

НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»  
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова праця  
на правах рукопису

Гнатенко Михайло Олегович

УДК 669.71:621.791.92:621.431

УДОСКОНАЛЕННЯ МІКРОМЕТАЛУРГІЙНИХ МЕТОДІВ ПРИ  
ОТРИМАННІ АВІАЦІЙНИХ ДЕТАЛЕЙ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Спеціальність 136 – Металургія

Галузі 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.

\_\_\_\_\_ М.О. Гнатенко

Науковий керівник:

Доктор технічних наук, професор

Наумик Валерій Владиленович

Запоріжжя, 2021

## АНОТАЦІЯ

Гнатенко М.О. – «Удосконалення мікрOMETALургійних методів при отриманні авіаційних деталей з алюмінієвих сплавів» – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 – металургія.

Робота виконана в Національному університеті «Запорізька політехніка» МОН України, Запоріжжя, 2021 р.

Зміст дисертації. Дисертація присвячена дослідженню впливу дугових методів наплавлення на склад, структуру, фізичні властивості металів алюмінієвих сплавів. Метою є визначення найбільш оптимального методу отримання авіаційних деталей з алюмінієвих сплавів та подальшого вдосконалення технології обраного методу наплавлення. Вплив на структуру і властивості наплавленого металу проходив шляхом корегування основних параметрів процесу наплавлення, таких як склад захисного газу та значень погонної енергії. За результатами комплексу наукових досліджень проведено апробацію удосконаленого методу у виробничих умовах підприємства АТ «Мотор Січ», при отриманні заготовки корпусної деталі складної геометричної форми.

Вперше проведено порівняльний аналіз та встановлено закономірності впливу технологічних параметрів мікрOMETALургійних методів пошарового наплавлення дротом з використанням методу холодного перенесення металу, мікроплазмового, електродугового методів наплавлення, на хімічний склад, структуру і механічні властивості сплавів AlSi5, AlMg5. Найвищі механічні властивості сплаву AlMg5 дозволяє отримувати мікроплазмовий метод наплавлення ( $\sigma_B = 274 \pm 5$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 154 \pm 5$  МПа;  $\delta = 30,4 \pm 5\%$ ). Для сплаву AlSi5 найвищі значення міцності і плинності досягаються методом холодного перенесення металу ( $\sigma_B = 190 \pm 5$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 120 \pm 5$  МПа;  $\delta = 16 \pm 5\%$ ). Однак кожен з

трьох методів дозволяє отримувати хімічний склад і механічні властивості матеріалу в межах ТУ для даних сплавів.

Отримали подальший розвиток уявлення про механізми впливу технологічних факторів на властивості алюмінієвих сплавів AlSi5, AlMg5, які дозволяють при мінімальних значеннях погонної енергії (35 кг/Дж), методом електродугового наплавлення, забезпечити механічні властивості алюмінієвих сплавів у межах вимог встановлених відповідними стандартами, що дає можливість формувати тонкі стінки (до 3 мм) сегментів деталей, без витрат запасу міцності.

Вперше показано вплив захисної суміші на технологічний процес електродугового наплавлення. Встановлено, що підвищення кількості гелію у складі аргону дозволяє, знизити мінімальне значення погонної енергії необхідне для розплавлення металу та отримання якісної структури металу. Для отримання якісної структури металу, оптимальним є склад захисної суміші аргон-гелій у співвідношенні 70/30%.

Отримані нові уявлення про розвиток мікрометалургійних процесів наплавлення силумінів і алюмомагнієвих сплавів при впливі погонної енергії на структурну складову алюмінієвих сплавів. Підвищення значень погонної енергії до 80 Дж/мм дозволяє отримувати більш закруглену і дрібну структуру і забезпечує зменшення відстані між гілками  $\alpha$ -дендритів кремнію до 5–15 мкм, для сплаву AlSi5, в порівнянні з литими аналогами. Для сплаву AlMg5 збільшення погонної енергії дозволяє отримувати рівномірно розподілену структуру з підвищеною кількістю зміцнюючої фаз магнію в порівнянні з аналогом, отриманим методом гарячого штампування.

Дисертація складається зі вступу, п'яти розділів, загальних висновків, списку використаної літератури та одного додатку.

У першому розділі представлено аналіз сучасної літератури з питань отримання нових відповідальних деталей з алюмінієвих сплавів традиційними методами та методами наплавлення. Показано, що для підвищення якості деталей доцільно використовувати технології наплавлення, для впровадження

даних технологій доцільно проводити дослідження спрямовані на оптимізацію технологічних режимів і підвищення якості виробів.

На основі літературних даних та проведеного аналізу сучасного стану питання сформульовано мету дослідження та задачі, які необхідно вирішити для її досягнення.

У другому розділі обґрунтовано вибір технології, матеріалів та методик досліджень. Дослідження хімічного складу визначалися рентген-флуоресцентним та рентгеноспектральним методами аналізу, дослідження структури проводилося за допомогою оптичної та електронної металографії. Дослідження фізико-механічних властивостей встановлювали за допомогою розривних машин. Результати аналізу отриманих результатів оброблялись статистичними методами обробки експериментальних даних та методами січних кривих.

У третьому розділі було проведено аналіз трьох методів наплавлення: електродугового, плазмового та методу холодного перенесення металу з метою визначення найбільш оптимального методу для застосування у виробничих умовах при отриманні деталей з алюмінієвих сплавів. Кожним з досліджуваних методів були наплавлені зразки з алюмо-кремнієвого сплаву AlSi5, та алюмо-магнієвого сплаву AlMg5. Був проведений аналіз методів наплавлення за такими параметрами як продуктивність технології та властивостями отриманих металів алюмінієвих сплавів, такими як: геометрія поверхні, хімічний склад, структура і фізико-механічні властивості.

В ході досліджень встановлено, що кожний з методів дозволяє отримувати властивості матеріалів у межах вимог відповідних стандартів. Однак найефективнішим для застосування у промислових умовах є метод електродугового наплавлення, оскільки він забезпечує найякіснішу геометрію і має найвищу продуктивність.

У четвертому розділі було проведено вдосконалення технології електродугового багат шарового наплавлення шляхом корегування складу захисної суміші та значень погонної енергії. До аргону додавали гелій у

співвідношеннях від 10% до 50% із кроком 10%. Отримані графічні закономірності вмісту гелію та значень необхідною погонної енергії. Виявлено, що зі збільшенням кількості гелію збільшується концентрація дуги та зменшується сила струму необхідна для розплавлення металу. Було встановлено наступні закономірності що, збільшення значень погонної енергії забезпечує якісніше формування структури, для обох сплавів – для AlSi5 знижує відстань між гілками дендритів, для AlMg5 – дозволяє збільшити кількість включень, та підвищити рівномірність їх розподілу. Якісніше формування структури забезпечує вищий рівень властивостей, а додавання гелію дозволяє знизити кількість погонної енергії необхідної для отримання вищих механічних властивостей.

П'ятий розділ присвячено апробації вдосконаленої технології на прикладі деталі «кришка редуктора». Проведено розрахунок напружено-деформованого стану наплавленої деталі та встановлено, що коефіцієнти запасу статичної міцності кришки, виготовленої з AlSi5, AlMg5, задовольняють нормативним вимогам. Коефіцієнти запасу міцності для сплавів AlSi5 і AlMg5 дорівнюють 2,6 і 3,4 відповідно. Реальні навантаження, які виникають в деталі не перевищують 1200 Н. Це дозволяє стверджувати, що виріб зі сплаву AlMg5, виготовлений методом пошарового наплавлення може застосовуватися на заміну раніше використовуваних виробів з аналогічних алюмінієвих сплавів, які виготовлялися за стандартними технологіями литва.

Затрати часу при отриманні нової деталі вдосконалим методом займає до трьох днів з моменту отримання конструкторського завдання.

Коефіцієнт використання матеріалу при наплавленні складає 89%, а при литому виготовленні виробу 33%.

В результаті роботи було вдосконалено мікрометалургійну технологію методу електродугового наплавлення авіаційних деталей з конструкційних алюмінієвих сплавів AlSi5 та AlMg5 із забезпеченням експлуатаційних властивостей, на етапі конструкторсько-дослідних робіт та при одиничному виробництві.

**Ключові слова:** пошарове наплавлення, алюмінієві сплави, мікрометалургійні методи, вдосконалення технології.

## СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:

### Публікації в іноземних виданнях

1. M. Gnatenko, P. Zhemaniuk, I.Petrik, S. Sakhno, S. Chigileichik, V. Naumyk, O. Ovchinnikov, M. Matkovska Detecting the influence of heats sources on material properties when prodaction a aviation parts by a directenergy deposition method. *Eastern–european journal of enterprise technologies*. 2019. 1/12(97). P. 49 – 54.

2. Gnatenko, M., Naumyk, V., Matkovska. Influence of sources of heating and protective gases on the properties of the material obtained by the direct deposition. *Materials Science and Technology*. 2019. P. 68 – 74.

### Публікації у наукових фахових виданнях України

3. Гнатенко М.О. Марченко Ю.А. Митина Т.И. Оценка возможности изготовления и ремонта деталей методом аддитивных технологий из алюминиевых сплавов. *Процессы литья*. 2018. №4 (130). С.56 – 61.

4. И.А Петрик, А.В. Овчинников, М.О. Гнатенко и др. Оценка возможности применения технологи послойного формирования способом плазменной наплавки деталей из титановых сплавов узлов вертолетов ГТД. *Титан 2018 Производство и применение в Украине*. 2018 С. 114 – 116.

5. Гнатенко М.О. Виявлення впливу джерел нагріву і захисних газів на властивості матеріалу під час виготовлення авіаційних деталей методом прямого вирощування. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. №3(86) С. 33 – 36.

6. Гнатенко М.О., Наумик В.В. Прочностной расчет авиационной детали крышки редуктора, полученный методом адитивного выращивания. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. №1. 2019. С. 74 – 78.

#### **Публікації у збірниках матеріалів конференцій**

7. Гнатенко М.О. и др. Изготовление литейной оснастки для лиття по выплавляемым моделям с применением аддитивных технологий. *Тезисы докладов X Международные молодежные научно–технические чтения А.Ф. Можайского* №1. 2017. С.110 – 112.

8. Гнатенко М.О. и др. Оценка возможности изготовления авиационных деталей методом плазменной наплавки из алюминиевых сплавов. *Тезисы докладов XI Международные молодежные научно–технические чтения А.Ф. Можайского* №1. 2018. С. 62 – 63.

9. Гнатенко М.О. и др. Оценка возможности изготовления авиационных деталей из алюминиевых сплавов методом плазменной наплавки. *Тезисы докладов X Міжнародна науково–технічна конференція №1 Нові матеріали і технології в машинобудуванні* 2018. №1 2018. С. 44-45

10. Гнатенко М.О. и др. Влияние методов адитивного выращивания на свойства материала при изготовлении авиационных деталей. *Тезисы докладов XII Международные молодежные научно–технические чтения А.Ф. Можайского* №1 2019 С. 128 – 129.

## SYNOPSIS

Gnatenko M.O. – IMPROVEMENT OF MICROMETALLURGICAL METHODS IN MANUFACTURING AIRCRAFT COMPONENTS FROM ALUMINUM ALLOYS – Qualifying work as a manuscript.

A thesis for PhD's degree in Metallurgy (136).

The work was completed in Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia, in 2021.

Scope of Thesis. The thesis is dedicated to studying impact of weld deposition techniques on composition, structure, physical properties of aluminum alloys. The work is aimed at determining the most suitable method for aircraft component manufacturing from aluminum alloys and subsequent improvement of manufacturing process of the selected weld deposition method. Impact on structure and properties of the deposited metal was studied by adjusting basic parameters of weld deposition, such as shielding gas composition and heat input values. Based on the results of a set of research the improved method was tried and tested during manufacturing of a complex box-type workpiece at Motor Sich JSC facilities.

Comparative analysis was performed for the first time and patterns of process parameter influence on chemical composition, structure and mechanical properties of AlSi5, AlMg5 alloys were specified for micrometallurgical methods of multilayer wire welding using cold metal transfer, microplasma and electric arc weld deposition. The best mechanical properties of AlMg5 alloy can be obtained by microplasma weld deposition ( $\sigma_B=274\pm 5$  MPa;  $\sigma_{0.2}=154\pm 5$  MPa;  $\delta=30.4\pm 5\%$ ). For AlSi5 alloy the highest strength and yield stress values are obtained by cold metal transfer ( $\sigma_B=190\pm 5$  MPa;  $\sigma_{0.2}=120\pm 5$  MPa;  $\delta=16\pm 5\%$ ). However, each of three methods allows to obtain chemical composition and mechanical properties within Specs for given alloys.

Description was further developed for mechanisms of process factor influence on AlSi5, AlMg5 alloys which allow to ensure mechanical properties of aluminum alloys within requirements specified by relevant standards, under minimum values of



heat input (35 kg/J), using arc weld deposition method, which in its turn, makes it possible to form thin walls (up to 3 mm) of the part segments without consumption of strength margin.

Shielding mixture effect on arc weld deposition process was described for the first time. It was established that helium content increase in argon allows to reduce a minimum value of heat input required for metal melting and obtaining high quality metal structure. To obtain high quality metal structure the most suitable argon to helium ratio of shielding mixture is 70:30 %.

New ideas were gained on development of micrometallurgical processes in silumin and aluminum-magnesium alloy weld deposition with heat input affecting structural component of aluminum alloys. Heat input value increase up to 80 J/mm allows to obtain more curved and fine structure and ensures decrease in distance between silicon  $\alpha$ -dendrite branches up to 5 to 15  $\mu\text{m}$  for AlSi5 alloy compared to cast equivalents. For AlMg5 alloy, heat input increase allows to obtain a uniformly distributed structure with the increased quantity of magnesium strengthening phases compared to equivalent obtained by drop stamping.

The thesis is composed of five chapters, a reference list and an appendix.

The first chapter contains analysis of modern publications on issues related to manufacturing new critical parts from aluminum alloys using conventional methods and weld deposition techniques. It is shown that to improve quality of parts it is reasonable to use weld deposition techniques; in order to implement these manufacturing processes, it is practicable to do studies aimed at optimization of process conditions and improvement of product quality.

Based on information contained in publications and analysis of the state-of-the-art, a research objective and tasks to be completed to achieve the objective, were shaped.

A choice of manufacturing process, materials and research techniques was substantiated in the second chapter. Chemical composition studies were determined by X-ray fluorescent and X-ray spectral analysis methods; structure was studied by means of optical and electronic metallography. Physical and mechanical properties

were studied using pull test machines. The obtained results were processed by statistical methods used for experimental data and by secant methods.

The third chapter describes analysis of three weld deposition methods electric arc, plasma and cold metal transfer to determine the most suitable method to be applied in production environment when manufacturing parts from aluminum-silicon alloys. Each of the studied weld deposition methods was used to manufacture specimens from AlSi5 aluminum-silicon and AlMg5 aluminum-magnesium alloys. Weld deposition methods were analyzed according to such parameters as process efficiency and the obtained aluminum alloy properties: surface geometry, chemical composition, structure and physical and chemical properties. In the course of studies it was established that each of the method allows to obtain material properties within relevant specifications. However, the most efficient for application in production environment is arc weld deposition, as it ensures the highest quality of geometry and has the best production performance.

The fourth chapter describes improvement of manufacturing process for arc multilayer weld deposition by means of adjusting shielding mixture composition and heat input values. Helium was added to argon at the ratios from 10 to 50% in 10% increment. Helium content and required heat input dependency graphs were obtained. It was found that with the increase in helium content the arc becomes more concentrated, and current strength, needed for metal melting, is reduced. The following dependencies were established: increase in heat input values ensures better structure forming for both alloys; for AlSi5 it reduces distance between dendrite branches, for AlMg5 it allows to increase number of inclusions and improve uniformity of their distribution. Better structure forming ensures better properties, and helium adding allows to reduce heat input required to obtain better mechanical properties.

The fifth chapter is dedicated to trying and testing the improved manufacturing process using the example of gearbox cover. Stress-strain state of the weld deposited part was calculated and it was established that static strength margin coefficients for the cover made from AlSi5, AlMg5 comply with standard requirements. Strength

margin coefficients for AlSi5 and AlMg5 alloys are equal to 2,6 and 3,4 respectively. Actual loads which occur in a part do not exceed 1200 N. This allows to state that the products made of AlMg5 alloy by multilayer weld deposit can be used instead of those made from identical aluminum alloys by conventional casting technologies.

Production time for a new part, manufactured by the improved method, makes up to three days from the date of receiving designer's assignment.

Material ratio makes 89% for weld deposition method and 33% for casting product manufacturing method.

The performed work resulted in improvement of micrometallurgical method of arc weld deposition on aircraft parts made of AlSi5 and AlMg5 structural aluminum alloys with the retained performance properties both at research and design stage and during piece production.

**Key words:** multilayer weld deposition, aluminum alloys, micrometallurgical methods, manufacturing process improvement.

## **THESIS RELATED REFERENCE LIST:**

### **Publications in Foreign Press**

1. M. Gnatenko, P. Zhemaniuk, I.Petrik, S. Sakhno, S. Chigileichik, V. Naumyk, O. Ovchinnikov, M. Matkovska Detecting the influence of heats sources on material properties when production a aviation parts by a directenergy deposition method. *Eastern–european journal of enterprise technologies*. 2019. 1/12(97). P. 49 – 54.

2. Gnatenko, M., Naumyk, V., Matkovska. Influence of sources of heating and protective gases on the properties of the material obtained by the direct deposition. *Materials Science and Technology*. 2019. P. 68 – 74.

### **Publications in the Ukrainian Scientific Dedicated Journals**

3. Gnatenko M.O. Marchenko Y.A. Mitina T.I. Otsenka vozmozhnosti izgotovleniya i remonta detalyei metodom additivnykh tekhnologiy iz aluminiyevykh splavov. *Protsessy litiya*. 2018. №4 (130). P.56 – 61.

4. I.A Petrik, A.V. Ovchinnikov, M.O. Gnatenko, etc. Otsenka vozmozhnosti primenyeniya tekhnologiyi posloynogo fromirovaniya sposobom plazmennoy naplavki detalyei iz titanovykh splavov uzlov vertolyotov GTD. *Titan 2018 Proizvodstvo i primenyeniye v Ukrainye*. 2018 P. 114 – 116.

5. Gnatenko M.O. Vyiavlennya vplyvu dzherel nagrivu I zakhysnykh gaziv na vlastyvosti material pid chas vygotovlennya aviatsiynykh detaley metodom pryamogo vyroschuvannya. :*MMetaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv*. 2019. №3(86) P. 33 – 36.

6. Gnatenko M.O., Naumik V.V. Prochnostnoy raschet aviatsionnoy detail kryshki reduktora, poluchennyi metodom additivnogo vyraschivaniya. *Novi materialy i tekhnologiyi v metalurgiyi ta mashynobuduvanni*. №1. 2019. P. 74 – 78.

### **Publications in Collections of Conference Materials**

7. Gnatenko M.O. etc. Izgotovlyeniye liteynoy osnastki dlya litya po vyplavlyayemim modelyam s primenyeniem additivnykh tekhnologiy *Tezisy dokladov X Mezhdunarodnye molodezhnyie nauchno-tekhnicheskie chteniya im. A.F.Mozhaiskogo* №1. 2017. P.110 – 112.

8. Gnatenko M.O. etc. Otsenka vozmozhnosti izgotovlyeniya aviatsionnykh detalyei metodom plazmennoy naplavki iz aluminiyevykh splavov *Tezisy dokladov XI Mezhdunarodnye molodezhnyie nauchno-tekhnicheskie chteniya im. A.F.Mozhaiskogo* №1. 2018. P. 62 – 63.

9. Gnatenko M.O. etc. Otsenka vozmozhnosti izgotovlyeniya aviatsionnykh detalyei iz aluminiyevykh splavov metodom plazmennoy naplavki *Tezisy dokladov X Mizhnarodna naukovo-tekhnichna konferentsiya №1 HNovi materialy I tekhnologiyi v mashinobuduvanni* 2018. №1 2018. P. 44-45

10. Gnatenko M.O., etc. Vliyaniye metodov additivnogo vyraschivaniya na svoystva materiala pri izgotovleniyi aviatsionnykh detalyei *Tezisy dokladov XII*

*Mezhdunarodnye molodezhnyie nauchno-tehnicheskie chteniya im.  
A.F.Mozhaiskogo №1 2019 P. 128 – 129.*

## ЗМІСТ

ВСТУП .....	16
Розділ 1 СУЧАСНІ МЕТАЛУРГІЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ .....	26
1.1. Алюмінієві сплави у авіабудуванні .....	26
1.2. Традиційні металургійні методи отримання та ремонту деталей з алюмінієвих сплавів .....	32
1.3. Аналіз недоліків металургійних технологій при отриманні деталей із сплавів алюмінію .....	36
1.4. Пошарове наплавлення деталей з алюмінієвих сплавів .....	37
1.4.1. Аналіз сировини порошкової металургії .....	40
1.4.2. Економічні тенденції розвитку технології пошарового наплавлення у металургійній промисловості .....	43
1.5. Порівняльний аналіз металургійних процесів наплавлення з алюмінієвих порошків і дротів .....	46
Загалом, можна зробити висновок, що АТ будуть користуватися більш широким сортаментом дроту в порівнянні з порошками. ....	47
1.5.1. Металургійні процеси пошарового наплавлення дротом .....	49
1.6. Висновки і постановки задач дослідження .....	55
Розділ 2 МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ .....	57
2.1. Наплавлення зразків для досліджень .....	57
2.2. Дослідження наплавлених зразків .....	61
2.2.1. Дослідження хімічного складу .....	61
2.2.2. Дослідження структури .....	61
2.2.3. Дослідження фізико-хімічних властивостей .....	62
Розділ 3 АНАЛІЗ МЕТОДІВ НАПЛАВЛЕННЯ СПЛАВІВ AlMg5 і AlSi5 ....	64
3.1. Склад, структура і властивості наплавленого сплаву AlMg5 .....	64

3.2.Склад, структура і властивості сплаву AlSi5 вирощеного адитивними методами наплавлення.....	79
3.3.Прогнозування доцільності вдосконалення існуючих методів наплавлення алюмінієвих сплавів .....	91
3.4. Висновки .....	93
Розділ 4 РОЗРОБКА РЕЖИМІВ І СКЛАДУ СУМІШІ ЗАХИСНИХ ГАЗІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЯКІСНИХ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ AlMg5 і AlSi5 З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО МЕТОДУ ВИРОЩУВАННЯ .....	96
4.1.Склад, властивості і структура вирощеного матеріалу AlSi5 .....	99
4.2. Склад, структура і властивості вирощених пластин зі сплаву AlMg5 ...	113
4.3. Висновки .....	125
Розділ 5 ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ У ВИРОБНИЦТВО В УМОВАХ ПІДПРИЄМСТВА «МОТОР СІЧ» .....	127
5.1.Розрахунок на міцність «кришки редуктора», отриманої мікрометалургійним вирощуванням. ....	127
5.2. Методика визначення напружено–деформованого стану кришки .....	130
5.3. Результати розрахунку НДС кришки .....	133
5.4.Отримання кришки редуктора із застосуванням технологій пошарового наплавлення.....	140
5.5. Висновки .....	144
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ .....	145
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ПОСИЛАНЬ.....	148
ДОДАТКИ.....	163

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- AlMg5 Алюмомагнієвий сплав у вигляді проволоки згідно ISO 18273
- AlSi5 Алюмокремнієвий сплав у вигляді проволоки згідно ISO 18273
- CAD (Computer aided design) технологія автоматизованого проектування)
- CMT (Cold metal transfer) холодний перенос металу
- MIG (Metal inert gas) зварювання в інертному газі
- SLS (Selective Laser Sintering) вибіркоче лазерне спікання
- WAAM (Welding arc additive manufacturing) адитивне виробництво дуговим методом зварювання
- АТ Адитивні технології
- ККД Коефіцієнт корисної дії
- ЛПТ Лиття під тиском
- НДС Напружено деформований стан
- ТУ Технічні умови
- ЧПУ Числове програмне управління



## ВСТУП

### Актуальність теми.

На сьогодні існують передумови активного розвитку нових модифікацій авіаційних двигунів, з підвищеною надійністю і меншою масою. З метою зменшення загальної ваги, такі деталі, як: кришки, паливні баки, маслосистеми, кронштейни корпусів виготовляють з легких алюмінієвих та магнієвих сплавів з урахуванням зменшення їх маси й без витрат запасу міцності. Умови експлуатації даного роду виробів включають агресивне середовище, достатній рівень механічних властивостей ( $\sigma_b \geq 100 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} \geq 70 \text{ МПа}$ ,  $\delta \geq 80\%$ ) також низьку вагу деталі.

