт деталей авіаційних двигунів із жароміцних нікелевих сплавів із застосуванням адитивних технологій// Авіаційно-космічна техніка і технологія, № 5, 2024. DOI: 10.32620/актт.2024.5.04.

95. Балущок К., Чигілейчик С., Сфера застосування адитивних технологій методом плазмового наплавлення при виробництві авіаційних двигунів// Авіаційно-космічна техніка і технологія, № 6, 2024. DOI: 10.32620/актт.2024.6.04.

96. Гнатенко М. О., Чигілейчик С. Л., Сахно С. С. /Виготовлення авіаційних деталей з жароміцних нікелевих сплавів методом адитивного плазмового наплавлення// Авіаційно-космічна техніка і технологія, 2021, № 2(175). – С.48-51, DOI: 10.32620/акт.2021.5.06.

97. Balushok K., Chigileychik S., Petryk I., Sakhno S., Kulykovskiy R.// Developing technology of directed energy deposition of workpieces of aircraft engines from heat-resistant nickel alloys by means of using layer-by-layer microplasma surfacing method//Mechanics and Advanced Technologies, Volume 8 Number 2, p. 121-129, 2024. DOI: 10.20535.2521-1943.2024.8.2(101).296932.

98. Zafar, F., Emadinia, O., Conceição, J. et al.: A Review on Direct Laser Deposition of Inconel 625 and Inconel 625-Based Composites Challenges and Prospects. Metals. (13), 787 (2023). <https://doi.org/10.3390/met13040787>

99. Preis, J., Wang, Z., Howard, J. et al.: Effect of laser power and deposition sequence on microstructure of GRCop42 - Inconel 625 joints fabricated using laser directed energy deposition. Materials and Design (241), 112944 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.112944>

100. Zhukov, V., Grigorenko, G., Shapovalov V.: Additive manufacturing of metal components (Review). The Paton Welding Journal 5–6(753), 137–142 (2016). <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.06.24>

101. Su, G., Shi, Y. Li, G. et al.: Improving the deposition efficiency and mechanical properties of additive manufactured Inconel 625 through hot wire laser metal

deposition. *Journal of Materials Processing Technology*. (322), 118175 (2023).
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.118175>

102. Danielewski, H., Radek, N., Orman, L. et al.: Laser Metal Deposition of Inconel 625 Alloy – Comparison of Powder and Filler Wire Methods. *Materials Research Proceedings*. (34), 154 160 (2023). <https://doi.org/10.21741/9781644902691-19>

103. Gu, Y., Xu, Y., Shi, Y. et al.: Corrosion resistance of 316 stainless steel in a simulated pressurized water reactor improved by laser cladding with chromium. *Surface and Coatings Technology*. (441), 128534 (2022).
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128534>

104. Korzhyk, V., Khaskin, V., Grynyuk, A. et al.: Comparing features in metallurgical interaction when applying different techniques of arc and plasma surfacing of steel wire on titanium. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 12(112), 6–17 (2021). <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.238634>

105. Ahn, D.: Directed Energy Deposition (DED) Process: State of the Art. *Int. J. of Precis. Eng. and Manuf.-Green Tech*. (8), 703 742 (2021).
<https://doi.org/10.1007/s40684-020-00302-7>

106. Svetlizky, D., Das, M., Zheng, B. et al.: Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*. (49), 271 295 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2021.03.020>

107. King, W., Anderson, A., Ferencz, R. et al.: Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Applied Physics Reviews*. (2), 041304 (2015). <https://doi.org/10.1063/1.4937809>

108. Hassila C., Paschalidou, M., Harlin, P. et al.: Potential of nitrogen atomized alloy 625 in the powder bed fusion laser beam process. *Materials and Design* (221), 110928 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110928>

109. Rehman, A., Karakas, B., Mahmood, M. et al.: Additive manufacturing of Inconel-625: from powder production to bulk samples printing. *Rapid Prototyping Journal* 9(23), 1788-1799 (2023). <https://doi.org/10.1108/RPJ-11-2022-0373>

110. Chen, G., Zhao S., Tan P. et al.: A comparative study of Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*. (333), 38–46 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.04.013>

111. Sun, P., Fang, Z., Zhang, Y. et al.: Review of the methods for the production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*. (69), 1853–1860 (2017). <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5>

112. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Kvasnytskyi, V. et al.: Designing brazing filler metal for heat-resistant alloys based on Ni3Al intermetallide. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 6(108), 6–19 (2020). <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.217819>

113. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Kvasnytskyi, V. et al.: Designing brazing filler metal for heat-resistant alloys based on Ni3Al intermetallide. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 6(108), 6–19 (2020). <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.217819>

114. Hryhorenko, G., Adeeva, L., Tunik, A. et al.: Structurization of coatings in the plasma arc spraying process using B4C + (Cr, Fe)7C3-cored wires. *Powder Metall. Met. Ceram.* 56(58), 312–322 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11106-019-00080-1>

115. Dunkley, J. *Advances in atomisation techniques for the formation of metal powders*. Woodhead Publishing Limited. 3–18, (2013). <https://doi.org/10.1533/9780857098900.1.3>

116. Fan, X., Tian, Q., Chu, X. et al.: Microstructure and mechanical properties of Co_{31.5}Cr₇Fe₃₀Ni_{31.5} high-entropy alloy powder produced by plasma rotating electrode process and its applications in additive manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*. (31), 1924–1938 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.217>

117. Yurtukan, E., Unal, R.: Theoretical and experimental investigation of Ti alloy powder production using low-power plasma torches. *Transactions of Nonferrous*

Metals Society of China. (32), 175–191 (2022). [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(21\)65786-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(21)65786-2)

118. Prokopov, V., Fialko, N., Sherenkovskaya, G. et al.: Effect of the coating porosity on the processes of heat transfer under, gas-thermal atomization. *Powder Metall. Met. Ceram.* (32), 118–121 (1993). <https://doi.org/10.1007/BF00560034>

119. Rehman, A., Karakas, B., Mahmood, M. et al.: Additive manufacturing of Inconel-625: from powder production to bulk samples printing. *Rapid Prototyping Journal.* 9(29), 1788–1799 (2023). <https://doi.org/10.1108/RPJ-11-2022-0373>

120. Zhang, Y., Song, M., Li, Y. et al.: Effect of Preparation Process on the Microstructure and Characteristics of TiAl Pre-Alloyed Powder Fabricated by Plasma Rotating Electrode Process. *Crystals.* 14, 562 (2024). <https://doi.org/10.3390/cryst14060562>

121. Wang, Z., Wang, J., Xu, S. et al.: Influence of powder characteristics on microstructure and mechanical properties of Inconel 718 superalloy manufactured by direct energy deposition. *Applied Surface Science.* (583), 152545 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2022.152545>

122. Zhong, C., Chen, J., Linnenbrink, S. et al.: A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder. *Materials & Design.* (107), 386–392 (2016). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.06.037>

123. Zhao, Y., Aoyagi, K., Daino, Y. et al.: Significance of powder feedstock characteristics in defect suppression of additively manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing.* (34), 101277 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101277>

124. Korzhyk, V., Kulak, L., Shevchenko, V. et al.: New Equipment for Production of Super Hard Spherical Tungsten Carbide and other High-Melting Compounds Using the Method of Plasma Atomization of Rotating Billet. *Materials Science Forum.* (898), 1485–1497 (2017). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.898.1485>