Виготовлення нових деталей традиційними методами, такими як лиття та обробка металів тиском мають ряд недоліків. Основні з них трудомісткість і вартість виробів: необхідність виготовлення великої кількості оснастки: моделей, кокілів прес-форм. Крім того, при одиничному та експериментальному виробництві, для реалізації конструкторського проекту деталей потрібно отримати в найкоротші терміни. У виробництві переважними залишаються традиційні методи виготовлення ливарного оснащення з використанням універсального механообробного обладнання, рідше ЧПУ. Це пов'язано з тим, що на етапі дослідно-конструкторських робіт – коли конструкція виробу може бути змінена до досягнення потрібного результату, для виготовлення зразкового процесу, недоцільно створювати «нормальне» технологічне оснащення під виробництво. В таких умовах ливарна оснастка, використовується, одноразово, і в подальшій роботі з виробом не застосовується. Тому, актуальним питання є зниження частки оснастки, що вимагається для відпрацювання та затвердження технології. Розв'язувати дані задачі можна за допомогою застосування мікрOMETалургійних технологій пошарового наплавлення.

Технологія пошарового наплавлення показала себе вкрай ефективним металургійним методом у високотехнологічних галузях виробництва, оскільки дозволяє отримувати готовий виріб практично з будь-якого матеріалу, в тому числі із розповсюджених у авіабудуванні, легких алюмо-магнієвих і алюмо-кремнієвих сплавів, по заданій CAD-моделі пошарово з максимальною точністю. Механічні властивості сплавів отриманих за цими технологіями не нижче, а у більшості випадків вище на 10% ніж для литих сплавів. При виготовленні деталей з алюмінієвих сплавів пошарове наплавлення дозволяє виключити з технологічного процесу етапи виготовлення моделей і прес-форм і, таким чином, реалізувати конструкторський проект в найкоротші терміни.

### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.**

Дисертацію виконано на кафедрі "Машини і технологія ливарного виробництва" НУ «Запорізька політехніка» відповідно до:

Науково-дослідної роботи «Розробка та дослідження імпортозамінних та ресурсозаощаджувальних технологій виробництва високоякісного литва з кольорових сплавів для авіадвигунів подвійного призначення» (від 13.02.2019, державний реєстраційний номер 0119U100527), в якій автор був виконавцем.

### **Визначення шляхів розв'язання проблем. Постановка мети та завдання.**

Мікрометалургійна технологія адитивного вирощування з використанням дротів (WAAM – Welding arc additive manufacturing) у порівнянні з іншими адитивними процесами має ряд переваг, оскільки дозволяє не тільки виготовляти деталі, але і проводити ремонт; відновлювати деталі після експлуатації, усуваючи ливарний брак; виробляти деталі комбінованим методом, – коли частина виробу виготовляється традиційними методами, а далі вирощується.

При ремонті, чи усуненні дефектів лиття та штампування використовують традиційні методи зварювання і наплавлення, однак дані методи не завжди можуть бути ефективними, особливо у випадках, коли необхідно відновити сегмент деталі з максимальною точністю.

Серед джерел нагріву найбільш поширеними є – лазер і електронний промінь, оскільки вони забезпечують високу точність отримання деталей, але при цьому мають високу вартість при придбанні та постгарантійному обслуговуванні. Обладнання для мікроплазмового й електродугового наплавлення є значно менш коштовним.

При ливарному виробництві, і деяких процесах спікання, немає можливості коригувати процес під час виготовлення деталей. Дані проблеми здатне вирішити впровадження технології виготовлення деталей з використанням дротів.

Використання магнієвих сплавів для адитивних процесів не розповсюджено у вітчизняному адитивному виробництві оскільки магнієва проволочка вкрай коштовна, до того ж не технологічною, у зв'язку з високими ризиками пожежної небезпеки, і необхідністю застосування засобів захисту органів дихання.

Виготовлення деталей складної конструкції з алюмінієвих сплавів методом пошарового вирощування, дозволяє знизити ризик браку, а також отримувати деталі, з тоншими стінками, меншим припуском на обробку і значенням питомої маси, внаслідок найвищої точності адитивного процесу, що дозволяє вдосконалити конструкцію виробу, шляхом зменшення ваги.

Для розв'язання проблем при виготовленні та ремонті деталей з алюмінієвих сплавів доцільно використовувати наступний спосіб адитивного виробництва. Оцінка якості й точності формування вирощуваного матеріалу з використанням алюмінієвих дротів при застосуванні різних методів плавлення, є не до кінця вивченою.

Дослідження параметрів технології мікрометалургійних методів дозволяє покращити властивості структури, забезпечити необхідний хімічний склад і механічні властивості вирощеного матеріалу, що сприятиме отриманню авіаційних деталей відповідних ТУ.

Пошарове наплавлення дротом є високопродуктивним методом, що дозволяє отримувати до 2 кг металу на годину і робить придатним метод

WAAM не тільки при одиничному, але і при серійному виробництві. Так само даний метод є економічним, через майже 100% ефективність використання дроту, у порівнянні з порошковими методами наплавлення.

Таким чином, для зниження кількості оснастки при виробництві дослідно-промислових деталей, збільшення ремонтоздатності виробів, потрібно впровадження мікрOMETALУРГІЙНИХ технологій пошарового наплавлення деталей нового покоління.

### **Мета і завдання дослідження.**

Мета роботи – вдосконалення технології мікрOMETALУРГІЙНОГО методу отримання авіаційних деталей з конструкційних алюмінієвих сплавів при одиничному виробництві, та забезпечення їх нормативно-експлуатаційних властивостей на етапі конструкторсько-дослідних робіт.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні наукові та прикладні завдання:

1. Дослідити вплив методів мікрOMETALУРГІЙНОГО пошарового наплавлення на склад, структуру і механічні властивості сплавів алюмінію і вибрати найбільш оптимальний метод для вирощування деталей.

2. Дослідити вплив технічних параметрів обраного металургійного методу пошарового наплавлення: режимів, захисних газів, режимів термічної обробки, на склад, структуру і властивості матеріалу.

3. На основі аналізу та узагальнення отриманих результатів досліджень удосконалити технологію методу пошарового наплавлення шляхом встановлення закономірностей між значеннями погонної енергії при різному співвідношенні захисних сумішей аргон-гелій та виявленню впливу даних параметрів на формування структури.

4. Провести випробування конструкційних деталей отриманих із застосуванням вдосконаленої технології методів пошарового наплавлення, внаслідок проведення розрахунку напружено-деформованого стану.

5. За результатами комплексу наукових досліджень провести апробацію удосконаленого методу у виробничих умовах підприємства АТ «Мотор Січ», та отримати заготовки корпусної деталі складної геометричної форми.

#### **Об'єкт дослідження.**

Мікрометалургійні технологічні процеси формоутворення деталей зі сплавів AlMg і AlSi отриманих методами пошарового наплавлення. Отримані сплави повинні відповідати всім вимогам нормативно-технічної документації за рівнем фізико-механічних, і експлуатаційних властивостей із забезпеченням при цьому істотного зниження собівартості готових виробів.

#### **Предмет дослідження.**

Закономірності впливу технологічних параметрів на склад, формування структури, фізико-механічні властивості конструкційних сплавів в залежності від використання різних методів нагріву: мікроплазми, електродуги, СМТ–процесу і захисних газів: аргону і суміші аргон-гелій.

#### **Методи дослідження.**

Вирощування зразків з алюмінієвих сплавів здійснювали методами пошарового наплавлення за допомогою інверторів Fronius Magic Wave 2220 – методом електродугового наплавлення і СМТ–наплавлення, та SBI PMI 350 TL – методом плазмового наплавлення і використанням роботів FANUC і MOTOMAN. При дослідженнях застосовували оптичну та сканувальну електронну мікроскопію, електронно-емісійний і рентгеноспектральний методи аналізу.

#### **Наукова новизна.**

1. Вперше проведено порівняльний аналіз та встановлено закономірності впливу технологічних параметрів мікрометалургійних методів пошарового наплавлення дротом з використанням мікроплазмового, електродугового, СМТ методів нагріву, на хімічний склад, структуру і механічні властивості сплавів AlSi5, AlMg5. Найвищі механічні властивості сплаву AlMg5 дозволяє отримувати мікроплазмовий метод наплавлення ( $\sigma_b = 275 \pm 5$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 80 \pm 5$ , МПа;  $\delta = 40 \pm 5$  %). Для сплаву AlSi5 найвищі значення міцності та плинності

досягаються методом СМТ ( $\sigma_B = 190 \pm 5$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 120 \pm 5$  МПа,  $\delta = 30 \pm 5$  %). Однак, кожен з трьох методів дозволяє отримувати хімічний склад і механічні властивості матеріалу в межах ТУ для даних сплавів.

2. Отримали подальший розвиток зображення механізмів впливу технологічних факторів на властивості алюмінієвих сплавів AlSi5, AlMg5, які дозволяють при мінімальних значеннях погонної енергії (35 кг/Дж), методом електродугового наплавлення забезпечити механічні властивості алюмінієвих сплавів у межах вимог встановлених відповідними стандартами, що дає можливість формувати тонкі стінки (до 3 мм) сегментів деталей, без витрат коефіцієнту міцності.

3. Вперше показано вплив захисної суміші на технологічний процес електродугового наплавлення. Встановлено, що підвищення кількості гелію у складі аргону дозволяє знизити мінімальне значення погонної енергії, необхідне для розплавлення металу та отримання якісної структури металу, яке досягається при співвідношенні 70/30% захисного середовища суміші аргон-гелій.

4. Отримані нові уявлення про розвиток мікрометалургійних процесів наплавлення силумінів й складову алюмінієвих сплавів. Підвищення значень погонної енергії до 80 Дж/мм дозволяє отримувати округлену і дрібну структуру, а також забезпечує зменшення відстані між гілками  $\alpha$ -дендритів кремнію до 5–15 мкм, для сплаву AlSi5, в порівнянні з литими аналогами. Для сплаву AlMg5 збільшення погонної енергії дозволяє отримувати рівномірно розподілену структуру з підвищеною кількістю зміцнюючих фаз магнію, в порівнянні з аналогом отриманим методом гарячого штампування алюмомагнієвих сплавів.

### **Практичне значення отриманих результатів**

1. Розроблені нові технічні режими для отримання деталей методом адитивного виробництва, що забезпечують оптимальний рівень механічних властивостей, для сплавів AlSi5, AlMg5, при виготовленні авіаційної деталі «кришка редуктора».

2. Проведено випробування отримання авіаційних корпусних деталей методами пошарового наплавлення. Отримано практична цінність застосування технології пошарового наплавлення, яка забезпечує такі переваги, – як скорочення часу на виробництво нових деталей, на прикладі кришки з 6 місяців – традиційними методами виготовлення, та із застосуванням адитивного вирощування – до 7 днів. При серійної технології з 2–3 днів, до 8 годин.

3. При апробації методів пошарового наплавлення у промислових умовах встановлено, що електродуговий метод наплавлення має найвищу продуктивність серед розглянутих, що дозволяє отримувати до 2 кг/год металу. Застосування методу WAAM дає можливість отримати заготовку деталі в найкоротші терміни шляхом виключення операцій розробки та виготовлення ливарного оснащення, що дозволяє знизити собівартість виробів. Таким чином, промислове використання методу WAAM для виготовлення заготовок з силумінових і магнелієвих сплавів – є не тільки технологічно можливим, а й економічно обґрунтованим.

4. Доведено, що методи пошарового наплавлення дозволяють отримувати вироби, що задовольняють нормам ТУ для авіаційних деталей. Властивості матеріалу мають технологічні параметри ( $\sigma_b = 275 \pm 5$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 80 \pm 5$ ,  $\delta = 40 \pm 5$  %) на рівні литих заготовок і близькі до рівня міцності деформованих плит.

5. У ході проведення роботи, для розробки технології отримання дослідних зразків та заготовок деталей були розроблені програми руху робота за координатами, що дозволяють виготовляти зразки з будь-якого матеріалу.

6. Проведено випробування методу WAAM при виготовленні деталі «Кришка редуктора» зі сплавів AlSi5 і AlMg5.

7. Для підтвердження надійності наплавленої деталі, було проведено розрахунок напружено-деформованого стану вирощеного виробу, в результаті чого було встановлено, що вирощені деталі мають необхідний запас коефіцієнту міцності, який відповідає технічним вимогам. А також було проведено порівняння отриманих результатів з результатами промислових випробувань.

8. Результати роботи лягли в основу створення і впровадження «Експериментальної дослідно-виробничої дільниці адитивного вирощування і наплавлення» в складі управління головного металурга на підприємстві «Мотор Січ», що підтверджено актом апробації.

#### **Особистий внесок здобувача.**

Основні результати, наведені в дисертаційній роботі, були отримані та проаналізовані автором самостійно. У роботах, опублікованих у співавторстві, здобувачеві належать:

– аналіз можливості виготовлення деталей методом мікроплазмового наплавлення.

– дослідження впливу мікромікроплазмової, СМТ та електродугового наплавлення на властивості сплаву AlMg5.

– дослідження впливу СМТ процесу та електродугового наплавлення в середовищі аргону і аналіз впливу захисного газу аргону і суміші газів аргон-гелій на властивості вирощених матеріалів методом електродугового наплавлення.

– удосконалення методу пошарового наплавлення шляхом виявлення впливу захисної суміші аргон-гелій при різних співвідношеннях на значення погонної енергії.

– участь в розробці і написанні програми руху робота й розробці оптимальних режимів вирощування алюмінієвих сплавів

– участь в розробці програми для отримання деталі «Кришка редуктора».

#### **Апробація результатів дисертації.**

Матеріали дисертаційної роботи були оприлюднені та обговорювалися на міжнародних і республіканських конференціях і семінарах:

1. X науково-технічна конференція «Міжнародні молодіжні науково-технічні читання ім. А.Ф. Можайського» (м. Запоріжжя 16...18 травня 2017)

2. XI науково-технічна конференція «Міжнародні молодіжні науково-технічні читання ім. А.Ф. Можайського» (м. Запоріжжя 14...17 травня 2018)



3. Міжнародна науково-практична конференція «Зварювання: виробництво та Застосування» (м. Запоріжжя 21...23 травня 2018)

4. Міжнародна конференція «Титан, виробництво та застосування в Україні» (Київ 11...13 червня 2018)

5. XV Міжнародна науково-технічна конференція «Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах» (м. Запоріжжя 11...12 жовтня 2018)

6. X Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» (Київ 24...25 квітня 2018).

7. XII науково-технічна конференція «Міжнародні молодіжні науко-технічні читання А.Ф. Можайського» (м. Запоріжжя 20...23 травня 2019).

### **Публікації.**

Основні матеріали та результати дисертації представлені у 10 друкованих наукових працях, з яких: 4 – статті у фахових виданнях, які входять до переліку ВАК, 2 – статті входять до міжнародної наукометричної системи SCOPUS, та 4 матеріалів доповідей наукових міжнародних конференцій.

### **Структура та обсяг роботи.**

Дисертація складається зі вступу, п'яти розділів, загальних висновків, списку використаних джерел і додатку. Вона викладена на 164 сторінках, включаючи 20 таблиць, 79 рисунків, список використаних джерел зі 141 найменування, а також двох додатків у вигляді акту дослідно-промислового апробування отриманих науково-технічних результатів у виробництві та у навчальній програмі.

## Розділ 1 СУЧАСНІ МЕТАЛУРГІЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

### 1.1. Алюмінієві сплави у авіабудуванні

Розвиток авіаційної техніки, її експлуатація, обслуговування і ремонт, пов'язані із застосуванням нових і різноманітних матеріалів, виробів, робочих рідин, газів і інших речовин. Сучасна авіаційна техніка характеризується великими швидкостями, відстанями польотів, роботою в умовах високого тиску, високих і низьких температур, глибокого вакууму і т.д. У зв'язку з цим, є актуальним створення нових металевих сплавів, що мають високі фізико-механічні властивості та повною мірою відповідають сучасним умовам експлуатації.

При виборі металів для авіабудування необхідно враховувати всі вимоги до їх механічних, фізичних і хімічних властивостей. Наприклад, крило літака повинно бути легким і міцним, вали та підшипники не повинні зношуватися, лопатки турбін – деформуватися під дією відцентрових сил. Безліч металів і сплавів, які широко використовуються в авіації, не витримують глибокого вакууму і вже при звичайних температурах починають «втрачати» фізико-механічні властивості[1]. Вибір металу для виготовлення авіаційної техніки залежить від умов роботи, тому вимоги до таких матеріалів включають характер навантажень, температуру, робоче середовище і т.д.

Отже, можна сказати, що метали для літакобудування повинні мати: високу міцність, питому міцність і достатню пластичність, хімічну стійкість в атмосферних умовах, забезпечувати простоту і дешевизну збору елементів конструкції, і при необхідності ремонт. Таким чином, правильне застосування матеріалу сприяє підвищенню рівня технічної експлуатації й збільшення часу роботи та надійності авіаційної техніки [2].

Алюміній є одним з найважливіших авіаційних металів [3с.437], оскільки алюмінієві сплави визначаються вдалим поєднанням властивостей: невеликою щільністю (2500 – 2900 кг/м<sup>3</sup>), високою міцністю (до 500 – 600 МПа), корозійною стійкістю, технологічністю при литті, обробці тиском, зварюванню й обробці різанням. Завдяки високій ударної міцності алюмінієві сплави стали найважливішим конструкційним матеріалом в літакобудуванні. Так, наприклад, зі сплаву АЛ4 виливають великі деталі, які витримують високі навантаження до 9806 Н (1000 кгс), корпуси компресорів, картери та блоки циліндрів двигунів внутрішнього згорання. Зі сплаву АЛ9, який має високі ливарні властивості, виготовляють складні деталі середнього навантаження. Сплав АЛ19 має високі механічні властивості ( $\sigma_B = 320$  МПа,  $\delta_{0,2} = 12\%$ ) як при низьких температурах, так і при нагріванні до 300°C, а одним з найміцніших і пластичних сплавів є алюмінієво-магнієвий сплав АЛ8, який називається альтмаг або магналії [4]. Дослідженнями алюмінієвих сплавів займаються такі фахівці, як: Ванг Ф, Вільямс С, Раш М, Ding, Д, Дзига, І.П. Волчок.

Класифікація алюмінієвих сплавів за основними компонентами [5с.28]: силуміни (алюміній-кремній), дюралюмінію (мідь-марганець), магналії (алюміній-марганець). До того ж залежно від призначення, сплави поділяються на ливарні й деформовані (до 80% від усіх сплавів) [6с. 225]. Алюміній широко використовується у якості заміни мідних електропроводів [7с.281], оскільки сплав має велику електропровідність (0,6 см/м.) [8с.440]. З алюмінію виробляють теплообмінники, радіатори, електричні дроти, рефлектори. У великих кількостях алюміній використовується на виготовлення сплавів, широко застосовуваних у машинобудуванні, авіаційній і космічній техніці [9с.306].

Ливарні Al-сплави мають важливе значення серед конструкційних матеріалів, завдяки поєднанню високої питомої міцності, корозійної стійкості, технологічності при литті. У літакобудуванні передбачають застосування високоякісних, надійних в експлуатації деталей, виготовлених з литих заготовок Al-сплавів підвищеної чистоти [10].

Незважаючи на значний прогрес в матеріалознавстві, зокрема в галузі впровадження магнієвих сплавів та композитів, що перевершують за властивостями сплави на основі алюмінію, останні ще тривалий час будуть займати провідні позиції в багатьох галузях промисловості[11]. З огляду на високі обсяги споживання алюмінієвих сплавів, боротьба навіть за порівняно невелике поліпшення їх якості буде виправданою [12].

Найбільш поширеними литими алюмінієвими сплавами є силуміни, або сплави алюмінію з кремнієм. Діаграма стану силумінів має простий евтектичний вид (рис. 1). Промислові силуміни поділяються за вмістом кремнію на доевтектичні (4–12% Si), евтектичні (12,2% Si) і заевтектичні (понад 12% Si). За методом виготовлення – на деформовані та ливарні.

Силуміни застосовуються для виготовлення лопатей гвинта літака, рам, поясів лонжеронів, корпусних деталей.

Деформовані алюмінієво-магнієві сплави, зокрема Al-Mg сплави застосовуються для виготовлення товстостінних деталей: паливних баків, труб, маслосистем, корпусів редукторів і трансмісій, деталей двигунів, коліс, корпусів ракетних двигунів. Деформованими сплавами – є також кувальні сплави магнеліт [13 с.180].