125. Qiu, J., Yu, D., Qu, Y. et al.: In-flight droplet plasma atomization: A novel method for preparing ultrafine spherical powders. *Advanced Powder Technology*. 1(36), 104757 (2025). <https://doi.org/10.1016/j.appt.2024.104757>
126. Qiu, J., Yu, D., Chen, Y. et al.: Controllable preparation of YSZ-STHS in arc plasma spheroidization: Exploring the plasma flow characteristics' impact on powder quality. *Ceramics International*. 15(50), 26569–26582 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.04.385>
127. Zhang, Q., Yu, D., Liu, F. et al.: Modeling on the size of the pre-breaking molten droplet in plasma atomization for controlling the size of the produced powders. *Applied Thermal Engineering*. (232), 121031 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2023.121031>
128. Kang, I., Park, H., Cho, C. et al.: Development of a plasma and gas hybrid atomization system for the production of metal powder materials. *J. Korean Phys. Soc.* (79), 1141–1150 (2021). <https://doi.org/10.1007/s40042-021-00341-6>
129. Gulikhandanov E., Ermakov, S. Structural features of metal powders obtained by plasma spraying. *EPJ Web Conf.* 248 04025, (2021). <https://doi.org/10.1051/>

ДОДАТОК А

ЗАТВЕРДЖУЮ
 Генеральний директор
 АТ «Івченко-Прогрес»
 Ігор Кравченко


 АКТ



впровадження науково-дослідницьких робіт

«4» березня 2025р.

м. Запоріжжя

Комісія у складі:

Голова комісії:

Генеральний директор АТ «Івченко-Прогрес», д. т. н. Ігор Кравченко

Члени комісії:

Головний інженер АТ «Івченко-Прогрес», Олександр Подобний

Головний конструктор АТ «Івченко-Прогрес», Володимир Письменний

Заступник директора з науки АТ «Івченко-Прогрес», к. т. н. Юрій Торба

Головний зварник АТ «Мотор Січ», к. т. н. Ігор Петрик

Проректор НУ «Запорізька політехніка», к. т. н. Руслан Куликовський

Провідний інженер АТ «Івченко-Прогрес», Сергій Чигілейчик

Склала цей акт в тім, що на АТ «Івченко Прогрес» та АТ «Мотор Січ», проводилися роботи по розробці технології адитивного вирощування методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ), для забезпечення заданого рівня механічних властивостей, необхідних для експлуатації кожуха соплового апарату (СА), що входить у склад двигуна АИ-18Т.

Виконавцем робіт є Чигілейчик Сергій Леонідович.

Комісія встановила, що у ході проведення робіт реалізована технологія ремонту кожуха СА двигуна Д-18 прямим вирощуванням стінки (на діаметрі 632 мм) методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ). На двигун встановлено 16 відновлених складальних одиниць.

В результаті проведеного комплексу досліджень вирощених зразків методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ЕП 648 ВИ

(ХНВМТЮБ-ВИ) за технологією, що є аналогічною до технології ремонту відновленого кожуха СА, встановлено:

– хімічний склад наплавленого металу відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-1-3046-97 «Прутки з жароміцного сплаву марки ЭП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ)».

– мікроструктура наплавленого металу відповідає нормальному термообробленому стану сплаву ЭП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ).

– рівень механічних властивостей вирощених зразків з наступною серійною термічною обробкою (старіння при $T=700^{\circ}\text{C}$, витримка 16 годин) не нижче за рівень поковки, що застосовується при серійному виготовленні деталі і склав (середнє значення):

у поперековому напрямі: $\sigma_B=81,7$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=51,5$ кгс/мм²; $\delta=40,2$ %; $\psi=32,6$ %;

у повздовжньому напрямі: $\sigma_B=79,7$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=59,2$ кгс/мм²; $\delta=17,5$ %; $\psi=18,5$ %.

В сонові проведених робіт лежать матеріали наукових розробок Чигілейчика С.Л.

Комісія постановила, що результати роботи Чигілейчика С.Л. впроваджені у виробництво у наступному виді: уточнене на конструкторська ремонтна документація. Даний вид ремонту введений у ремонтне креслення кожуха СА двигуна Д-18Т. На даний момент відремонтовано і встановлено на двигун шістнадцять складальних одиниць (скл. од.).

Економічний ефект від впровадження даної роботи склав сто тридцять дев'ять тисяч триста тридцять шість грн., 00 коп. (139 336 тис. грн.) при ремонті одного кожуха СА двигуна Д18-Т.

Розрахунок економічного ефекту на ремонт 1 СА двигуна Д-18Т

Найменування показника на ремонт 1 скл. од.	Сума, грн..	
	Виготовлення скл. од.	Вартість розробленої технології ремонту
Вартість вирощування стінки методом наплавлення:		
Витрати порошку ЭП 648 ВИ – 5 кг (вартість 1 кг порошку 5500 грн.)		27500
Операція вирощування		1044

Точіння		699
Термообробка		1200
Капілярний контроль		105
Додаткові витрати		981
Цехові витрати		11547
Загалом (виробнича собівартість)	182412	43076
Економічний ефект		139336

Голова комісії:

Члени комісії:



Олександр Подобний
Володимир Письменний
Юрій Торба
Ігор Петрик
Руслан Куликовський
Сергій Чигілейчик

ДОДАТОК Б

ЗАТВЕРДЖУЮ
 Генеральний директор
 АТ «Івченко-Прогрес»
 Ігор Кравченко



АКТ

впровадження науково-дослідницьких робіт

«12» березня 2025р.

м. Запоріжжя

Комісія у складі:

Голова комісії:

Генеральний директор АТ «Івченко-Прогрес», д. т. н. Ігор Кравченко

Члени комісії:

Головний інженер АТ «Івченко-Прогрес», Олександр Подобний

Головний конструктор АТ «Івченко-Прогрес», Володимир Письменний

Заступник директора з науки АТ «Івченко-Прогрес», к. т. н. Юрій Торба

Головний зварник АТ «Мотор Січ», к. т. н. Ігор Петрік

Проректор НУ «Запорізька політехніка», к. т. н. Руслан Куликовський

Провідний інженер АТ «Івченко-Прогрес», Сергій Чигілейчик

Склала цей акт в тім, що на АТ «Івченко-Прогрес» та АТ «Мотор Січ», проводилися роботи по розробці технології адитивного вирощування методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ВЖ 98 ВИ (ХН60ВТ-ВИ), для забезпечення заданого рівня механічних властивостей, необхідних для експлуатації кільця внутрішнього і зовнішнього жарової труби у складі двигуна АИ-450.

Виконавцем робіт є Чигілейчик Сергій Леонідович.

Комісія встановила, що у ході проведення робіт реалізована технологія вирощування заготовок кільця внутрішнього і зовнішнього жарової труби у складі двигуна АИ-450. методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ВЖ 98 ВИ (ХН60ВТ-ВИ).

В результаті проведеного комплексу досліджень вирощених зразків методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ВЖ 98 ВИ (ХН60ВТ-ВИ) за технологією, що є аналогічною до технології вирощування заготовки, встановлено:

– хімічний склад наплавленого металу відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-1-1531-75.

– мікроструктура наплавленого металу відповідає нормальному термообробленому стану сплаву ВЖ 98 ВИ (ХН60ВТ-ВИ).

– рівень механічних властивостей вирощених зразків з наступною серійною термічною обробкою (гартування $T=1200^{\circ}\text{C}$ витримка 1 година, старіння при $T=900^{\circ}\text{C}$, охолодження на повітрі) відповідає вимогам технічних умов 500ТУМ-43 і склав (середнє значення):

у поперековому напрямі: $\sigma_B=72,3$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=32,7$ кгс/мм²; $\delta=51,3\%$; $\psi=44,4\%$;







у повздовжньому напрямі: $\sigma_B=68,5$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=63,1$ кгс/мм²; $\delta=8,4\%$; $\psi=13,3\%$.

В результаті проведених робіт колективом спеціалістів АТ «Мотор Січ» за активної участі Чигілейчика С.Л. були розроблені наукові підходи для вирощування заготовки кільця внутрішнього і зовнішнього жарової труби у складі двигуна АИ-450.

Комісія постановила, що результати роботи Чигілейчика С.Л. впровадження у виробництво на АТ «Івченко-Прогрес» та АТ «Мотор Січ» у наступному виді: випущена модифікація креслення деталі із заготовки, що вирощена методом мікроплазмового порошкового наплавлення. На даний момент вирощено і встановлено на двигун 4 деталі.