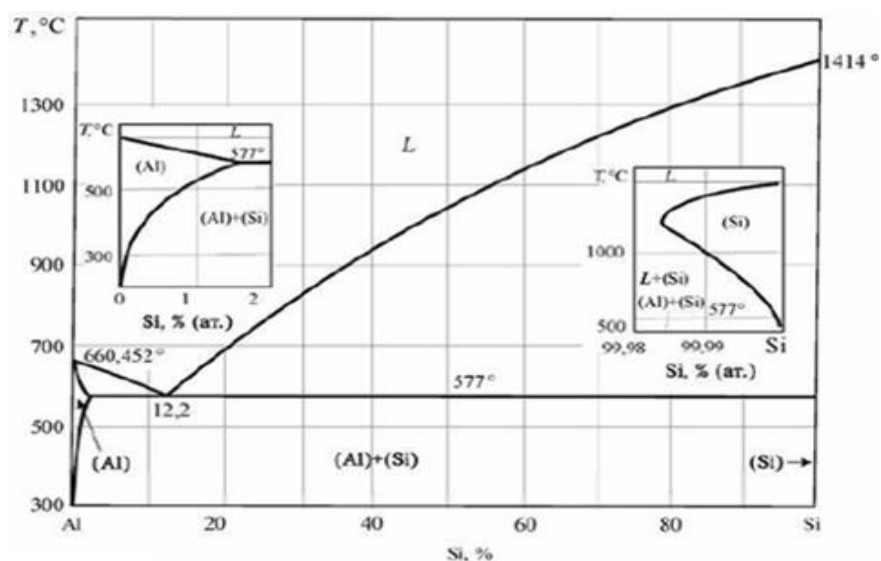
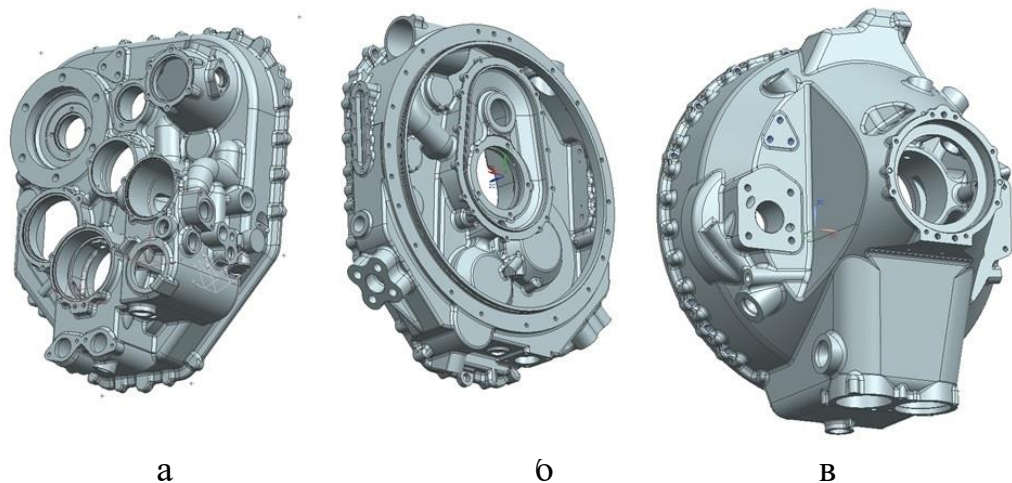


Рисунок 1.1–Діаграма стану Al–Si [14].

Ливарні алюмінієві сплави мають ряд особливостей: підвищену рідкоплинність, що забезпечує отримання тонкостінних і складних по конфігурації виливків; порівняно невисоку усадку; знижену схильність до утворення гарячих тріщин. Деформовані алюмінієві сплави поділяють на сплави низької (менш ніж 300 МПа), середньої (300 – 480 МПа) і високої (вище 480 МПа) міцності. До перших відносять AlMn, більшість магнеліїв, AlMg [11 с.120].

При литті до евтектичних силумінів застосовують легування кремнієм та невеликою кількістю домішок Cu, Mn. Структура їх це  $\alpha$ -твердий розчин і евтектика ( $\alpha + Si$ ). Евтектика містить 12,5% Si, Максимальний вміст кремнію у твердому розчині при евтектичній температурі (577 °С) становить 1,65%. [7]. Після лиття відповідальні сплави потребують додаткової обробки. В роботі [12] повідомляється про підвищення мікротвердості заевтектичного силуміну у два рази після обробки імпульсними іонними пучками, використання імпульсу дозволяє збільшити дисперсність одержуваного сплаву [15]. Таким чином, відповідальні сплави отримані литтям потребують подальшої дорогої обробки.



а – задня стінка редуктора; б – кришка маслобака; в – передня стінка редуктора

Рисунок 1.2 – Деталі двигунів гвинтокрилів з доевтектичних силумінів

Заевтектичні силуміни знайшли обмежене застосування через наявність в структурі твердої кремнієвої складової, яка значно знижує стійкість різального інструменту [16], це якоюсь мірою компенсується підвищеним модулем пружності. Доевтектичні сплави AlSi мають низький температурний коефіцієнт лінійного розширення, високу зварюваність і оброблюваність різанням з точки зору якості поверхні. Зараз найпоширеніше застосування заевтектичних силумінів набуло при виробництві поршнів ДВС і ряду інших деталей, що виготовляються методами фасонного лиття або рідкого штампування, не дивлячись на обмежене застосування заевтектичних силумінів, інтерес до даних сплавів зростає [14].

В авіації, важливу роль відіграє мала питома вага сплавів. Витрата палива літака багато в чому визначається вагою апарату. Варто відзначити ще й те, що при виготовленні різних авіаційних вузлів і деталей переважно застосовуються деформовані сплави на основі алюмінію. Обсяг застосування ливарних сплавів у зв'язку з їх меншою технологічністю нижче. Разом з тим, в літальних апаратах використовуються зварювально-литі конструкції та вузли. Останнім часом окреслилась перспектива використання силумінів в космічній промисловості, оскільки вони мають низькі значення температурного коефіцієнта лінійного розширення, в поєднанні з необхідним рівнем механічних властивостей. На даний час магнієві сплави, мають високі фізичні властивості. Однак ці сплави відрізняються рядом недоліків, які в основному зводяться до складної технології отримання й обробки, високій вартості. У зв'язку з цим останнім часом у світі приділяється велика увага пошуку сплавів на основі алюмінію, серед яких найбільш перспективною є система AlSi.

Однією з найважливіших механічних характеристик є мікротвердість, для підвищення якої в силумінах застосовуються такі механізми: поліпшення структури первинних кристалів кремнію, зменшення розміру всіх структурних компонентів сплаву, поліпшення структури евтектики [15]. Для реалізації цих механізмів нині застосовуються різні методи: швидке охолодження розплаву [17], збільшення числа зародків для кристалів кремнію, а також подрібнення

частинок кремнію шляхом хімічної модифікації [18], модифікування фосфором або сіркою в заевтектичних силумінах [19].

Сплави алюмінію і магнію, іноді їх називають магналії, входять в клас не термозміцнювальних алюмінієвих сплавів середньої міцності, їх перевага полягає в стабільності механічних властивостей протягом всього терміну експлуатації, що є важливим фактором у виробництві деталей і вузлів відповідального призначення в авіації та військової техніки [20]. Також магній використовують в піротехніці [21с.426], в медицині [22с.400], в металургії для видалення з металів кисню і сірки [23с.522]; у літакобудуванні застосовуються сплави, що відрізняються порівняно малою щільністю. Магній надає сплавам легкість, їх щільність не перевищує 1,8 г/см<sup>3</sup>[8с.254]. Магналії схильні до міжкристалітної корозії, запобігти їй значною мірою можливо використанням термічної обробки: (250–400 °С) [24с.420]. Небезпечним видом місцевої корозії алюмінієвих сплавів є також корозійне розтріскування, що виникає при спільному впливі агресивного корозійного середовища і напруг. Особливо схильні до цього виду руйнування високолеговані сплави системи AlMg і AlMgSi. Меншою мірою схильні до корозійного розтріскування сплави AlCuMg і AlSiMg) [25 с.57].

Сплави магналієвого типу, можуть містити від 4 до 2% Mg до 17% Mn і іноді 0,1% Ti, мають корозійну стійкість [26 с.230] і механічні властивості, близькі до дюралюмінію. Сплави, що містять більш ніж 5% Mg, схильні до міжкристалічної корозії під напругою [27 с.272]. У цій групі сплавів найбільшого поширення набули сплави алюмінію з марганцем в кількості 1 – 1,6% Mg (сплави марки АМц) і сплави алюмінію з магнієм в кількості 0,5 – 7% Mg (сплави марки АМг). Домішки заліза і кремнію погіршують властивості сплавів, тому зміст їх допускається не більше 0,5–0,7%. Магналії схильні до утворення великого зерна [25 с.36], що усувають модифікуванням сплаву титаном, ванадієм, цирконієм. [28].

Сплав магналій містить 90 – 70% Al і 10 – 30% Mg, дюралюміній – 93 – 95% Al, 3,5 – 5,5% Si, 0,5% Mg і 0,5% Mn [5с.307], міцність виробів з AlMg

сплавів майже дорівнює міцності сталі, але при цьому має значно меншу вагу і має досить високі фізичні властивості [8с.441].

Сплави типу АМг можуть бути схильні до корозійного розтріскування при одночасному впливі напруг і високих температур оскільки при нагріванні, відбувається розпад твердого розчину і виділення анодної фази переважно по межах зерен сплаву[25 с.57].

Отже, зазначено що алюмінієві сплави є важливими матеріалами в авіаційній техніці, в залежності від типу сплаву та обробки можуть мати найрізноманітніші призначення в авіаційній промисловості. Найбільш розповсюдженими алюмінієвими сплавами є силуміни та алюмомагнієві сплави.

## 1.2. Традиційні металургійні методи отримання та ремонту деталей з алюмінієвих сплавів

Виливки з алюмінієвих сплавів можна виготовляти будь-яким методом лиття, але найбільше застосування знайшло місце кокільне литво при литті алюмінієвих сплавів. Понад 60% виливків з алюмінієвих сплавів отримують кокільним литвом.

Разом з тим застосування кокільного лиття існує низка суттєвих труднощів, які стримують широке впровадження цього прогресивно способу лиття в виробництво. Перш за все це пов'язано з високою вартістю металевих форм і технологічного обладнання. Тому застосування кокільного лиття економічно виправдано лише при серійному виробництві. Число виливків складної конфігурації в серії повинно бути не менше 1000–2000 шт. Кокільне литво обумовлює підвищені вимоги до конфігураційної складності вилівка. Через те, що при кокільному литві форма перед видаленням вилівка не руйнується, елементи вилівки повинні безперешкодно вилучатись з металевою форми при її роз'єднанні після завершення циклу. При послідовному



виготовленні виливків відбувається підвищення температури стінок кокілю та особливо металевих стрижнів. Це викликає систематичні зупинки в роботі кокільної машини для охолодження кокілів.

Для усунення цього недоліку необхідно застосовувати складні та дорогі системи термостабілізації кокілів. Матеріал кокілю і металеві стрижні невіддатливі для виходу газів, що сприяє утворенню в виливках тріщин і газових раковин. Через високу тепломісткість матеріалу кокілю, ускладнюється отримання складних тонкостінних виливків [29].

Лиття під тиском (ЛПТ) містить сукупність ливарних технологічних процесів, що забезпечують заповнення форми сплавом з великою швидкістю (до 100 м/с) і під великим тиском (до 500 МПа). Ці параметри процесу зумовлюють високу заповнюваність форм сплавом, можливість отримання виливків з тонкостінними елементами (до 0,5 мм) з високою якістю відтворення при литві конфігурації готової деталі. Лиття під тиском забезпечує отримання литих заготовок з коефіцієнтом використання металу в заготовці 90% і більше. З усіх способів лиття ЛПТ є пріоритетним з точки зору забезпечення високої точності виливки та низьких значень шорсткості поверхні від 0,35 до 40 мкм. Технологія лиття під тиском дозволяє одержувати виливки або без механічної обробки, або з мінімальними припусками. При цьому забезпечується отримання в литій заготовці, отворів з діаметром до 1,5 мм і при необхідності з різьбою. Виливки при литті під тиском отримують в спеціальних металевих формах, названих прес-формами. Висока вартість прес-форм і технологічного обладнання накладає обмеження на економічно виправдану серійність випуску виливків, яка для з алюмінієвих сплавів становить не менше 1000 в рік, тому застосування даного методу є вкрай не виправданим при одиничному та експериментальному виробництві.

При ЛПТ розплав в рідкому або рідко-твердому стані заливається в камеру пресування ливарної машини. Під тиском, який утворюється рухомим у камері поршнем, сплав з великою швидкістю заповнює через ливникові канали порожнину прес-форми й твердіє в ній. Від 30 до 50% (по масі) виливків,

одержуваних литтям під тиском, виготовляються з алюмінієвих сплавів. Основними є сплави евтектичних систем (АК9, АК12, АЛ32), що мають високі ливарні властивості[30].

Для лиття під тиском висуваються специфічні вимоги до конструкції виливки, які повинні бути враховані вже на стадії конструювання деталі. ЛПД відрізняється високою вартістю оснащення та обладнання. Тому конструкція виливки повинна максимально сприяти спрощенню конструкції прес-форми та зниження витрат на її виготовлення [31].

При одиничному виробництві алюмінієвих виливків найбільше розповсюдження отримало лиття в разові піщані форми. Це обумовлено невисокою щільністю сплавів, невеликим силовим впливом металу на форму і низькими температурами лиття (680–800 °С). Можливістю отримувати деталі будь-якої маси й форми. До недоліків процесу слід віднести: великий обсяг застосовуваних допоміжних матеріалів, що тягне за собою необхідність в значних виробничих площах і в спеціальному обладнанні для їх перероблення; великий обсяг відходів (невирішеність питань екології); недостатня точність і якість поверхні виливків, і як наслідок – великі втрати металу в стружку; зниження механічних властивостей металу при виробництві товстостінних виливків (через знижену швидкість затвердіння); несприятливі умови праці в ливарному цеху [32].

Виправлення ливарних дефектів деталей з алюмінію проводиться класичними методами зварювання [33]. Металургійні зв'язки, одержувані при зварюванні, можуть досягатися шляхом розплавлення обох поверхонь, і тоді це називається зварюванням алюмінію плавленням.

Основними видами зварювання плавленням, є [33, 34]: зварювання електродом що не плавиться в середовищі інертного газу, електродом що плавиться в середовищі інертного газу, киснево-газове, електронним променем, лазерне, електрогазове, електрошлакове та зварювання зануреної дугою. [34].

Зварювання вольфрамовим електродом, на зворотній полярності не забезпечує ефективного видалення оксидної плівки з поверхні алюмінію. Крім

того, призводить до перегріву і розплавлення електрода. Тому ручне зварювання вольфрамовим електродом зазвичай проводиться із застосуванням змінного струму. В цьому випадку видалення оксидної плівки відбувається, коли електрод знаходиться в позитивному напівциклі змінного струму. На негативному напівциклі відбувається охолодження електрода і проникнення зварювального шва. Дуга загасає і запалюється на кожному напівциклі, коли струм дуги проходить через нуль.

Найбільш розповсюдженими захисними газами для зварювання зі змінним струмом є аргон, гелій, а також суміші аргону з гелієм. Аргон дає широке і не глибоке проникнення зварного шва і при цьому робить зварений шов блискучим і сріблястим. Найлегше запалювання дуги та найстабільніша дуга також досягаються при застосуванні аргону. Гелій збільшує вольтаж дуги, підвищує глибину проникнення зварного шва, але робить запалювання дуги важчим, а також негативно впливає на стабільність дуги.

Додавання аргону до гелію покращує запалювання дуги і її стабільність. Швидкість зварювання і проникнення зварювального шва будуть нижче, ніж при зварюванні з чистим гелієм, але краще, ніж при зварюванні тільки з аргонем. Тому можна регулювати ширину шва і глибину його проникнення шляхом зміни частки аргону в захисному газі. Часто застосовують суміш з 25% гелію в аргоні [33].

Отже, до основних проблем отримання нових деталей з алюмінієвих сплавів відносяться: економічно-технічна не доцільність використання більшості видів литва при одиничному виробництві, висока трудомісткість та витрати при виготовленні оснащення, велика кількість ливарного браку та дефектів.

### 1.3. Аналіз недоліків металургійних технологій при отриманні деталей із сплавів алюмінію

При розробці та створенні нової промислової продукції особливе значення має швидкість проходження етапів науково-дослідних і дослідно-конструкторських робіт. Зокрема, це стосується виготовлення литих деталей. При створенні нової продукції в дослідному виробництві є необхідність частих змін конструкції і постійної корекції технологічного оснащення. На етапі становлення технології переважними залишаються традиційні методи виготовлення ливарного оснащення (в основному дерев'яні моделі) вручну або з використанням механообробного обладнання. У цих умовах дуже дорога продукція – ливарна оснастка, виявляється разовою. Тому кожне наближення конструкції деталі до остаточної версії вимагає нову технологічну оснастку, оскільки перероблення старої виявляється надмірно трудомісткою або взагалі не можливою. У зв'язку з цим традиційні методи виявляються не тільки дорогим в плані матеріальних витрат, а й надзвичайно затратним за часом [35].

Литво під тиском – це найпоширеніший спосіб отримання виливків з легких сплавів, до числа яких належить і алюміній. [36, с. 269]. Основним недоліком будь-якого виду литва є внутрішні дефекти, що виникають через не технологічність деталей, помилок в проектування технологічного процесу виготовлення виливки або через порушення технологічного процесу. Однак, найбільш розповсюджена причина браку – це недоробка технології та порушення технологічного процесу, що обумовлено впливом людського чинника [37, с. 140]. У роботі стверджується, що [38, с. 64] дефекти можна класифікувати за походженням: розчинені гази в розплаві, повітря захоплене в процесі заповнення форми, гази від термодеструкції мастила, не сплавлення – нечітке виконання гострих контурів виливки, усадкова пористість і раковини в потовщеннях, включення шлаків і окисів, плямистість поверхні [39].

Таким чином, для зниження часу на виготовлення оснастки при запуску нового виробництва деталей з алюмінієвих сплавів, а також для зниження впливу мінімізації основних дефектів при виготовленні, – людського чинника і підвищення стабільності процесів, при експериментальному і дослідному виробництві, застосування технології пошарового наплавлення може дозволити значно знизити вплив вищезазначених негативних чинників.

#### 1.4. Пошарове наплавлення деталей з алюмінієвих сплавів

Вирішити перераховані вище недоліки технології литва можна використовуючи сучасні технології пошарового наплавлення. Протягом останніх десятиліть технології пошарового наплавлення, також відомі як адитивні технології (АТ), набули широкого розповсюдження та охопили багато різних методів і типів матеріалів. Назва «адитивне виробництво» пішло від латинського ADD Manufacturing, що перекладається як технологія додавання або вирощування. Методи наплавлення вдають із себе групу нових технологій, які дозволяють створити функціональний тривимірний об'єкт з різних матеріалів, так само включаючи алюмінієві сплави, шляхом пошарового нанесення матеріалу до досягнення кінцевої форми [40]. Процеси наплавлення управляються комп'ютером з конкретної 3D-моделі або даних з автоматизованого проектування (CAD). При виготовленні металевих форм відмінності між методами АТ і традиційними субтрактивними (від'ємними) або формоутворювальними методами (екструзія, кування, лиття за формою, обробка, шліфування і т. д.) практично відсутні.

У порівнянні з традиційними методами отримання металевих виробів, пошарове наплавлення надає можливість виробляти фасонні об'єкти з майже необмеженою геометрією безпосередньо з порошкового металу або дроту. Даним методом також можна виробляти вироби з меншою вагою шляхом зменшення розмірів заготовки деталі, виробляти одразу готові вузли що значно

спростить процес збирання виробу, дозволяє зменшити кількість необхідного оснащення. Виробництво нових технологій деталей цим методом не вимагає значних витрат на підготовку та оснащення, як в ливарному виробництві. Це стосується й алюмінієвих сплавів.

Недоліками процесу є повільна швидкість вирощування тривале за часом налагодження комп'ютерних CAD-систем. Це уповільнює потенціал масового виробництва в найближчому майбутньому. Таким чином, виготовлення разових об'єктів є найбільш перспективним напрямком АТ. Алюмінієві 3D-об'єкти, створені з використанням цифрових лазерних або електронно-променевої джерел нагріву, а найпоширенішими матеріалами є порошки з алюмінієвих сплавів. Однак інші методи АТ, в яких використовується дріт з алюмінієвих сплавів, так само набирають розповсюдження, оскільки мають вищу продуктивність і дозволяють отримувати серійні деталі.

Аналіз ринку показує суттєве зростання виробництва АТ, що збільшується в найближчому майбутньому (рис. 1.3) [41]. Згідно зі звітом, Wohlers 2017, у світі було 97 виробників, які у 2016 році випускали й продавали системи АП, причому майже половина постачальників послуг використовують системи АП, які виробляють вироби з металів [42].

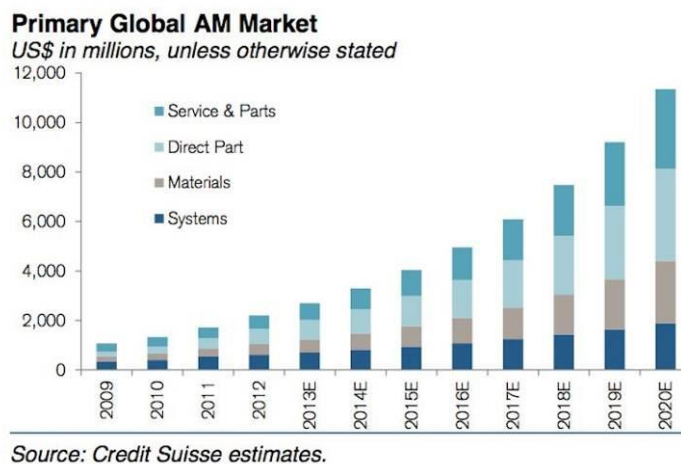


Рисунок 1.3 – Зростання ринку АТ в аерокосмічних, автомобільної та медичної галузі в 2013 році за Credit–Suisse з апроксимацією до 2020 р [41].

Розвиток технології пошарового наплавлення потребував створення нових стандартів і вимог тому спільними зусиллями організацій ASTM та ISO було

створено новий стандарт[42], в якому було встановлено таке визначення для АТ: «Процес з'єднання матеріалів для створення деталей за даними 3D–моделі, пошарово». [43].

Дані стандарти застосовуються, так само при металургійному виробництві з алюмінієвих сплавів, зокрема: Directed Energy Deposition (DED) – метод прямого вирощування процес АТ, в якому сфокусована теплова енергія (наприклад, лазер, електронний промінь, електрична дуга або мікроплазмова дуга) використовується для плавлення дротяних або порошкових матеріалів шляхом плавлення і затвердіння (рис. 1.8)

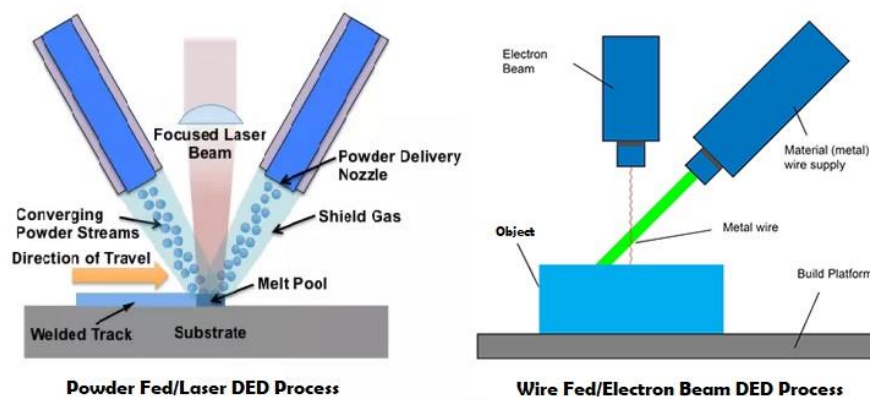
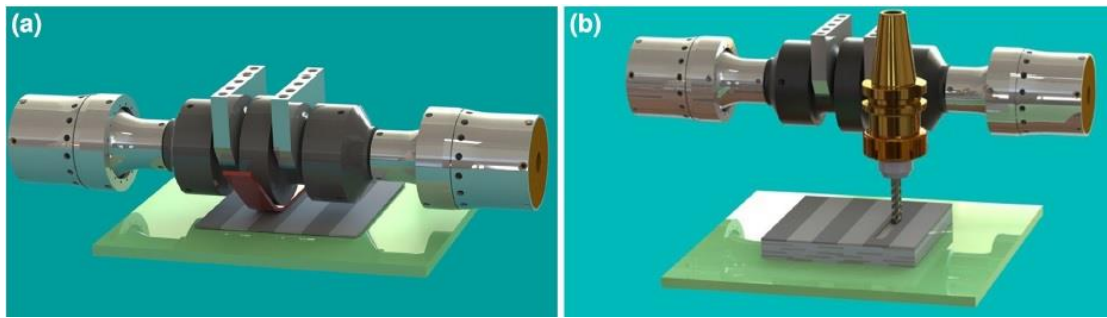


Рисунок 1.4 – Принципова схема процесів DED з використанням металевого порошку або дроту [42].

Powder Bed Fusion (PBF) – процес АТ, в якому теплова енергія вибірково з'єднує області порошкового шару, найбільш широко відомі як селективне лазерне спікання (SLS), або електронно-променеве плавлення (EBM) (рис. 1.5).

Sheet Lamination (SL) Ламінування листа – процес АТ, в якому шари матеріалу з'єднані при утворенні об'єкта з використанням ультразвукового зварювання для створення твердотілих зв'язків між послідовними шарами металеві фольги. [44].



а – ультразвукове зварювання металевої стрічки; б – операції механічної обробки для отримання форми;

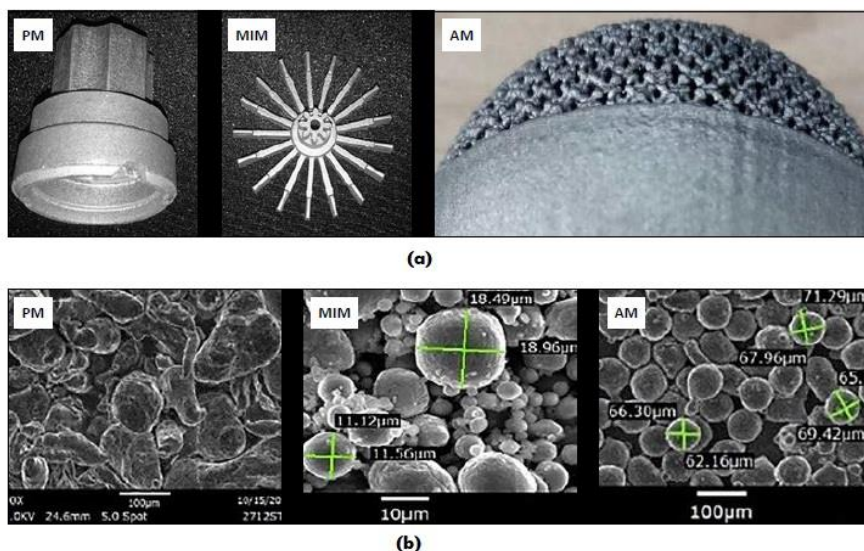
Рисунок 1.5 –Схематичне зображення ультразвукового процесу SL для отримання металевих деталей[44].

Було опубліковано п'ять спільних стандартів ISO/ASTM в яких надані вимоги до термінології для адитивного виробництва, систем координат та методик випробувань; стандартів до присадних матеріалів [45]. Більша частина продукції з металу отримана методами АТ зазвичай застосовується при експериментальному або при одиничному виробництві [46]. При цьому, як показано вище, однакових стандартів по АТ ще практично немає. Це дозволяє гнучко впроваджувати АТ у вітчизняне виробництво і розробляти вітчизняні матеріали та стандарти.

#### 1.4.1 Аналіз сировини порошкової металургії

Для процесів спікання та наплавлення, порошки з алюмінієвого сплаву складаються в основному з заевтектичних сплавів, сферичної форми, розмірами, від 10 до 75 мікронів. Процеси наплавлення металів і АТ вимагають використання сферичних форм порошку відповідного діапазону розмірів часток для досягнення високих механічних властивостей (рис. 1.6)[47].





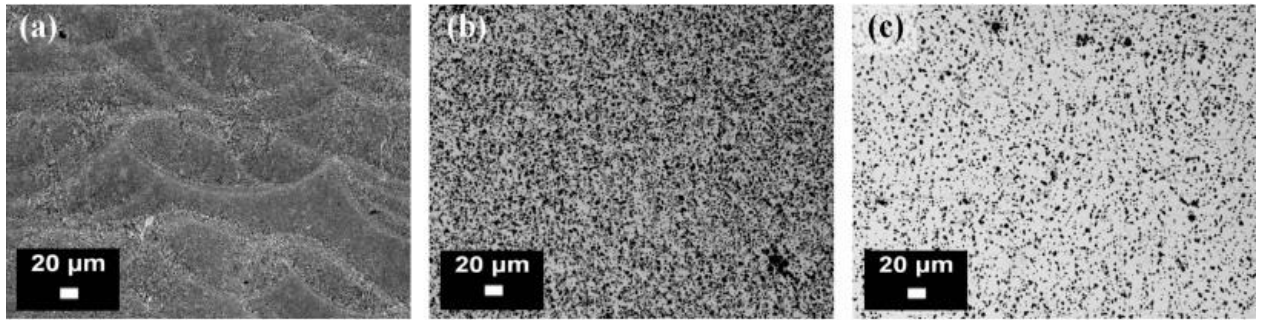
а – лиття під тиском металу, (МІМ) і АП;  
 б – порошки з алюмінієвого сплаву з AlSi10Mg для АТ;

Рисунок 1.6 – Зразки деталей, виготовлених різними методами [47].

Сферичні порошки з AlSi10Mg, найбільш поширений матеріал для АТ, які отримуються шляхом проходження звичайних порошків голчастої форми через радіочастотний плазмовий пальник з використанням транспортного газу Ar для плавлення і сфероїдизації частинок перед швидким охолодженням. Отримані сферичні порошки мали краще піддавалися розплавлення лазером щодо вихідного порошку [48].

Одним з основних дефектів при спіканні є гарячі тріщини, що виникають при затвердінні металу, розв'язати дану проблему вдалося додаванням до порошку гідридних наночастинок цирконію. Під час злиття і затвердіння при обробці PBF наночастинок діють як місця зародкоутворення для необхідної мікроструктури сплаву, запобігаючи виникненню гарячих тріщин і призводять до формування відповідних структур високоміцних алюмінієвих сплавів. [49].

Досліджено що зразки зі сплаву AlSi10Mg, вироблені SLM, мали значно вищу твердість, міцність і відносне подовження, ніж традиційно литі деталі завдяки дрібнозернистій мікроструктурі, що виникає в результаті швидкого локалізованого злиття й охолодження, хоча подальша термічна обробка значно модифікувала мікроструктуру (рис. 1.7) [50–51].



а – після зняття напруги при 300 ° С протягом 2 годин;

б – після обробки Т4 (530 ° С протягом 5 годин і гасіння водою);

в – після обробки Т6 (530 ° С протягом 5 год, гасіння водою і старіння при 160 ° С протягом 12 год);

Рисунок 1.7 – Мікроструктура сплаву AlSi10Mg, виробленого SLS, і термічної обробки [50–51].

Одним зі способів зменшення пористості матеріалу, одержуваного процесом PBF, є застосування гарячого ізостатичного пресування (HIP) до деталі, дозволяє покращити механічні властивості алюмінієвих ливарних сплавів. HIP дозволяє забезпечити щільність 100%, що підвищує втомні властивості й ресурс деталі в цілому [52].

Порівнюючи застосування в АТ дротів з алюмінієвого сплаву, з порошком, для будь-якого джерела нагріву, існує багато видів присадних алюмінієвих сплавів, серед яких AlSi5 (4047) і AlMg5 (5356), які відповідають вимогам стандарту американського суспільства зварювання AWS A5.10. Процес вирощування проходить всередині вакуумної камери, де електронно-променевий пальник наплавляє металевий дріт шар за шаром. За швидкістю вирощування вважається найшвидшим з усіх металевих АТ-процесів, особливо в порівнянні з системами лазерного порошкового наплавлення. Максимальний розмір деталі обмежується тільки розміром вакуумної камери [53].

Іншим процесом з використанням дротів є процес (WAAM), в якому використовуються дуга як джерело нагрівання і дріт в якості присадкового матеріалу, пальник управляється роботом, що дозволяє виробляти деталі

довжиною до 10 м [54]. Серед алюмінієвих сплавів АТ, виготовлених там методом WAAM, був лонжерон довжиною 6 м, вагою 300 кг [55].

Також, поряд з вище переліченим існує відомий метод SL/UAM – метод виготовлення деталі з листа/фольги. UAM поєднує в собі ультразвукове з'єднання тонких металевих стрічок, у разі алюмінію стрічки з кованого металу/фольги, в поєднанні з фрезеруванням з ЧПУ для виробництва заготовок деталей[56]. Унікальність процесу UAM дозволяє створювати нові функціональні можливості при виготовленні деталей з алюмінієво-мідних сплавів [57].

Таким чином, АТ активно застосовується в західній промисловості для виробництва широкого спектра деталей різної геометричної конфігурації. До числа таких деталей відносяться відповідальні вироби літакобудування. Для впровадження АТ у вітчизняні технології, на прикладі АТ «Мотор Січ» була проведена доробка наявного на підприємстві обладнання для вирощування. При цьому, слід також враховувати ПДВ нових виробів і його відмінність по КР від серійного. Потрібна розробка технологічних режимів вирощування і складу суміші захисних газів. Це дозволить виготовляти деталі авіаційного призначення з алюмінієвих сплавів без необхідності високих витрат на ливарну оснастку.

#### 1.4.2. Економічні тенденції розвитку технології пошарового наплавлення у металургійній промисловості

У 2014 році глобальний ринок металургійного наплавлення склав 2,6 млрд. дол. США, і в порівнянні з аналогічним періодом минулого року було отримано 667 млн дол. у вигляді валового доходу з використанням процесів пошарового наплавлення, що є 0,01% від загального обсягу світового виробництва. Відсоткова частка джерел доходів АТ для ринку АП із загальної суми 2,6 млрд дол. становила 46,5% для систем і послуг, 30,3% для запчастин, 18,6% для

матеріалів. Протягом 2014 року на ринок металевих АТ припадало близько 10% загальної глобальної бізнес-активності АТ [58 – 59].

Згідно зі звіту, WohlerAssociates 2016 про АТ, у світовій економіці близько 80 трильйонів доларів США, або близько 16% від загального обсягу промисловості, глобальний показник АП близько 5,2 млрд доларів США склав близько 0,04% всього обсягу виробництва у 2015 році [60].

Застосування АТ економічно ефективно при одиничному та експериментальному виробництві, було наведено порівняння витрат на алюмінієвих деталей АП, отриманих процесом SLS і литтям під високим тиском, оскільки обидва методи є формотворчими з алюмінієвих сплавів (рис. 1.8) [61].

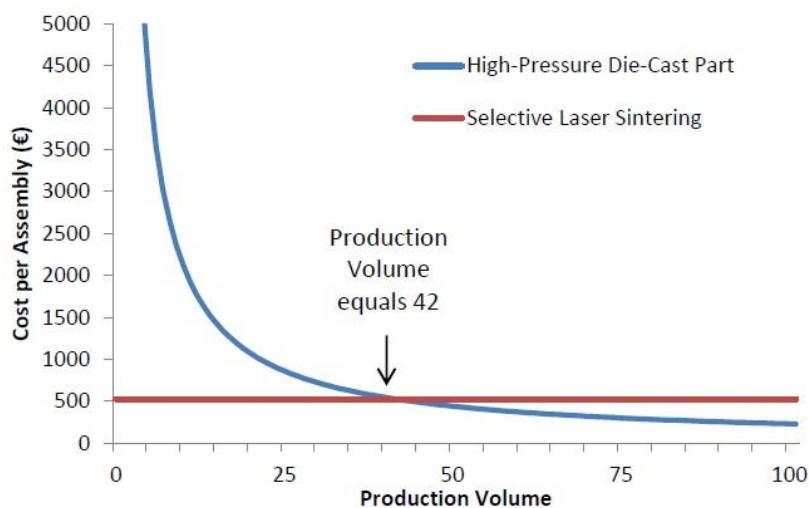


Рисунок 1.8 – Розрив точки для витрат на SLS / SLM і HPDC аналогічні деталі з алюмінієвих сплавів для авіаційного застосування (дані Atzeni і Salmi, 2011) [61].

Споживання енергії у виробничому процесі є одним з важливих чинників аналізу витрат [62], було визначено питоме споживання енергії процесів АТ. І встановлено, що споживання витрат на АТ процеси були в 100 разів вище, ніж у традиційних методів лиття, такі процеси як механічна обробка і шліфування, мають середньозважене значення (рис. 1.9).

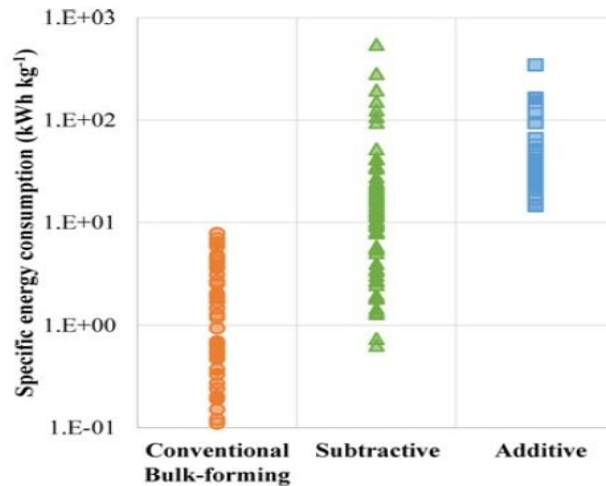


Рисунок 1.9 – Питоме споживання енергії для формотворних, субтрактивних і процесів шарового наплавлення[62].

АП націлене безпосередньо на швидке виготовлення деталей, у зв'язку з чим збільшується потенціал виробництва на замовлення окремих деталей, завдяки можливості отримувати вироби будь-якої геометричної форми. Аналіз котирувань постачальників послуг для компонентів PBF на 2014 рік показав, що вартість на  $\text{cm}^3$  алюмінієвих частин SLA і SLM є залежною від обсягу деталей і зменшується до порогового значення після приблизно  $100 \text{ cm}^3$  (рисунок 1.9) [63].

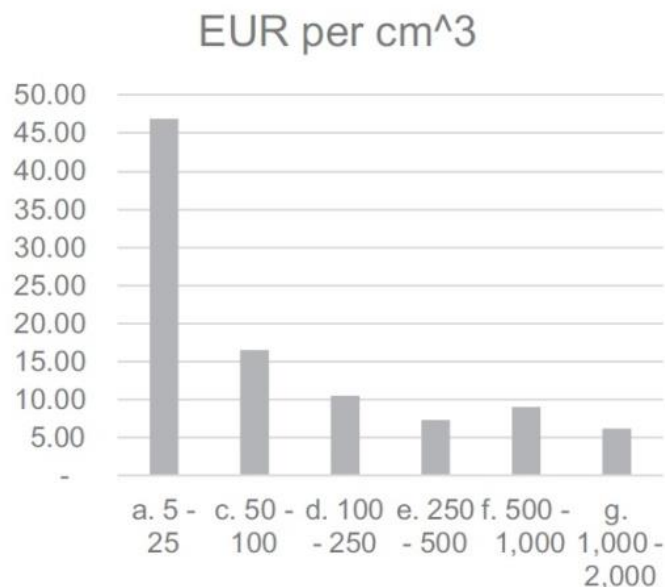


Рисунок 1.10 – Відношення загального об'єму та вартості алюмінієвих деталей отриманих адитивними методами для постачальників послуг [63].

Так само підвищується доцільність виготовлення поковок адитивними методами, що дозволяє значно скоротити витрати матеріалу. Вирощенні заготовки застосуються для подальшої обробки тиском [65–67].

Таким чином аналіз робіт з економічної ефективності АТ процесів показав істотне переважання цих технологій над стандартними шляхом виключення стадій виготовлення оснащення, зменшення припуску на механічну обробку, і економії матеріалів.

### 1.5. Порівняльний аналіз металургійних процесів наплавлення з алюмінієвих порошків і дротів

Окрім порошків, широкого застосування набувають дроти у якості присадкового матеріалу і використовується в наступних WAAM–процесах: у поєднанні з лазерними, електро-променевими, електродуговими мікроплазмовими методами нагріву [69].

Порівнюючи процес друку з використанням електродугових методів нагрівання і дротів у якості присадних матеріалів, з процесами на основі порошків було відзначено, що відбулося скорочення використання порошкових процесів, на що є ряд причин [76].

Застосування процесів порошкового спікання матеріалу вимагають подальшого гарячого ізостатичного пресування (HIP) для поліпшення механічних характеристик. Крім того, суттєвим недоліком є витрати на інертний газ, необхідний для транспортування матеріалу, і досягнення задовільних умов роботи (вміст кисню, чистота газу і т. д.). Процес спікання порошків був «помічений» повільним і дорогим у порівнянні з наплавленням дротом [69], [70].

Однак, як і для всіх процесів з використанням порошків характерна вкрай низька швидкість вирощування, крім цього розмір виготовленого виробу може перевищувати обсяг шару, що наплавляється та обмежувати його застосування

відносно невеликими компонентами; зазвичай менш 400x400x400 мм в довжину, ширину і висоту [71].

Системи, в яких використовуються порошки як присадних матеріалів, такі як системи лазерного прямого вирощування і лазерне проектування сітки, видують порошок через сопло, який розплавляється лазерним променем на поверхні деталі. Цей процес заснований на автоматичному вирощуванні шару матеріалу товщиною від 0,1 мм до декількох міліметрів [72].

Системи адитивного вирощування з використанням дротів (WAAM), в яких у якості джерела нагріву використовується лазер, мають наступний принцип роботи, дріт за допомогою механізму подачі подається через форсунку, далі лазер розплавляє дріт в середовищі інертного газу. Цей процес забезпечує високу продуктивність в порівнянні з мікроплазмовим порошковим наплавленням.

Однак використання лазерних джерел нагріву для методу WAAM залишається менш поширеним у порівнянні з дуговими джерелами нагріву, такими як електрична і плазмова дуга, що можна пояснити вищою вартістю і коштовністю обслуговування лазерних оптичних систем [73].

Загалом, можна зробити висновок, що АТ будуть користуватися найширшим сортаментом дроту в порівнянні з порошками.

В роботі [74] сказано, що «порошки SLS мають проблеми безпеки», тому що «дихати дрібними частинками, такими як нікель, може бути небезпечним для здоров'я», а також, що «дихальні апарати та вентиляцію слід розглядати в залежності від типу порошку». Крім того, існує небезпека пов'язана з легкої незаймистістю порошоків. [73]. Можливість отримання відпрацьованих і повторюваних операцій технологічного процесу важлива для АТ, оскільки це є запорукою для підвищення стабільності вирощування виробів [76].

Швидкість отримання деталей методом порошкового вирощування варіюються від 0,3 до 1 кг металу на годину, в залежності від обраного матеріалу і характеристик деталей, що робить його одним з найбільш продуктивних процесів. Максимальна швидкість подачі дроту становить 48,0

г/хв, що відповідає 2,9 кг на годину [76]. Типові SLM і інші порошкові методи АП виробляють від 0,1 до 0,2 кг на годину [75]. Крім того, порошкові лазерні способи вирощування досягають швидкості до 0,27 кг на годину.

З іншого боку, вирощування дротом дозволяє виробляти високоякісні великогабаритні металеві конструкції довжиною понад 6 метрів з мінімальною кількістю відходів. При використанні металевих порошоків для отримання деталі зазвичай потрібно в 5 разів більше обсягу порошку, при цьому основна частина матеріалу не використовується через його просипання. Використаний порошок є не придатним для повторного використання і підлягає утилізації. У зв'язку, з чим процеси подачі дроту є більш екологічно чистими через майже 100% ефективності використання дроту у зварювальній ванні [77].

Таблиця 1.2 – Порівняльний аналіз методу прямого вирощування з використанням алюмінієвих порошоків і дротів[78].

Параметри оцінки	Порошки	Проволоки
Вартість	300\$ за 1 кг*	9\$ за 1 кг
Безпека при експлуатації	Є загроза потрапляння в дихальні шляхи, легко займаються	Загрозу створюють стандартні джерела небезпеки зварювальних процесів
Швидкість вирощування	Середня швидкість SLS процесів 500 г/год	2000 г/год
Точність	0,001 мм	0,3 – 1 мм
Екологічність	Просипання порошку під час процесу складає 10–15%	Майже 100% використання матеріалу
Необхідність подальшої обробки	Необхідність проведення ГП	Механічна обробка, термічна, якщо це необхідно за ТУ для сплаву
Вартість обладнання	Від 800 000 \$	Від 20 000 \$

Таким чином, виходячи з аналізу літератури було виявлено, що порошкові матеріали дозволяють забезпечувати високу точність одержуваних виробів. Однак в умовах обмежених фінансових можливостей підприємства, при серійному виробництві виробів методами АТ, доцільніше використовувати дріт у якості вихідної сировини та у зв'язку з меншою вартістю матеріалу й



устаткування, а також того, тому що отримання виробів з використанням дротів мають більшу продуктивність, ніж з використанням порошкових матеріалів.

### 1.5.1. Металургійні процеси пошарового наплавлення дротом

Wire + Arc Additive Manufacturing (WAAM) – це металургійний метод, що дозволяє одержувати готові, вироби з мінімальним припуском на обробку, в найкоротші терміни шляхом пошарового нанесення присадного дроту у джерело нагріву до досягнення кінцевої форми. Технологія наплавлення дротом має високу продуктивність і є більш економічною через 100% ефективності використання матеріалу в порівнянні з порошковою металургією [79]. Більшість сучасних досліджень WAAM зосереджені на титані і сталі [80]. Алюмінієві сплави, особливо високоміцні, набувають більшого попиту в таких галузях, як аерокосмічна промисловість і транспорт. У зв'язку, з чим необхідні дослідження і розробка технології WAAM для алюмінію. Кранфілдського університет почав застосовувати технологію WAAM з алюмінію, і були побудовані великогабаритні функціональні компоненти ребер і конусів з алюмінієвого сплаву. [81]. За оцінками, стандартні й нові вихідні склади становлять до 260 МПа з подовженням 17%, отриманими методом вирощування.

WAAM класифікується стандартами ASTM F2792–12a як метод прямого вирощування відповідно до [82] і визначається як комбінація електричної дуги, яку використовують як джерело нагріву, і дроту, використовованого як вихідний матеріал. WAAM спирається на фундаментальні концепції автоматизованих процесів зварювання, таких як: дугове зварювання металевим газом [83], мікроплазмове зварювання [84] і зварювання в інертних газах з вольфрамовими електродами [85]. В останні роки WAAM мав різні позначення, такі як зварювання в формі, плавлення в формі й 3D–зварювання [86–87].