Економічний ефект від впровадження даної роботи при вирощуванні однієї заготовки деталі за рахунок високого КВМ склав сто тридцять п'ять тисяч грн., 00 коп. (135 тис. грн.).

Члени комісії:


Олександр Подобний

Володимир Письменний

Юрій Торба

Ігор Петрік

Руслан Куликовський

Сергій Чигілейчик

ДОДАТОК В

ЗАТВЕРДЖУЮ
 Генеральний директор
 АТ «Івченко-Прогрес»
 Ігор Кравченко




АКТ

впровадження науково-дослідницьких робіт

«20» березня 2025р.

м. Запоріжжя

Комісія у складі:**Голова комісії:**

Генеральний директор АТ «Івченко-Прогрес», д. т. н. Ігор Кравченко

Члени комісії:

Головний інженер АТ «Івченко-Прогрес», Олександр Подобний

Головний конструктор АТ «Івченко-Прогрес», Володимир Письменний

Заступник директора з науки АТ «Івченко-Прогрес», к. т. н. Юрій Торба

Головний зварник АТ «Мотор Січ», к. т. н. Ігор Петрик

Проректор НУ «Запорізька політехніка», к. т. н. Руслан Куликовський

Провідний інженер АТ «Івченко-Прогрес», Сергій Чигілейчик

Склала цей акт в тім, що на підприємствах АТ «Івченко-Прогрес» та АТ «Мотор Січ», проводилися роботи по розробці технології адитивного вирощування методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ), для забезпечення заданого рівня механічних властивостей, необхідних для експлуатації кільця, що входить у склад турбіни двигуна АИ-222.

Виконавцем робіт є Чигілейчик Сергій Леонідович.

Комісія встановила, що у ході проведення робіт реалізована технологія вирощування заготовки кільця, що входить у склад турбіни двигуна АИ-222 методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ).

В результаті проведеного комплексу досліджень вирощених зразків методом мікроплазмового наплавлення порошком із сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ) за технологією, що є аналогічною до технології вирощування заготовки, встановлено:

– хімічний склад наплавленого металу відповідає вимогам технічних умов ТУ 14-1-3046-97 «Прутки з жароміцного сплаву марки ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ)».

– мікроструктура наплавленого металу відповідає нормальному термообробленому стану сплаву ЕП 648 ВИ (ХНВМТЮБ-ВИ).

– рівень механічних властивостей вирощених зразків з наступною серійною термічною обробкою (гартування $T=1140^{\circ}\text{C}$ витримка 1 година, старіння при $T=900^{\circ}\text{C}$, охолодження на повітрі) відповідає вимогам технічних умов 500ТУМ-43 і склав (середнє значення):

у поперековому напрямі: $\sigma_B=90,8$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=64,6$ кгс/мм²; $\delta=20,7\%$; $\psi=26,6\%$;

у повздовжньому напрямі: $\sigma_B=82,5$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2}=63,1$ кгс/мм²; $\delta=8,4\%$; $\psi=13,3\%$.

В результаті проведених робіт колективом спеціалістів АТ «Івченко-Прогрес» та АТ «Мотор Січ» за активної участі Чигілейчика С.Л. були розроблені наукові підходи для вирощування заготовки кільця, що входять у склад турбіни двигуна АИ-222 методом мікроплазмового наплавлення.

Комісія постановила, що результати роботи Чигілейчика С.Л. впровадження у виробництво у наступному виді: випущена модифікація креслення деталі із заготовки, що вирощена методом мікроплазмового порошкового наплавлення. На даний момент вирощено і встановлено на двигун 10 деталей.

Економічний ефект від впровадження даної роботи при вирощуванні однієї заготовки деталі за рахунок високого КВМ склав сорок три тисячі грн.

Члени комісії:

	Олександр Подобний
	Володимир Письменний
	Юрій Горба
	Ігор Петрик
	Руслан Куликовський
	Сергій Чигілейчик