Серед наявних процесів дугового наплавлення, наплавлення електродом що плавиться, є найбільш розповсюдженим процесом у WAAM. Швидкість

вирощування даного процесу варіюється від 15 до 160 г/хв, в залежності від типу матеріалу і параметрів процесу і застосовується для виробництва багато габаритних деталей в короткі проміжки часу [88–90].

Впровадження традиційного зварювального процесу для алюмінію WAAM нині обмежено дефектами, які утворюються при затвердінні наплавленого матеріалу, такими як пористість і тріщини [91]. Дані дефекти, негативно впливають на механічні властивості вирощених виробів. Пористість є основною проблемою в алюмінієвих сплавах, які набагато більш сприйнятливі до цього дефекту, ніж інші метали. Це пояснюється тим, що залишкова кількість водню, часто перевищує граничну концентрацію, необхідну для утворення бульбашок у зварювальній ванні [92–95].

Подальшою модифікацією WAAM процесу є метод CMT – Cold metal transfer або холодне перенесення метала. Цей метод дозволяє знизити кількість тепла необхідного для з'єднання наплавлених шарів, шляхом регульованого процесу відведення дроту, а також мікроконтролю над зміною полярності і роботи змінного струму. Цей процес застосовується при адитивному вирощуванні алюмінію і дозволяє знизити теплові навантаження процесу, що призводить до рафінованої рівновісної мікроструктури, усунення пористості та запобігає утворенню тріщин.

Наплавлення алюмінієвих сплавів завжди було проблематичним через оксидну плівку на поверхні сплаву, температура плавлення якого вище, температури алюмінію. Використання WAAM для алюмінієвих сплавів обмежено утворенням пористі. Тому при наплавленні алюмінієвих деталей переважно використовувати змінний струм [96] який дозволяє зруйнувати поверхню оксидної плівки й забезпечити розплавлення металу. В іншому випадку розплавлені залишки можуть потрапити всередину розплавленої ванни, і призвести до утворення пор і внутрішніх дефектів, які різко знижують механічні властивості деталей.

Крім цього, існує ряд інших складнощів при наплавленні алюмінієвих сплавів, стрімка динаміка зварювальної ванни, висока теплопровідність,

високий коефіцієнт теплового розширення, коефіцієнт усадки при затвердінні, широкий діапазон температур затвердіння і високу розчинність водню [97].

В дослідженні впливу якості дроту на якість кінцевих деталей [98], підкреслюється, що присутнє небажане забруднення є основною рушійною силою водневого руйнування. Основні сплави алюмінію, які використовуються в аерокосмічній промисловості, дуже чутливі до гарячого розтріскування, що пов'язано з високим рівнем теплової напруги та усадки при затвердінні. Проте запобіганню утворення тріщин. забезпечується відповідним вмістом Mg в дроті з вихідної сировини[99].

Холодне перенесення металу (СМТ) широко розповсюджений як один з варіантів для вирощування алюмінієвих сплавів. Вдосконалений імпульс зварювальної дуги СМТ, дозволяє запобігати утворенню газових пор завдяки ефекту оксидного очищення [100]. Крім того, цей варіант характеризується низьким підведенням тепла і збереженням зародкоутворюючих частинок.

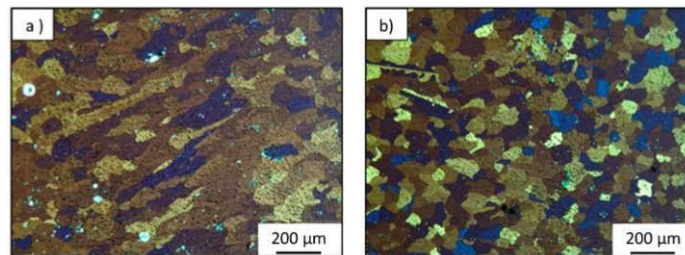


Рисунок 1.11 – Мікроструктура алюмінієвого сплаву 5363: а – без домішок б – з домішками Ti [103].

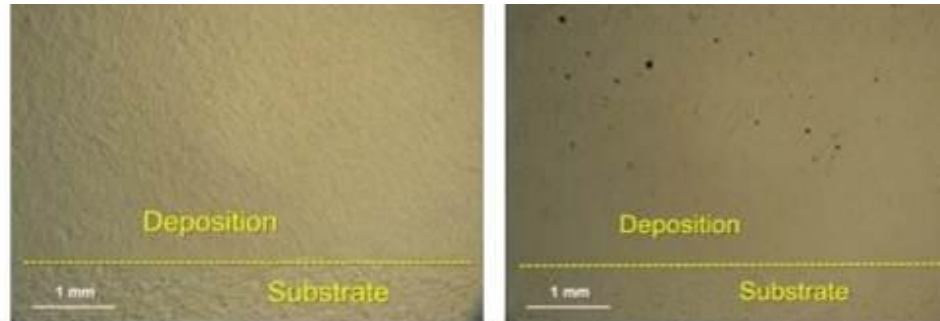
Мікроструктура і механічні властивості 5363 (AlMg5) Al сплавів були поліпшені додаванням титанового порошку між шарами [103]. Оскільки структури  $Al_3Ti_4$  та Al мають подібні по центру кубічні структури, утворення центрів зародкоутворення покращилось. Додавання Ti призводило до утворення дрібних нерівномірних зерен на міжшаровій поверхні (рис. 1.10). Максимальна міцність на розрив і подовження збільшилася на 20,25 МПа і 3,13% в горизонтальному напрямку і на 25,89 МПа і 6,97% у вертикальному [104–107].

Дослідження аналогічного режиму наплавлення, – холодного перенесення металу зі змінною полярності, де імпульсна дугова енергія призводить до коливання дуги, яке у зв'язку зі змінними значеннями полярності руйнує дендрити, створюючи гетерогенні центри зародкоутворення. Типові стовпчасті зерна перетворюються в рівновісні, і спостерігається ефект подрібнення зерна, але через наявність міжшарових пір можлива тільки 8-відсоткова різниця в граничній міцності на розрив від горизонтальних і вертикальних зразків[101].

У літературі повідомлялося про наступні Al-сплави, депоновані WAAM: 5A06 [82,83] Al5Si [84], AA5183 [85], AlMg4,5Mn [20], Al5Mg [86], Al6Mg [81] і Al6,3Cu [23]. Загалом, WAAM має свою цінність у виробництві алюмінієвих деталей, але отримані механічні властивості не завжди перевершують властивості, досягнуті при обробці заготовки. Тому додаткова обробка тиском, також знижує пористість [102].

Використання електродугового наплавлення WAAM без використання СМТ має високе тепловиділення процесу і, як наслідок, низькі швидкості охолодження, що зазвичай призводить до формування грубих стовпчастих зерен і анізотропії. Більш того, в процесі WAAM, міжшарова температура – це температура попереднього наплавленого шару безпосередньо перед наплавленням нового, і вона має велике значення для кінцевих властивостей деталі [108]. Через високу теплопровідність алюмінію, стає важко підтримувати низьку міжшарову температуру. Час, необхідний для охолодження деталі до потрібної температури, може привести до того, що загальний час виробництва внаслідок часу простою може збільшитись. Хоча висока міжшарова температура покращує сплавлення розплавленого металу [30], при високих температурах вирощування стає нестабільним і може привести до руйнування стінки, тому міжшарова температура контролюється шляхом накладення міжшарового простою, який можна оптимізувати за допомогою моделювання теплових процесів під час виготовлення деталі з використанням моделей кінцевих елементів [108].

На рис. 1.12 (а) показано, що процес СМТ ефективно усуває пористість в порівнянні з пластиною вирошеною традиційним електродуговим процесом з імпульсом (рис. 1.12 (б)), де є багато невеликих пір (діаметром менше ніж 50 мкм).



а – холодне перенесення металу; б – електродугове зварювання

Рисунок 1.12– Наявність пористості в вирошених зразках[100].

Вузька пальмовидна зварювальна ванна під час процесу СМТ запобігає утворенню газових пор. Також існує кореляційна залежність між зростанням дендритів і швидкістю зародкоутворення пор, тому пористість має пряму залежність від розміру зерна [109, 110]. На рис.1.12 б показано напрямок росту зерен грубої зернистості в процесі електродугового наплавлення під час затвердіння, що є нормальним до межі розподілу – тверда речовина/рідина і вирівнювання фаз при направленні теплового потоку.

Окрім СМТ наплавлення, менш поширеним процесом є процес мікроплазмового наплавлення. В процесі застосовується вольфрамовий електрод, що не плавиться, для створення електричної дуги використовується плазмоутворюючий газ. Метод набув широкого поширення завдяки своїй високій точності, малою кількістю дефектів, що забезпечується високою стабільністю дуги [111].

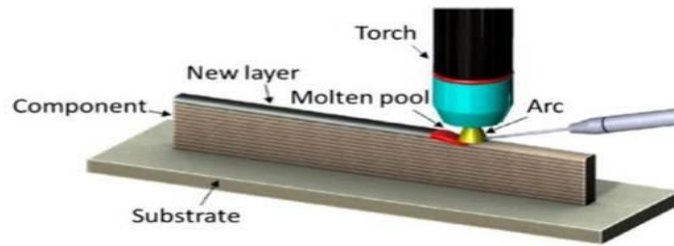


Рисунок 1.13 – Схематичне зображення процесу мікроплазмового наплавлення дротом (WAAM) [112].

Це процес з високою питомою енергією, в якому форсований потік частинок проходить через простір між катодом і анодом, що стискає дугу, і призводить до підвищення стійкості й стабільності дуги. Завдяки використанню в основному інертної, плазмової дуги, високо локалізована іонізована плазма характеризується високою температурою та енергією, щільність енергії нижче, ніж у лазерних променів великої потужності [113], але вище, ніж в інших електродугових процесів. Зона термічного впливу плазми є вузько направленою і тонкою, що дозволяє краще контролювати геометрію зварного шва завдяки підвищеній гнучкості для незалежного контролю найбільш важливих параметрів процесу: струму і швидкості подачі дроту [114]. Змінюючи швидкість потоку плазмоутворюючого газу, діаметр отвору пальника і силу струму мікроплазмового наплавлення можна регулювати різні режими роботи. Мікроплазма характеризується силою струму на від 0,1 до 15 А. Ця технологія наплавлення при застосуванні в адитивному виробництві дає великі переваги щодо значення ширини стінки, дозволяючи виготовляти тонкі деталі до 2 мм. Хоча швидкість вирощування є низькою, близько 1,0 г/хв [115], в порівнянні з іншими процесами, низьке підведення тепла забезпечує високу чистоту поверхні. Основний параметр роботи плазми – це середній струм в діапазоні від 15 до 250 А. Плазмова оболонка робить дугу більш жорсткою і менш чутливою до коливань. Ширина стінок варіюється від 4 до 15 мм, а швидкість вирощування може досягати 30 г/хв [116,117,118].

Таким чином, серед розглянутих металургійних технологій наплавлення, технологія WAAM, є найбільш економічною для впровадження і подальшого серійного виготовлення деталей, що виражається як у вартості обладнання, так і присадкового матеріалу – дроту, при цьому дана технологія є значно продуктивнішою у порівнянні з іншими методами. У зв'язку з чим її застосування є доцільним при серійному виробництві та ремонті авіаційних деталей з алюмінієвих сплавів, швидкість вирощування може досягати 30 г/хв [116,117,118]. У зв'язку з тим, що деталі піддаються подальшій механічній обробці з припуском від 0,5 до 2 мм, нема потреби у використанні дорогих, високоточних електронно-променевих і лазерних джерел нагріву. Зварювальних джерел нагріву, електродугового і мікроплазмового – досить для того що б забезпечити необхідну точність при виготовленні деталей.

#### 1.6. Висновки і постановки задач дослідження

З огляду на аналіз технічної літератури й сучасний стан питання, можна зробити висновок, що на цей час не до кінця дослідженими є методи нагрівання при металургійному пошаровому наплавленні виробів з використанням дроту (WAAM). Велика частина наявних досліджень в даній області присвячена СМТ процесу, однак метод класичного електродугового наплавлення більш розповсюджений і вимагає менше витрат на адаптацію обладнання, що існує. Окрім того, встановлено, що дослідження впливу мікроплазмових методів нагріву при пошаровому наплавленні виробів з алюмінієвих сплавів, є не до кінця розкритим, у зв'язку з наявністю малої кількості робіт з даної тематики. Це вимагає додаткових досліджень в даному напрямку.

Отже, проведення комплексного дослідження металургійних процесів WAAM – було доцільним, тому, що дозволило встановити закономірність впливу електродугового, СМТ і плазмових методів нагріву на склад, структуру і властивості при пошаровому наплавленні сучасних алюмінієвих сплавів

авіаційного машинобудування, для визначення доцільного методу при застосуванні у промислових умовах.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні наукові та прикладні завдання:

1. Провести аналіз дугових методів нагріву, що існують для металургійної технології пошарового наплавлення алюмінієвих сплавів AlSi5 та AlMg5: плазмового, СМТ, та електродугового, за такими чинниками як геометрія, склад, структура, властивості та продуктивність, з метою виявлення оптимального методу в умовах виробництва підприємства АТ «Мотор Січ».

2. Дослідити механізм формування структури сплавів AlSi5 та AlMg5 обраним методом пошарового наплавлення з метою виявлення чинників що впливають на підвищення рівня механічних властивостей сплавів.

3. Для обраного методу дослідити вплив технологічних параметрів, таких як захисний газ і погонна енергія на склад, структуру, та властивості сплавів. З метою встановити, при якому співвідношенні захисної суміші аргон-гелій і значенні погонної енергії вдасться отримати найякісніші властивості сплавів.

4. Провести розрахунок напружено-деформованого стану заготовки деталі отриманої методом пошарового наплавлення зі сплавів AlSi5, AlMg5 з метою визначення відповідності деталі авіаційним стандартам.

5. Розробити дослідний технологічний процес отримання актуальної деталі методом пошарового наплавлення з досліджуваних сплавів.

6. Запровадити результати наукового дослідження, – встановленої залежності значень погонної енергії від співвідношення захисної суміші аргон-гелій, при виготовленні деталі обраним методом, на розроблених режимах з необхідною геометрією, експлуатаційними та технологічними властивостями не нижче рівня серійних сплавів.

7. Розрахувати економічну ефективність впроваджених результатів дослідження у виробництво.



## Розділ 2 МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для виконання завдань, поставлених в даній роботі, застосували методи досліджень хімічного складу, структури та властивостей сплавів. Використовували методи якісної та кількісної оцінки структурних складових на макро- і мікрорівні, визначення фізико-механічних і структурних властивостей досліджуваного матеріалу.

### 2.1. Наплавлення зразків для досліджень

Наплавлення трьох партій дослідних зразків з використанням присадного дроту AlMg5 і AlSi5 проводили трьома мікрометалургійними процесами. Погонна енергія ( $Q_i$ ) для кожного з досліджуваних джерел нагріву розраховувалася за формулою (2.1):

$$Q_i = \frac{I+U}{V} \quad (0.1)$$

де  $I$  – сила струму (А),  $U$  – напруга В,  $V$  – швидкість наплавлення мм/с.

Для досліджень механічних властивостей виготовляли по три партії зразків в подовжньому і поперечному напрямку. Зразки виготовлялися відповідно до ГОСТу 1497–84.

Першу партію зразків (далі, умовно №1) виготовляли методом мікроплазмового наплавлення на напівавтоматі РМІ 500 TL з використанням п'яти координатного верстата SWD 3000 (SBI, Австрія) (рис. 2.1).

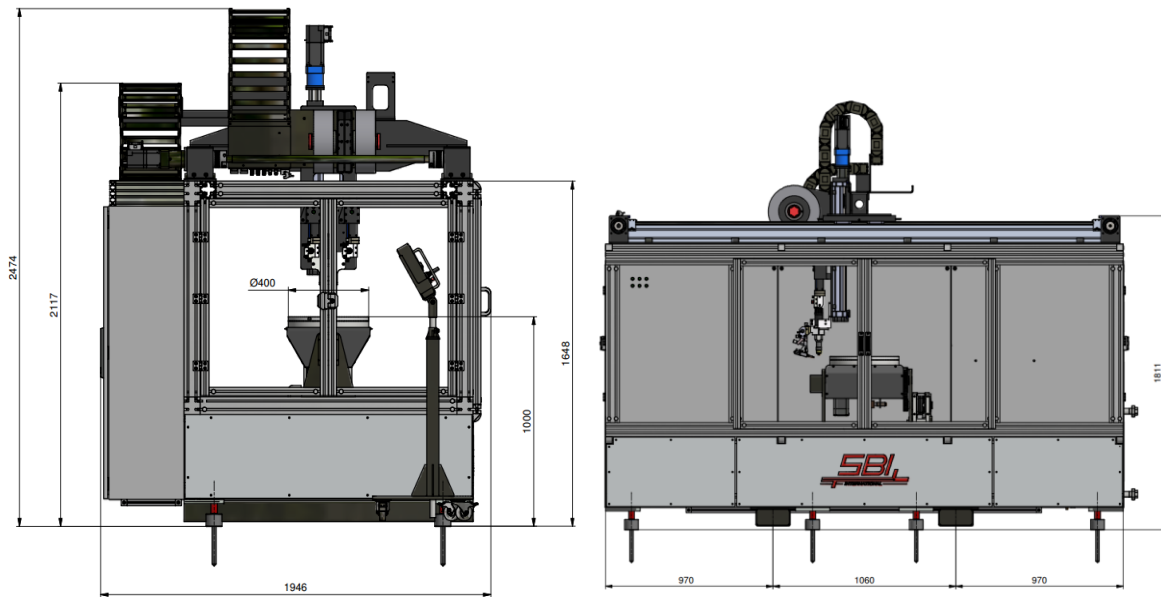
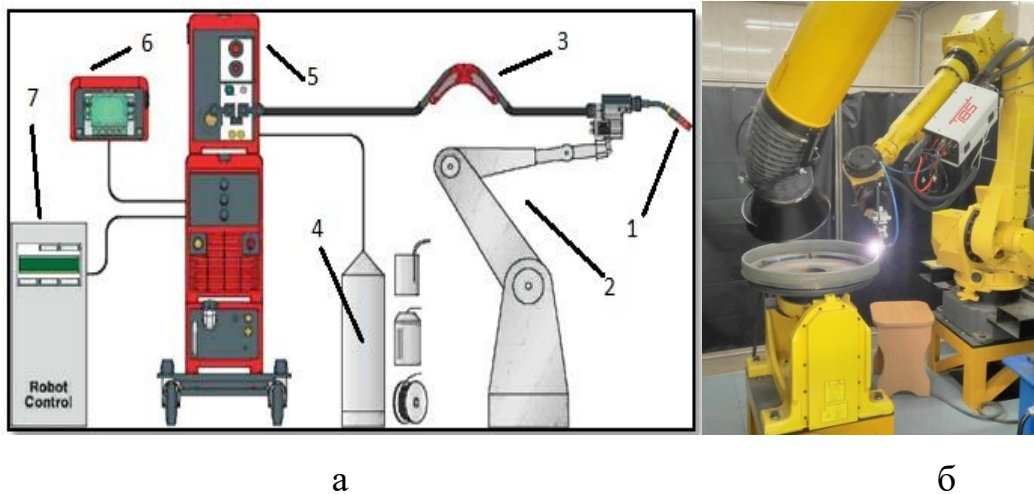


Рисунок 2.3—Зовнішній вигляд верстата SWD 3000 для мікроплазмового наплавлення.

Дане обладнання призначене для мікроплазмового наплавлення присадковим дротом поверхонь при обертанні виробу. Встановлення і затиск виробу відбувався вручну. Після встановлення деталі й натискання кнопки старт, відбувається автоматичний цикл наплавлення. Параметри наплавлення і програми руху пальника заносяться в пам'ять контролера зварювального комплексу. Автоматизований комплекс мікроплазмового наплавлення і зварювання складається з: корпусу з алюмінієвого профілю, маніпулятора, керованого кроковим двигуном, з трьома пазами для установки кондуктора для затиску деталей діаметром до 400 мм, Кут нахилу регулюється вручну штурвалом – нахил  $\pm 110^\circ$ , максимальне навантаження маніпулятора 300 кг. Пальник переміщується по вертикальній осі переміщення з ходом 0 – 400 мм і управляється кроковим двигуном [120].

Другу партію образів (далі, умовно №2) виготовляли методом електродугового наплавлення, на напівавтоматі MagicWave 1700 використанням робота FANUC (рис. 2.2) зовнішній вид верстата SWD 3000 для наплавлення.



1 – Пальник; 2. – Робот; 3. – Механізм подачі дроту 4; – Балон з захисним газом; 5. – Джерело живлення; 6. – Пульт управління; 7. – контролер

Рисунок 2.4 – Схема роботизованого комплексу (а) і фото робочого поста (б) комплексу роботизованого наплавлення в процесі роботи.

Принцип дії полягає в тому, що на робочому пульті (б) задається напрямок руху робота 2 і швидкість наплавлення. При запуску процесу наплавлення починає подаватися дріт механізмом подачі 4 і захисний газ 5.

Третю партію зразків (далі, умовно №3) отримували методом СМТ наплавлення, на напівавтоматі Trans Plus Synergic 2700 СМТ з використанням робота MOTOMAN (рис. 2.3).

Наступні партії були отримані методом електродугового наплавлення на напівавтоматі MagicWave 1700, з різним складом захисної суміші, зі співвідношенням аргон-гелію від 90/10% до 50/50%, та при різному значенні погонної енергії:

Четверта партія (№4) захисний газ – аргон 100%, погонна енергія 46 – 53,5 Дж/мм.

П'ята партія (№5) газ – аргон 100%, погонна енергія 90 – 95 Дж/мм.

Шоста партія (№6) захисний газ аргон/гелій 90/10%, погонна енергія 43 – 50 Дж/мм.

Сьома партія (№7) захисний газ – суміш аргон–гелій 90/10%, погонна енергія 86 – 92 Дж/мм;

Восьма партія (№8) захисний газ аргон, погонна енергія 40 – 46 Дж/мм. У середовищі аргон-гелій 70/30%;

Дев'ята партія (№9) захисний газ – суміш аргон-гелій 70/30%, погонна енергія 82 – 90 Дж/мм;

Десята партія (№10) захисний газ – суміш аргон-гелій 50/50, погонна енергія 36 – 40 Дж/мм;

Одинадцята партія (№11) захисний газ – суміш аргон-гелій 50/50, погонна енергія 77 – 85 Дж/мм.

Матеріал наплавлявся на алюмінієві пластини з дюралюмінію 300×300×15 мм, пластини піддавалися зачистці та травленню. Пластини щільно кріпилися до зварювального столу за допомогою струбцин, так що б, не було зазору між пластиною і робочою поверхнею. Дюралюміній у якості матеріалу підкладки був обраний у зв'язку з тим, що він має мінімальну зварюваність з AlSi5 і AlMg5 і наплавлений виріб легко відокремити від підкладки, не вдаючись до різання. Перед початком наплавлення створювалася програма, в якій задавалися режими зварювання, швидкість і траєкторія руху робота. Рух пальника проходив по заданій траєкторії, в кінцеві точки відбувався підйом пальника, на висоту, що залежить від підбраного режиму (0,1 – 1 мм). Виліт дроту дорівнював 20 мм, висота від дроту до поверхні підкладки становила 5 мм. Наплавлення проводилось на постійному струмі на зворотній полярності. У якості захисного газу використовували аргон і суміш аргон-гелій. Наплавлення здійснювалася в один шар по товщині, і 300 – 500 шарів по висоті. Висота одного шару становила від 0,1 до 0,7 мм, в залежності від режиму наплавлення, шари наносилися без охолоджень.

Обрані методи вирощування (нагрівання присадкового матеріалу) були обрані, як найбільш раціональні для використання в промислових обсягах на обладнанні АТ «МОТОР СІЧ».

## 2.2. Дослідження наплавлених зразків

### 2.2.1. Дослідження хімічного складу

Для контролю хімічного складу сплаву використовували хімічний і спектральний методи аналізу [121]. Для спектрального аналізу використовувалися растрові електронні мікроскопи PEM-106I та JEOL JSM-6360LA (FEI, Голландія). Поелементний склад локальних областей визначали за допомогою рентгеноспектрального мікроаналізатора (енергодисперсійного і хвильового спектрометрів). На отриманих картах, більшої інтенсивності кольору відповідає більший вміст шуканого хімічного елемента.

Також хімічний склад визначали методом рентгенофлуоресцентного аналізу на спектрометрі EDX 6000B (Skyray Instrument, США).

### 2.2.2. Дослідження структури

В рамках металографічних досліджень, вивчали макро- і мікроструктуру наплавлених зразків зі сплаву на основі алюмінію. Дослідження проводили на мікроскопах Stemi 200-c, Observer.D1m (Zeiss, Німеччина) при збільшеннях від  $\times 100$  до  $\times 1000$ . При вивченні структурних складових в сплавах застосували комплексну методику якісної й кількісної оцінки складових, що включає оптичну та електронну металографію, а також мікрорентгеноспектральний аналіз. Структурні складові в досліджуваних сплавах вивчали методами якісної й кількісної металографії. Визначали кількість, колір, форму, розміри, розташування та інші характерні ознаки структурних складових. Кількісну оцінку структурних складових проводили згідно з вимогами ISO 18273 для алюмінієвих сплавів [119].

Для виготовлення шліфів з досліджуваних металів і сплавів застосовувалася механічне шліфування [122–123] з різною зернистістю від №40

по ГОСТ 5009–75 до мікронної M20 по ГОСТ 10054–75] і полірування на сукні, змоченим суспензією «DiaDuo» виробник фірма «STRUERS» на основі алмазних частинок фракцією 3 мкм). Структуру зразків алюмінієвих сплавів виявляли травленням шліфів реактивом Келлера (7–10 с.) (2 мл HF, 1 мл HCl, 1 мл HNO<sub>3</sub>, 80 мл H<sub>2</sub>O).

### 2.2.3. Дослідження фізико–хімічних властивостей

Проводилось дослідження фізико-механічних властивостей. Основними показниками властивостей алюмінієвого сплаву, які визначалися в експерименті, були обрані: межа міцності ( $\sigma_B$ ), межа плинності ( $\sigma_{0,2}$ ), відносне подовження ( $\delta$ ) та модуль пружності. Механічні випробування проводилися на машині INSTRON–8862 при швидкості переміщення захоплень 15 мм/хв. Визначали межу міцності, умовну границю плинності, відносне подовження, звуження, модуль Юнга на циліндричних зразках [124 ГОСТ 1497–84].

Випробування на ударний вигин проводили по ГОСТ 9454 [125] на маятниковому копрі IMP–460J фірми «INSRON».

Дослідження поверхні руйнування зразків після механічних випробувань проводили фрактографічним методом. Для цього за допомогою растрового електронного мікроскопа PEM-106I при збільшеннях від  $\times 100$  до  $\times 1000$  проводили аналіз фрактограм поверхонь руйнування. Пластичні високов'язкі алюмінієві сплави при стандартних випробуваннях руйнувалися в'язко з утворенням косоного зламу. Електронні фрактограми при цьому характеризуються високою мікропластичністю – тобто, однорідними, порівняно дрібними ямками з витягнутими краями. Високоміцні сплави частіше руйнується за змішаним типом: прямий злам, що переходить в скоси. При цьому в'язкість матеріалу збільшується, зі збільшення кількості скосів на загальній поверхні руйнування. Грузлому руйнуванню металу відповідав складний, волокнистий рельєф і відсутність металічного блиску. Крихкому руйнуванню, відповідав злам з набором гладких поверхонь, що

супроводжувалось характерним блиском.

Повністю або переважно прямий злам може спостерігатися при руйнуванні великих перетинів, особливо в поперечному напрямку в умовах концентрації напружень. Однак в залежності від складу сплаву і технології його отримання мікрофрактографічна картина може різко відрізнятися.

Таким чином, хімічний склад, структуру, механічні, фізико-хімічні та властивості досліджуваних сплавів визначали з використанням сучасних перевірених методик і обладнання, з відносною помилкою не більше 5%. Для математичної обробки отриманих експериментальних даних використовували методи кореляційного аналізу із застосуванням сучасної комп'ютерної техніки та програмного забезпечення. Статистичну обробку експериментальних даних виконували відповідно [126] до стандартних методів.

### Розділ 3 АНАЛІЗ МЕТОДІВ НАПЛАВЛЕННЯ СПЛАВІВ AlMg5 і AlSi5

Технології пошарового наплавлення в залежності від методу можуть забезпечувати різну продуктивність і рівень механічних властивостей. При цьому слід враховувати ефективність технології в рамках конкретного виробництва. Таким чином, досліджували різні методи металургійного вирощування: найбільш поширені методи мікроплазмового наплавлення, СМТ процес і метод електродугового наплавлення.

Дослідження методів наплавлення проводили на прикладі двох сплавів у вигляді дроту – алюмо-магнієвого сплаву AlMg5, та алюмо-кремнієвого сплаву AlSi5, за такими властивостями як хімічний склад, механічні властивості та структурою наплавлених зразків.

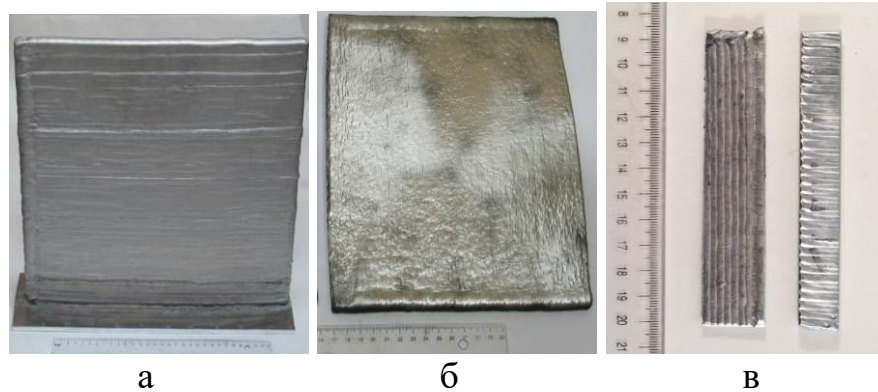
#### 3.1. Склад, структура і властивості наплавленого сплаву AlMg5

Для визначення оптимального методу наплавлення зразків, який забезпечить найвищу ефективність при впровадженні у виробництво нової технології було виготовлено три партії пластин, вирощених з використанням присадного дроту з матеріалів AlMg5 з використанням трьох методів наплавлення: мікроплазмовий, електричною дугою, методом СМТ (рис. 3.1).

За відомою методикою (див. П.2, ф. 2.1), була розрахована погонна енергія ( $Q_i$ ) для кожного з досліджуваних методів нагрівання. Зразки першої партії – пластини (360×250×12мм) далі, умовно №1 були виготовлені методом мікроплазмового наплавлення на напівавтоматі PMI 500 TL з використанням п'яти координатного верстата SWD 3000 SBI(Австрія), захисний газ аргон, діаметр дроту –  $\varnothing 1,6$  мм сила струму – 120–100А, напруга – 25 Вт, швидкість наплавлення 18–45 мм/с, погонна енергія наплавлення – 110 Дж/мм. Друга партія пластин (350×300×12 мм) далі, умовно №2 виготовлена методом



електродугового наплавляння, на напівавтоматі MagicWave 1700 °С використанням робота FANUC, діаметр дроту –  $\varnothing 1,2$  мм, захисний газ – аргон, сила струму – 85–65А, напруга – 14 Вт, швидкість наплавлення – 18–30 мм/с, погонна енергія наплавлення – 31,2 Дж/мм [128].



- а – зразок №1 отриманий методом мікроплазмового наплення;  
 б – зразок №2 отриманий методом електродугового наплавлення;  
 г – зразок №3 отриманий методом СМТ–наплавлення.

Рисунок 3.1 – Зразки, отримані різними методами наплавлення.

Зразки третьої партії пластин ( $120 \times 25 \times 10$  мм і  $150 \times 30 \times 10$  мм) далі, умовно №3 були виготовлені методом СМТ наплавлення, на напівавтоматі Trans Plus Synergic 2700 СМТ з використанням робота MOTOMAN діаметр дроту –  $\varnothing 1,2$  мм, сила струму – 80–40А, напруга – 11–14 Вт, швидкість наплавлення – 20–30 мм/с, погонна енергія наплавлення – 31,2 Дж/мм (1.3).

Візуальний огляд зразків (див. Рис. 3.1) показав, що пластини мають переважно рівну поверхню. Наплавлені шари зразка №1 виступають на висоту не більше 1–2 мм (рис. 1. а), №2 на висоту 0,3–0,5 мм (рис. 1. б), №3 – 1–1,5 мм ширина наплавлених пластин зразків №3 – 10 мм, була отримана з метою показати можливість СМТ–процесу отримувати вузькі поверхні малогабаритних деталей без перегріву. Отримані дані дозволять визначити мінімальний допустимий припуск на механічну обробку.

Кожен з трьох зразків був отриманий на струмах, 75–120 А, – щоб розігріти метал і забезпечити сплав з підкладкою, і 45–100А безпосередньо при наплавленні пластини-імітатора. Електродугова технологія нагріву дозволила

забезпечити високі швидкості наплавлення і мала найвищу продуктивність до 3 кг/год, шляхом глибокого проплавлення і концентрованої дуги. Зразки, СМТ наплавлення, мали продуктивність до 1,5 кг/год [129]. Мікроплазмовий метод наплавлення забезпечує продуктивність до 0,8 кг/год.

На зразках №1, №3 чітко простежуються лінії наплавлених шарів, які можна спостерігати без збільшення. Зразки отримані методом мікроплазмового наплавлення мають більш грубу поверхню, з виступом шарів до 2 мм, що негативно впливає на значення припуску при подальшій механічній обробці. Зразки, отримані електродуговим наплавленням мали, поверхню схожу з литою, наплавлені шари виступали на висоту не більше 0,3 мм, що є найкращим показником якості поверхні в порівнянні з іншими зразками. Даний метод дозволив отримувати деталі з мінімальним припуском на механічну обробку. Зразки отримані, методом СМТ мали висоту шарів 1–1,5 мм, даний припуск, був вище, ніж у зразків №2, однак ці розміри були отримані на вузьких поверхнях. При наплавленні поверхонь довжиною  $\pm 50$  мм СМТ метод дозволив отримувати поверхню з виступами шарів до 0,8 мм.

Згідно з даними кількісного спектрального аналізу хімічний склад зразків отриманих кожним з трьох методів наплавлення відповідає вимогам AWSA5.10 для сплаву AlMg5 (ER5356) і близький до складу сплаву АМг5 по ГОСТ 4784–74 (таб. 3.1).

Таблиця 3.1 – Хімічний склад отриманого матеріалу [129].

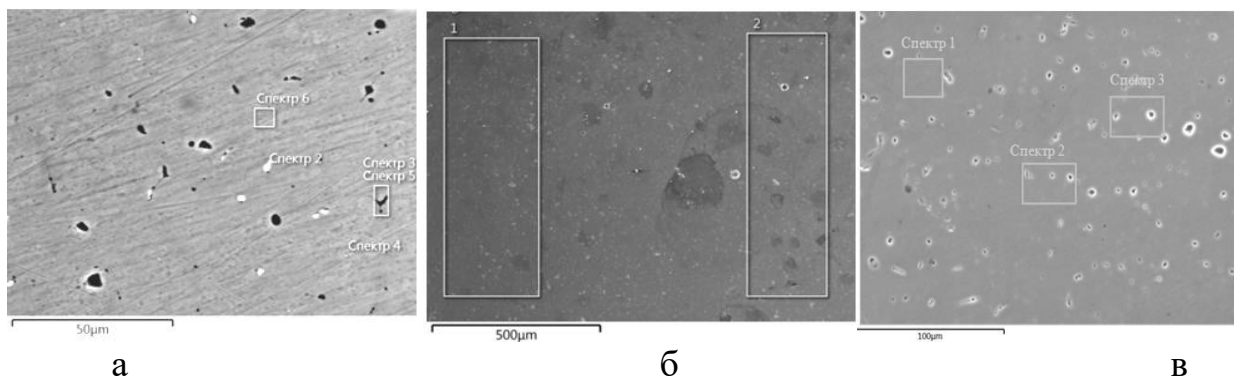
Метод отримання матеріалу	Склад, %				
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
№ 1 Мікроплазмове наплавлення	0,05	0,08	0,03	0,1	4,75
№ 2 MIG–наплавлення	0,04	0,09	0,01	0,09	5,10
№ 3 СМТ–наплавлення	0,02	0,1	0.005	0,17	4,97

## Продвження Таблиці 3.1

Нормы AWS A5.10 для сплава AlMg5(ER5356)	$\geq 0,25$	$\geq 0,4$	0,10	0,05– 0,20	4,5–5,5
Нормы ГОСТ 4784–74 для сплаву АМг5	$\geq 0,5$	$\geq 0,5$	–	0,3–0,8	4,8–5,8

Вигорання хімічних елементів не значне, і проходило за характерними для ливарних процесів механізмами, адже по суті при наплавленні проходили мікроливарні процеси. Для впровадження в серію можна рекомендувати використання дротів з підвищеним вмістом елементів на 2–5%.

Рентгеноспектральний мікроаналіз проводився у випадково підібраних зонах шліфів (див рис. 3.2) і показав, що в матеріалі зразків розподіл хімічних елементів рівномірний між наплавленими шарами. Однак процес СМТ (рис 3.4 б) забезпечив найбільш рівномірний розподіл магнію в порівнянні з іншими зразками.



а – зразок №1; б – зразок №2; в – зразок №3;

Рисунок 3.2–Мікроструктура з позначеними зонами для мікроаналізу

Рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) показав, що в матеріалі зразка отриманого мікроплазмовим наплавленням є концентраційні неоднорідності змісту Fe, Mg, Mn, виявлені за місцем виділення зміцнюючих фаз, що характерно для даного сплаву в деформованому стані (рис. 3.2, 3.3).

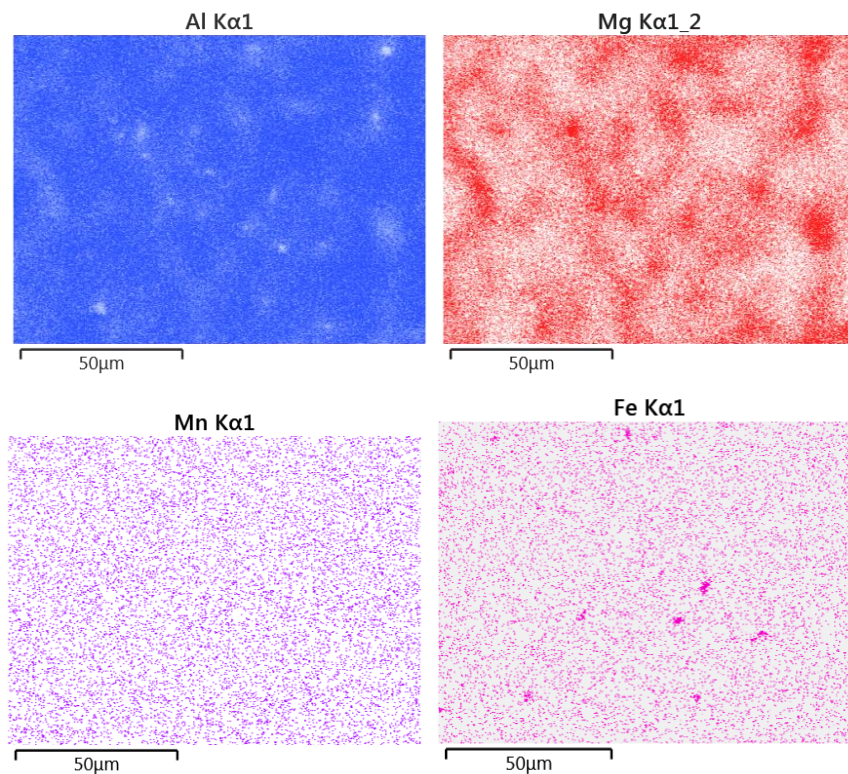
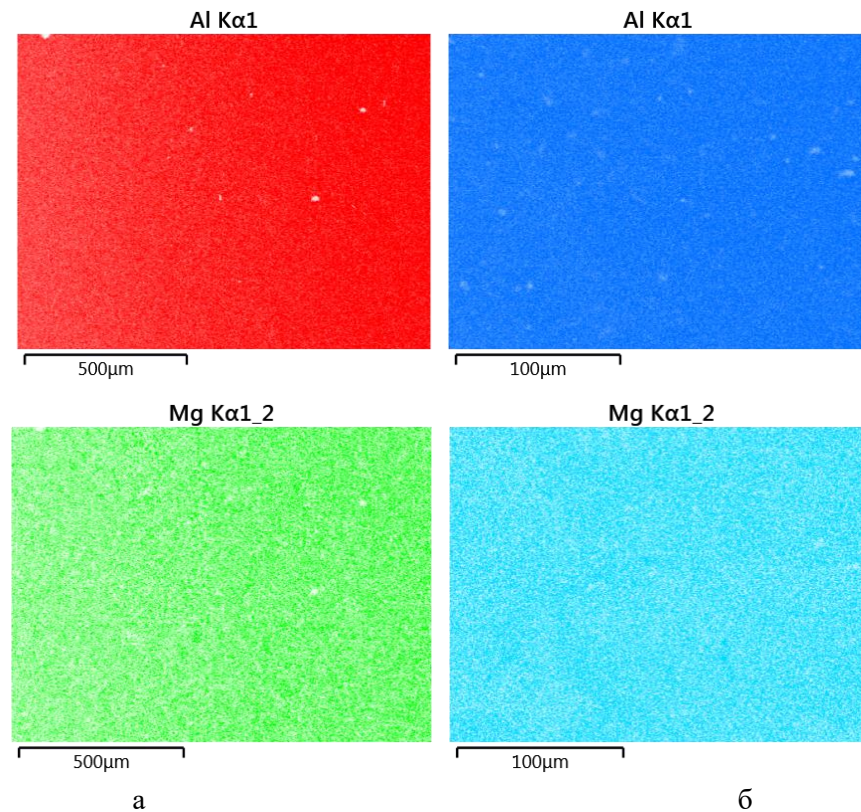


Рисунок 3.3—Електронно–зондовий мікроаналіз, вирощеного методом мікроплазмового наплавлення зі сплаву AlMg5 (зразок №1).

У кожній з трьох партій зразків розподіл хімічних елементів є рівномірним, що підтвердили результати мікроаналізу (табл. 3.2).

Таблиця 3.2 – Кількісний розподіл елементів

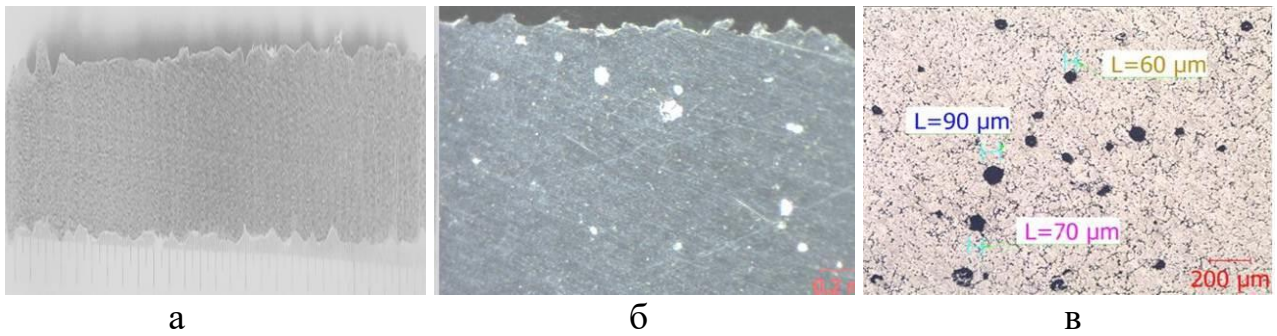
Метод	Зона аналізу	Mg	Al	Mn	Fe
Мікроплазма	Спектр 1	5.19	93.0	0.22	1.53
	Спектр 2	4.72	95.03	0.16	0.09
	Спектр 3	2.55	97.25	0.11	0.09
	Спектр 4	9.81	90.08	0.10	0
	Спектр 5	2.94	96.89	0.13	0.04
MIG	Спектр 1	4,85	95,16	0,10	0,01
	Спектр 2	4,98	95,02	0,01	0,05
CMT	Спектр 1	4,95	95,05	0,03	0,09
	Спектр 2	4,95	95,05	0,02	0,01



а – зразок №2; б – зразок №3.

Рисунок 3.4 – Електронно–зондовий мікроаналіз, вирощеного методом СМТ наплавлення зі сплаву AlMg5 (зразок №1).

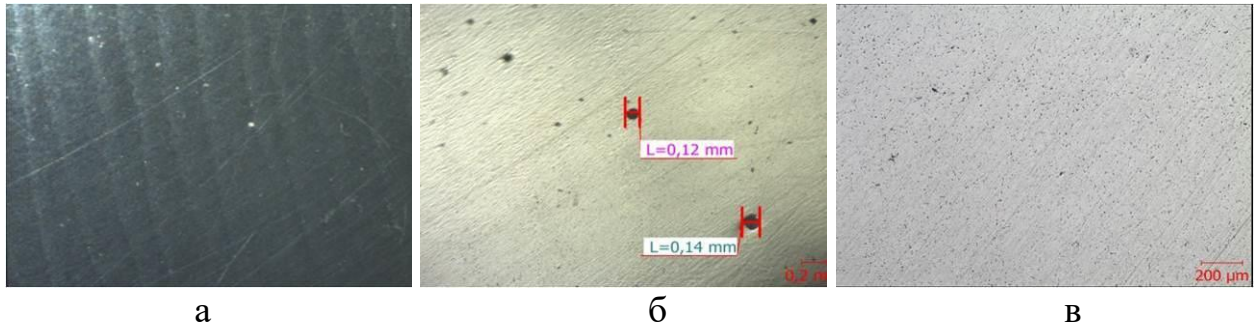
Структура всіх трьох партій зразків досліджувалась на шліфах, виготовлених в поздовжньому і поперечному напрямках відносно ліній сплавлення. В ході аналізу поверхонь шліфів було встановлено, що макроструктура зразка №1 має однорідний матовий фон травлення, без прояву макрозерна і ліній з'єднання наплавлених шарів (рис. 3.5, а). Слід зазначити, що в структурі зразка по всьому перетину мають місце дрібні пори округлої форми  $\varnothing 60 \dots 90$  мкм. (Рис. 3.5, б). Ступінь пористості дорівнює одному балу згідно з ГОСТом 1583–93 [127]. Мікропори не вплинули на значення механічних властивостей сплаву, та не брали участі в процесі руйнування зразків.



а – без збільшення; б – збільшення 6,5х; в – збільшення 50х

Рисунок 3.5 – Структура зразка, отриманого методом мікроплазмового наплавлення.

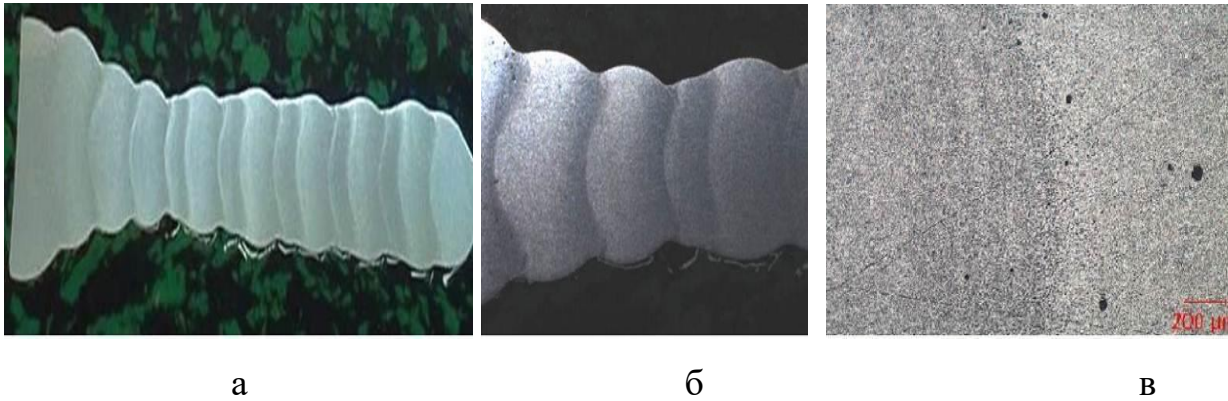
При проведенні металографічних досліджень було встановлено, що в зразку №2 проглядаються наплавлені шари 1,5...2,0 мм з чітким розмежуванням (рис. 3.6, а). За допомогою бінокулярного мікроскопа при збільшенні виявлено, що структура має матовий фон без прояву макрозерна, в окремих частинах зразка виявлені дрібні пори  $\varnothing 12 \dots 14$  мкм, (рис. 3.6, б).



а – без збільшення; б – збільшення 6,5х; в – збільшення 50х

Рисунок 3.6 – Характеристика структури зразків отриманих методом електродугової наплавки, при різних збільшеннях.

У зразках №3, без збільшення наплавлені шари не простежуються, при збільшенні  $\times 6,5$  простежуються наплавлені шари, висота лінії сплавлення складає 0,3–0,7 мм, межа розділу не рівномірна. Дослідженнями на бінокулярному мікроскопі встановлено, що в зразку також проглядаються поперечно спрямовані шари. Присутні дрібні пори 30–50 мкм (рис. 3.7, в).

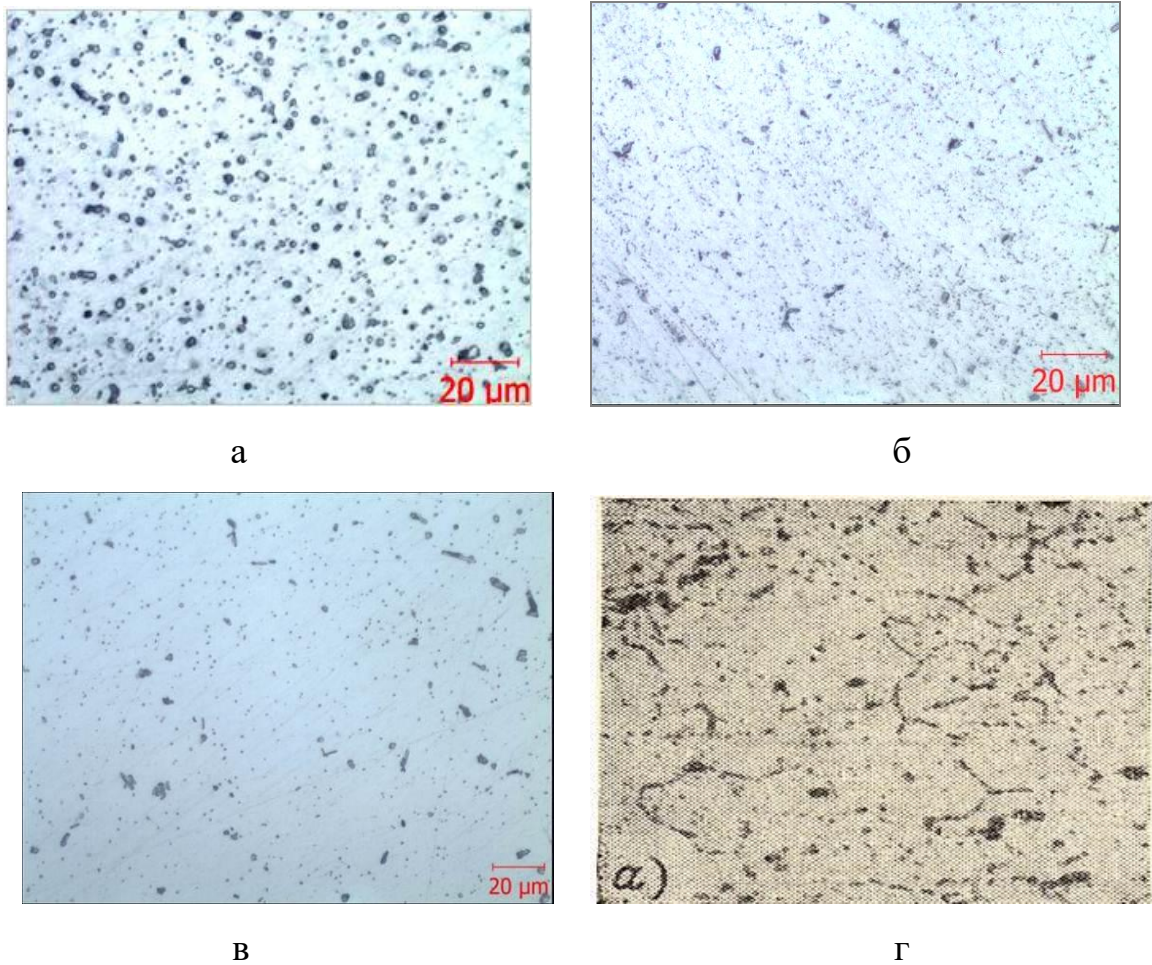


а – без збільшення; б – збільшення 6,5х; в – збільшення 50х  
 Рисунок 3.7–Структура зразків, отриманих методом СМТ наплавлення, при різних збільшеннях.

Мікроструктура, наплавленого методом мікроплазмового наплавлення, зразка №1 неоднорідна по перетину – на поверхні зразка по лінії сплавлення шарів структура металу характерна для перегрітого стану, далі по перетину зразка структура складається з більш дисперсних виділень зміцнюючих фаз в  $\alpha$ -твердому розчині, характерна для сплавів типу AlMg (рис. 3.8, а).

Мікроструктура, наплавленого матеріалу зразка №2 як в зоні лінії сплавляння, так і в шарах ідентична:  $\alpha$ -твердий розчин і зміцнюючі фази, що характерно для сплавів типу AlMg. (Рис. 3.8, б).

Мікроструктура, зразка № 3 як в зоні лінії сплавляння, так і в шарах ідентична: є  $\alpha$ -твердий розчин і зміцнюючі фази, що характерно для сплавів типу AlMg мікроструктура матеріалу зразка ідентична наплавленій пластині та характерна для сплавів типу AlMg (рис. 3.8, г).



а – структура, отримана мікроплазмовим наплавленням  $\times 500$ ;

б – структура, отримана MIG–наплавленням  $\times 500$ ;

в – структура, отримана CMT–наплавленням;

г – структура деформованого алюмінію.

Рисунок 3.8 – Порівняльний аналіз структури досліджуваного сплаву AlMg5 отриманого різними методами вирощування

Значення погонної енергії для зразків, отриманих мікроплазмовим наплавленням було на порядок вище (майже в три рази) ніж для зразків партій №2, №3. Зниження значень погонної енергії, може забезпечити формування структури без прояву перегріву.

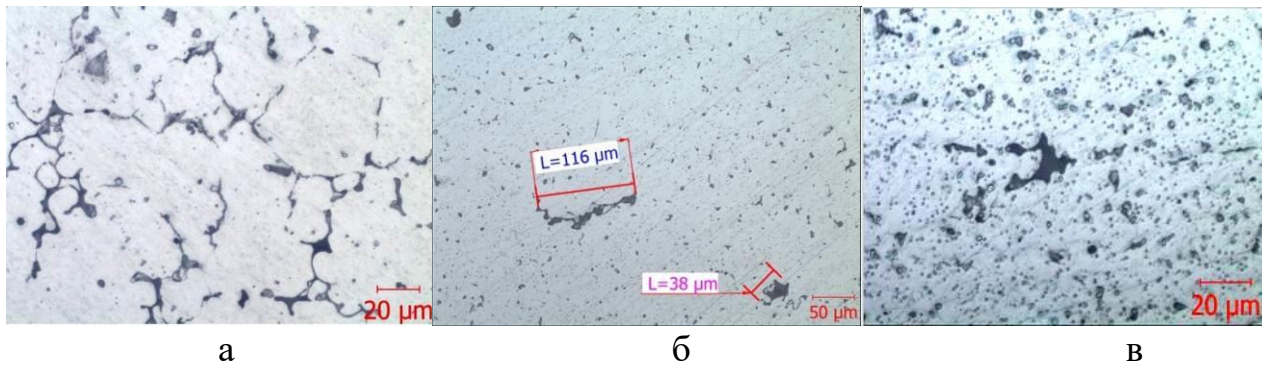
На поверхні зразка №1 виявлена зона перегріву, по лінії сплавлення шарів металу. Структура характерна для перегрітого стану. Встановлено глибина перегрітого шару  $\sim 1,0$  мм (рис. 9, а). У деяких місцях, на поверхні зразка №2



помітні лінії не сплавлення матеріалу досягають довжини до 116 мкм (рис. 9, б).

Розмір зміцнюючих фаз зразків наплавлених мікроплазмовим і електродуговим джерелом нагрівання менше, ніж у зразків, вирощених СМТ методом, що дозволило забезпечити для зразків №1,2 більші значення механічних властивостей. Кількість зміцнюючих фаз в кожному зі зразків знаходяться, приблизно на одному рівні.

Для методів вирощування, є характерними ті ж дефекти, що і для інших металургійних процесів. При проведенні дослідження у вирощених зразків виявлені такі дефекти як: пори, перегрів, шлакові включення (рис. 3.9).



а – мікроплазма 500х; б – MIG 200х; в – СМТ 500х

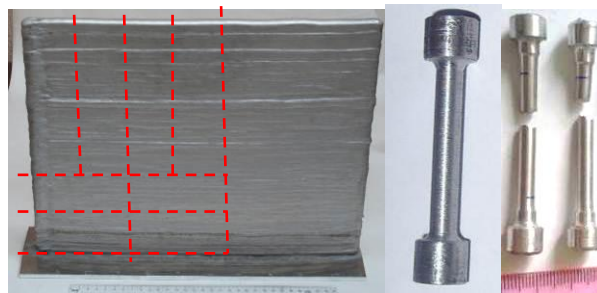
Рисунок 3.9 – Мікроструктура зразків, вирощених різними методами з характерними дефектами

В ході аналізу структур (на рис. 3.1 – 3.8) досліджуваного сплаву AlMg5 було виявлено, що магній зустрічається у вигляді евтектичних прожилок з тонким диференціюванням, тобто з сильною розгалуженістю і малими розмірами вкраплень евтектики Al + Mg або компактних включень з округлими межами. На відміну від інших фаз ці кристали зберігають світло-сіре забарвлення при будь-яких режимах травлення. Така закономірність характерна для всіх типів вирощування (див. Рис. 3.8) [128].

Рівноважна розчинність магнію в алюмінії складає близько 2%. Виділення надлишкової фази в цьому випадку еквівалентно тому, що відбувається в сплавах зміцнених старінням, але з негативним ефектом для властивостей

сплаву. Виділення часток відбувається повільно при кімнатній температурі, але прискорюється з підвищенням температури або, якщо сплав піддавався інтенсивній холодній пластичній деформації. Це явище робить сплав схильним до деяких типів міжзеренної корозії, наприклад, корозії під напругою, або погіршення механічних властивостей в ході експлуатації при підвищених температурах [130].

З метою визначення ряду експлуатаційних властивостей наплавленого сплаву, були проведені механічні випробування вироцених пластин і перевірені на розривних зразках, виготовлених вздовж і поперек наплавлених шарів в початковому стані (рис. 3.10). Значення механічних характеристик представлені в табл. 3.3.



--- лінія вирізки

а

б

в

а – приклад пластини вироцених під виготовлення зразків в різних напрямках;

б – зразок циліндричного типу; в – зразок після проведення механічних випробувань.

Рисунок 3.10 – Фото зразків для досліджень стандартних механічних випробувань

Таблиця 3.3 – Механічні властивості вироцених матеріалів.

Джерело нагріву	Умовне позначення зразка	Напрямок вирізки	Механічні властивості		
			$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Мікроплазмове наплавлення	1.1	поперечне	277	148	29,2
	1.2		285	149	30,0
	1.3		283	154	30,4

Продовження Таблиці 3.3.

Мікроплазмове наплавлення	1.4	повздожнє	269	162,7	12,4
	1.5		276	173,2	17,6
	1.6		253	139	11,6
	Середнє значення	–	274	154	25,2
Електродугове наплавлення	2.1	поперечне	270	132	34,0
	2.2		270	126	24,0
	2.3		270	151	28,0
	2.4	повздожнє	240	120	16,0
	2.5		269	140	24,0
	2.6		268	131	20
	Середнє значення	–	264	133	24,3
СМТ наплавлення	3.1	поперечне	267	123	15,2
	3.2		270	129	14,4
	3.3		268	139	14,0
	3.4	повздожнє	266	119	13,0
	3.5		260	117	13,0
	3.6		257	120	12,8
	Середнє значення	–	261	124,5	13,7
Норми ГОСТ 17232–99		–	≥270	≥120	≥13,0
Норми EN ISO 18273		–	250	120	8

Результати механічних випробувань показали, що 90% зразків, отриманих кожним з трьох методів наплавлення, відповідають нормам EN ISO 18273 для алюмінієвих сплавів AlMg5. Значення механічних властивостей, наплавлених зразків приблизно на 10% нижче ГОСТ 4784–74 [129] для деформованих плит (табл. 3.3).

Для матеріалу, отриманого кожним з методів характерно те, що зразки, вирізані поперек наплавлених шарів, мають вищі показники механічних властивостей ніж ті, що були вирізані поздовжньо. Як видно з даних табл. 3.3 і рис. 3.6, зразки, отримані методом мікроплазмового наплавлення, мають найвищі показники міцності, відносного подовження й плинності. Показники значень міцності й плинності зразків отриманих методом СМТ на менше ніж 10%, а значення відносного подовження нижче на 40% ніж у зразків, вирощених мікроплазмовим і електродуговим наплавленням (див. табл. 3.3).

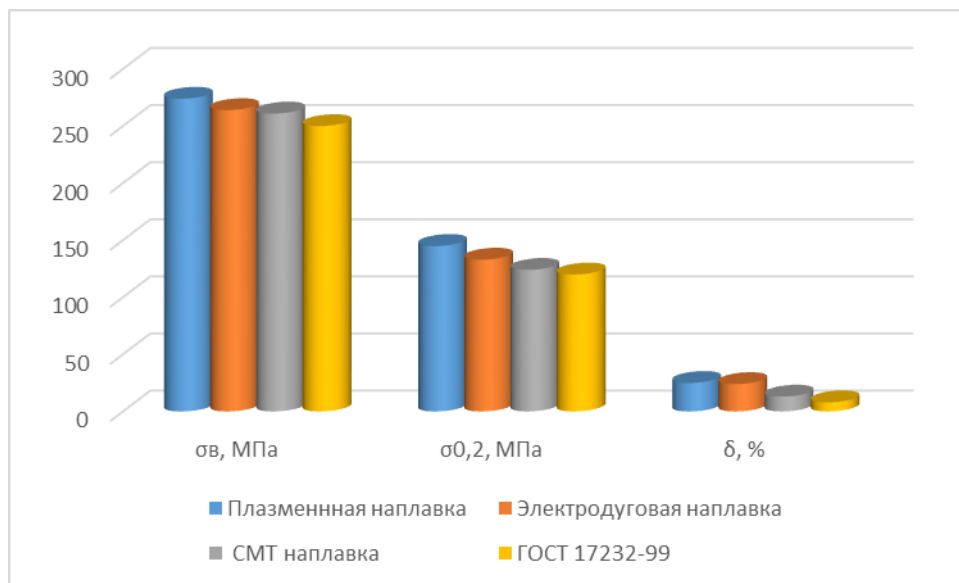


Рисунок 3.11 – Порівняльний аналіз механічних властивостей матеріалів.

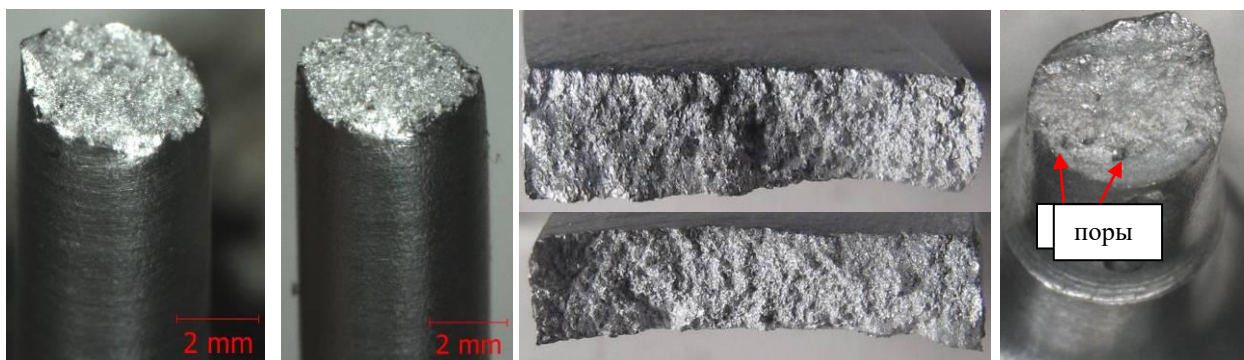
З результатів аналізу рис. 3.6 видно, що зразки № 2 мають значення міцності вище, ніж зразки № 3, але нижче ніж № 1. Показники плинності й відносного подовження нижче, ніж у зразків № 1, 3. Низьке значення механічних властивостей для зразка №1.6 можна пояснити наявністю мікропор в зламі зразка (рис. 3.15). Зразки, отримані методом мікроплазмового наплавлення, мають найвищі значення механічних властивостей, попри наявність мікропор в деяких частинах зразків. Лінії з'єднання наплавлених шарів не простежуються в перерізі зразків отриманих методом мікроплазмового наплавлення, що говорить про глибоке проплавлення матеріалу[130].

На поверхні зразка №1 присутня лінія перегріву, яка залягає на глибину до 1 мм, що можна пояснити тим, що кожний наступний нанесений шар відпалює

попередній. Це так само могло стати причиною підвищених механічних властивостей для зразків №1 (механічні випробування проводилися на зразках, виготовлених з матеріалу, що знаходиться нижче зони перегріву). Якщо коригування режимів не дозволить усунути цю особливість процесу, то глибину залягання перегрітого шару слід враховувати при введенні операції механічної обробки.

Вирощені електродуговим наплавленням зразки мають мінімальну, в порівнянні з іншими зразками пористість, до 14 мкм, що позначилось на значеннях механічних властивостей і загальній якості структури, що є характерною для сплавів AlMg5, але з чітким проявом наплавлених шарів[131].

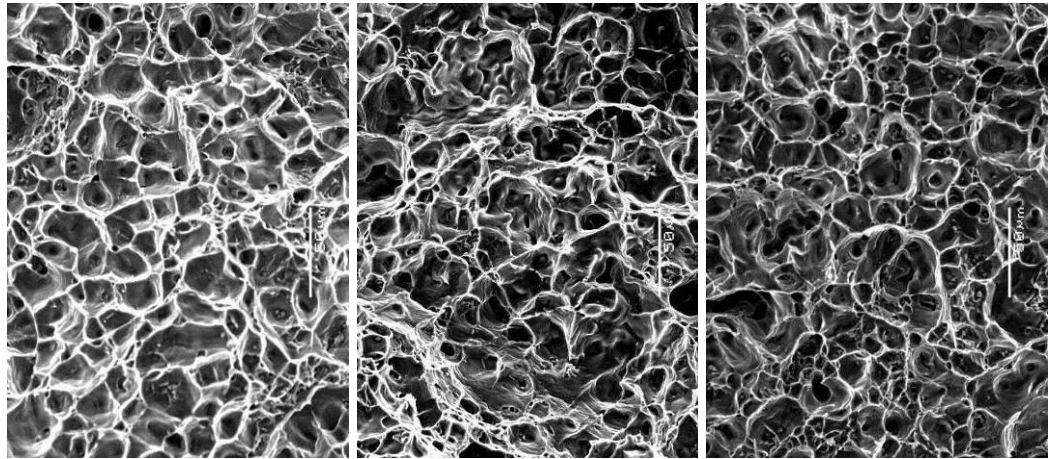
Знижені, в порівнянні з іншими зразками, механічні властивості, матеріалу, вирощеного методом СМТ можна пояснити наявністю мікропор до 30 мкм. Слід зазначити, що метод СМТ дозволяє вирощувати вироби шириною до 10 мм, без прояву перегріву металу і з якісною структурою металу. Отримання таких вузьких поверхонь електродуговим і мікроплазмовим наплавленням є проблематичним, оскільки наплавлений метал може, перегріватися і стікати. При мікроаналізі розривного зразка №3 так само виявлені неспалення  $\varnothing 16 \dots 61$  мкм (рис. 3.12 г).



а – №1, б – №2, в – №3, г – з порами

Рисунок 3.12 – Фактографія поверхні руйнування зразків для механічних випробувань без збільшення[131].

У процесі аналізу фрактограм поверхні руйнування центральної частини зразків була виявлена наявність бороздок в'язкої течії металу, що характерно для алюмінієвих сплавів типу АМг (рис. 3.13).



а

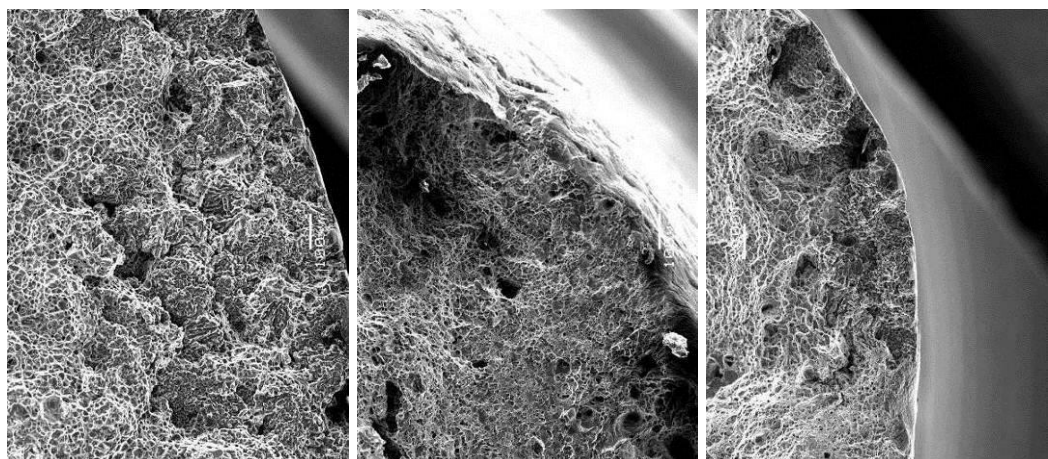
б

в

а – зразок №1; зразок №2; зразок №3.

Рисунок 3.13–Фрактографії зламів зразків після випробувань x200.

На рис. 3.13, дисперсність фасеток пов'язана з дисперсністю вихідної мікроструктури, крім фасеток були виявлені світлі гребені які сформувалися в процесі пластичної деформації та руйнуванні алюмінієвої матриці. При руйнуванні виявлені ямки – компактні частки кремнієвої фази, розмір ямок був пов'язаний з розміром кремнієвих часток і з пластичністю матриці.



а

б

в

а – зразок №1; зразок №2; зразок №3.

Рисунок 3.14–Фрактографії зламів зразків після випробувань x100.

На рис. 3.14 показані фрактограми поверхні руйнування зразків поблизу краю. Аналіз даних рис. 3.13, 3.14 показав, що на поверхні поблизу краю є скупчення пір. Однак видимі пори не брали участі в руйнуванні зразка. Встановлено, що фрактограми мають добре виражений ямковий рельєф, який свідчить про високу мікропластичність, але при цьому присутні елементи відколу, гладкі безструктурні ділянки, що характеризують невисоку працездатність металу. Добре виражений однорідний ямковий рельєф зламу, така характеристика фрактограм є типовою для литого сплаву AlMg [131].

### 3.2 Склад, структура і властивості сплаву AlSi5 вирошеного адитивними методами наплавлення

Партія зразків №1 (250x200x13) мм була виготовлена методом електродугового наплавлення: захисний газ – аргон, витрата – 12 л/хв., сила струму –  $I = 75\text{--}60\text{A}$ , напруга –  $U = 14\text{ Вт}$ , швидкість наплавлення –  $V = 15\text{--}25\text{ мм/с}$ ; виліт дроту – 20 мм, діаметр –  $\varnothing 1,2\text{ мм}$  (рис. 3.15, а).



а

б

в

а – методом електродугового наплавлення;

б – методом мікроплазмового наплавлення;

в – методом СМТ наплавлення.

Рисунок 3.15–Характерний зовнішній вигляд зразків вирошених різними методами.

Партія зразків №2 (300x250x8) мм була виготовлена методом мікроплазмового наплавлення в середовищі аргону – 8 л/хв, сила струму – 60–50А, напруга –  $U = 12\text{Вт}$ , швидкість наплавлення – 18–30 мм/с, виліт дроту – 20 мм, діаметр дроту AlSi5 (ER4043) –  $\varnothing 1,2$  мм (рис. 3.15, б).

Партія зразків №3 (300x50x8) мм була виготовлена методом СМТ наплавлення, захисний газ аргон, витрата – 8 л/хв, сила струму – 100–40А, напруга –  $U=16$  Вт, швидкість наплавлення –  $V = 20\text{–}30$  В; виліт дроту – 20 мм, діаметр –  $\varnothing 1,2$  мм.

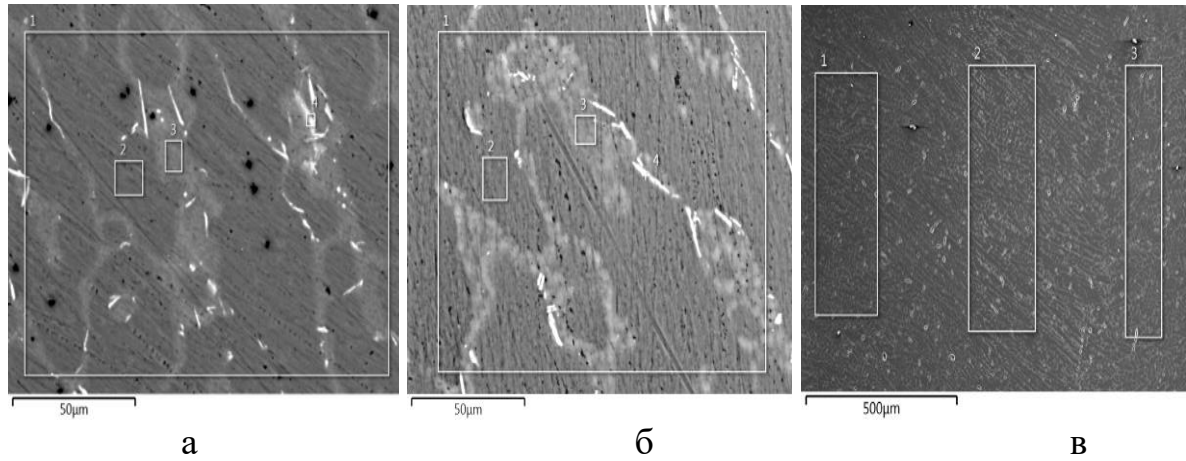
Візуальний огляд показав, що пластини мають переважно рівну та гладку поверхню. Наплавлені шари пластин вирощених електродуговим наплавленням виступають на висоту не більше 0,2–0,5 мм (рис.3.15 в). Вирощені методом СМТ 0,5–1,5 мм.

Відповідно даним кількісного спектрального аналізу хімічний склад зразка відповідає вимогам AWSA5.10 і ISO 18273 для сплаву AlSi5 (табл. 3.4).

Таблиця 3.4 – Результати рентгенно–емісійного спектрального аналізу.

Найменування продукції	Хімічний склад %							
	Компоненти сплаву				Допустимі включення			
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Зразок 1	основа	5,45	0,16	0,01	0,01	0,01	0,01	0,014
Зразок 2	основа	5,43	0,19	0,03	0,09	0,07	0,06	0,07
Зразок 3	основа	4.92	0.18	0.02	0.09	0.01		
ISO 18273 для сплаву AlSi5	основа	4,5– 6,0	0,6	0,30	0,15	0,20	0,10	0,15





а – №1;  
 б – №2;  
 в – №3.

Рисунок 3.16–Мікроструктура с зонами розподілення елементів на площізразків (x500).

Як і для сплаву AlMg5 зразки, вирощені методом СМТ наплавлення, мають більш рівномірний розподіл легувальних елементів на поверхні шліфа, в порівнянні з матеріалом отриманим методом електродугового і мікроплазмового наплавлення (рис. 3.15– 3.17).

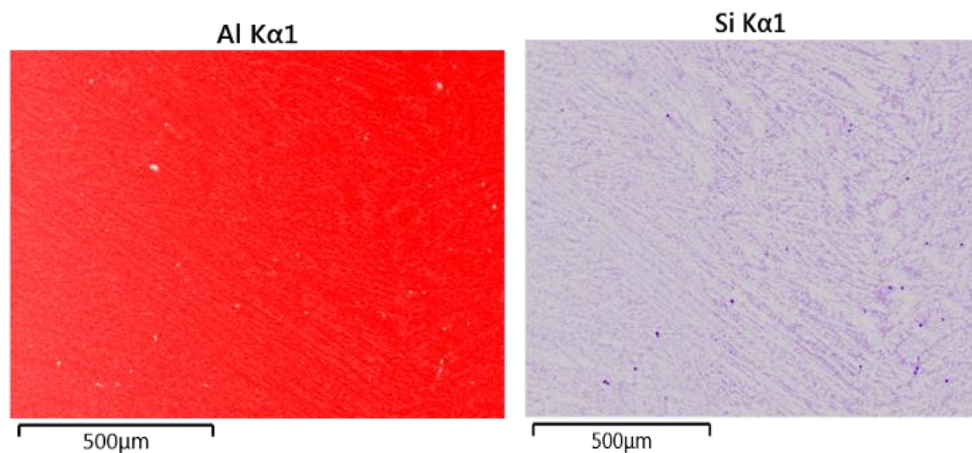


Рисунок 3.17 – Результати електронно–зондового мікроаналізу в Al і Si випромінюванні сплаву AlSi5, вирощених методом СМТ.

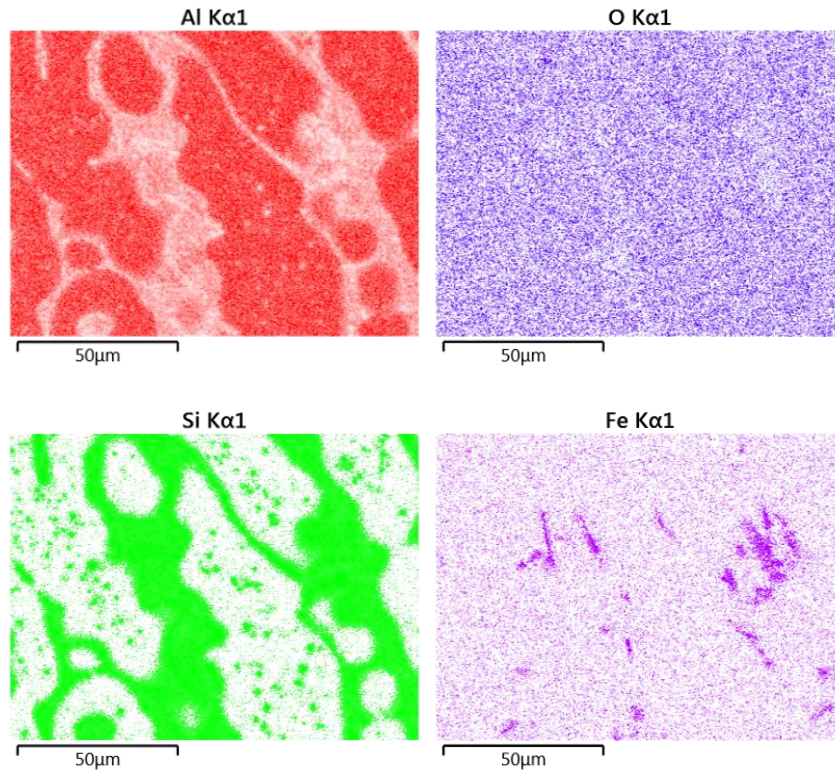


Рисунок 3.18– Результати електронно–зондового мікроаналізу в Al і Si випромінюванні AlSi<sub>5</sub>, вирощених методом електродугового наплавлення.

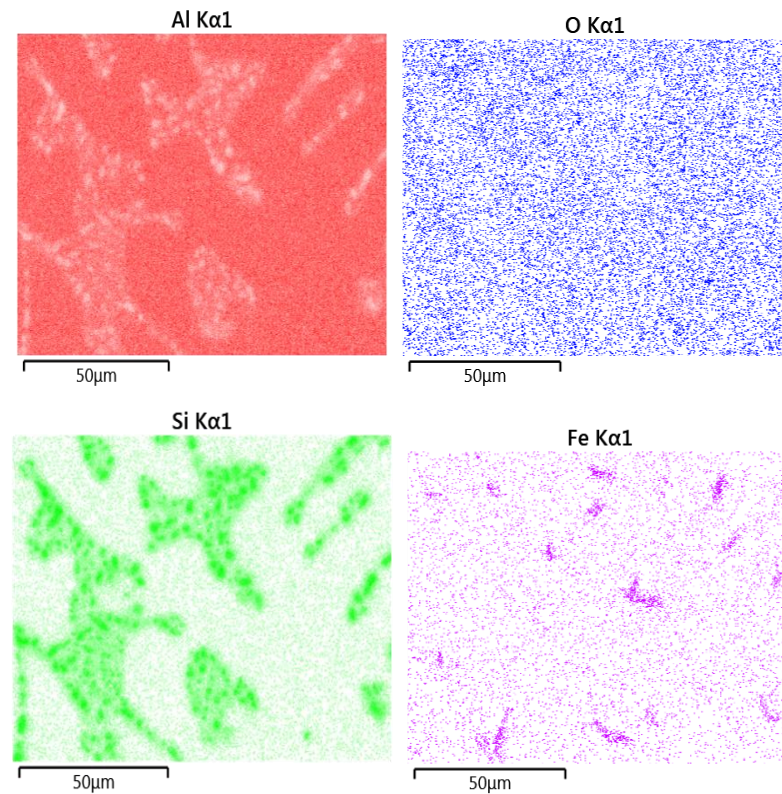


Рисунок 3.19 – Результати електронно–зондового мікроаналізу в Al і Si випромінюванні AlSi<sub>5</sub>, вирощених методом мікроплазмового наплавлення.

Проведення аналізу кількісного розподілу Al і Si елементів в зразках дослідних сплавів (табл. 3.5) дозволило встановити, що найбільш рівномірний розподіл в досліджуваних діапазонах по площі досліджуваного шліфа досягнуто при СМТ- наплавленні. Це можна пояснити мінімальним градієнтом температур при пошаровому вирощуванні.

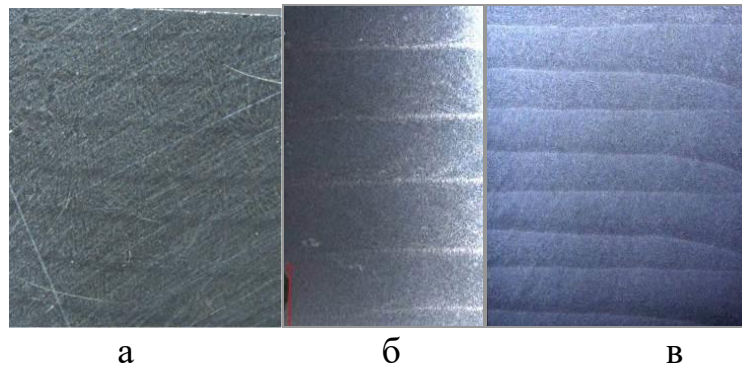
Таблиця 3.5 – Кількісний розподіл елементів.

Метод наплавлення	Зона аналізу	Елемент, вага. %	
		Al	Si
MIG	Спектр 1	89,64	7,87
	Спектр 2	95,93	1,49
	Спектр 3	78,43	19,31
Мікроплазмове наплення	Спектр 1	90,08	8,55
	Спектр 2	96,69	6,94
	Спектр 3	95,52	5,40
СМТ	Спектр 1	93.34	6.66
	Спектр 2	93.04	6.96
	Спектр 3	93.01	6.99

Сплав AlSi5 є термозміцнюючим, тому пластини проходили термічну обробку по режиму Т0 – Т5 для сплаву Al15, (гартування 525 С° 3 – 4 години, старіння 175 С° 5 – 7 годин охолодження на повітрі) [130]. Після чого з пластин виготовляли зразки для металографічних і механічних випробувань. Оглядом за допомогою бінокулярного мікроскопа в зламах розривних зразків ум. №1 дефекти металургійного походження не виявлені.

Макро-, мікроструктура була перевірена на шліфах, виготовлених в напрямку поперек ліній сплаву.

Візуальний огляд показав, що в макроструктуру зразка виявляються наплавлені шари шириною ~ 0,5...2,0 мм з чіткою межею поділу, без прояву макрозерна, дефекти металургійного походження не виявлені. Результати даних досліджень наведені на рис. 3.20.



а – методом електродугового наплавлення;

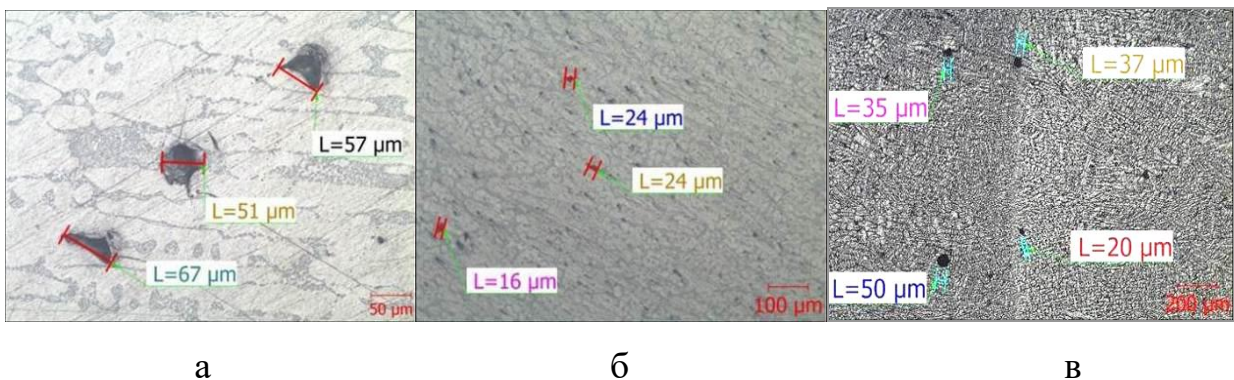
б – методом мікроплазмового наплавлення;

в – методом СМТ наплавлення.

Рисунок 3.20 – Макроструктура наплавлених зразків  $\times 6,5$ .

Аналізом даних рис. 3.20 встановлено, що найменший розмір наплавлених шарів має матеріал, отриманий методом електродугового наплавлення 0,5–0,7 мм.

Для методів вирощування, є характерними ті ж дефекти, що і для інших металургійних процесів (як показали результати досліджень вище). При проведенні дослідження у вирощених зразків виявлені дефекти (рис. 3.21): газові пори, перегрів, не сплавлення у вигляді шлакових включень.



а – методом електродугового наплавлення ( $\times 200$ ); б – методом мікроплазмового наплавлення ( $\times 100$ ); в – методом СМТ наплавлення ( $\times 200$ ).

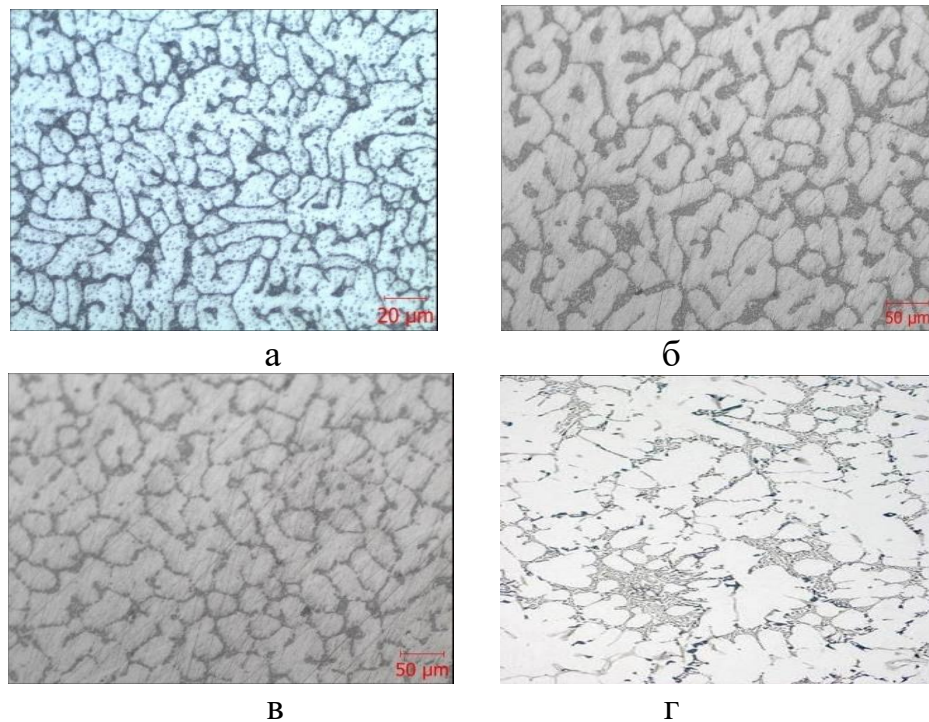
Рисунок 3.21 – Мікроструктура наплавлених зразків з дефектами.

Мікроаналізом в зразку отриманим електродуговим наплавленням виявлені мікропори  $\varnothing 20 \dots 60$  мкм округлої форми. Мікроплазмове наплавлення

дозволяє отримувати метал з порами менших розмірів, що видно на рис. 3.21. Це пояснюється високим тепловкладанням у метал при наплавленні. На зразках СМТ-наплавлення, виявлено пори від 16 мкм, до 25 мкм. Менші розміри пор можна пояснити тим, що СМТ-наплавлення, є модернізованим процесом електродугового наплавлення, а отже, при нарощуванні відбуваються ідентичні електродуговому наплавленню процеси формування структури, однак з меншим теплопоглинанням. Це пояснюється різницею в розмірах пор (див. рис. 3.21). Мікроструктура матеріалу зразка як в зоні лінії сплавляння, так і в шарах ідентична: дендрити  $\alpha$ -твердого розчину та евтектика кремнію, структура відрізняється від структури литих силумінів більш дисперсною будовою дендритів  $\alpha$ -твердого розчину. Менший розмір дендритів можна пояснити тим, що обсяг розплавленого металу невеликий і наносився пошарово, що призвело до більшої швидкості кристалізації, і сприяло формуванню більш дрібної дендритної структури (рис. 3.22).

Діаграма стану AlSi [8] є базовою для всіх силумінів. Ця діаграма має простий евтектичний характер. Евтектика Al-Si кристалізується при  $577^{\circ}\text{C}$ . Розчинність кремнію сильно залежить від температури. Аналіз діаграми дозволив встановити, що найширший діапазон механічних властивостей забезпечується термічною обробкою. Оптимальним видом термічної обробки для досліджуваного сплаву є, так звана, T5, що складається з гарту і старіння.

Гартування призводить до суттєвих змін в структурі через розчинення не рівновісного надлишку фаз евтектичного походження, збільшується легування Al твердого розчину. Змінюється морфологія фаз кристалізаційного походження. Особливо важливим є принципова зміна структури евтектики. В процесі витримки відбувається фрагментація монокристалів кремнію всередині кожної колонії та подальша коагуляція. В результаті після гарту на місці колишніх евтектичних колоній виникає безліч компактних кристалів кремнію[135].



а – електродугове наплавлення; б – СМТ наплавлення;  
в – мікроплазмове наплавлення; г – лита структура.

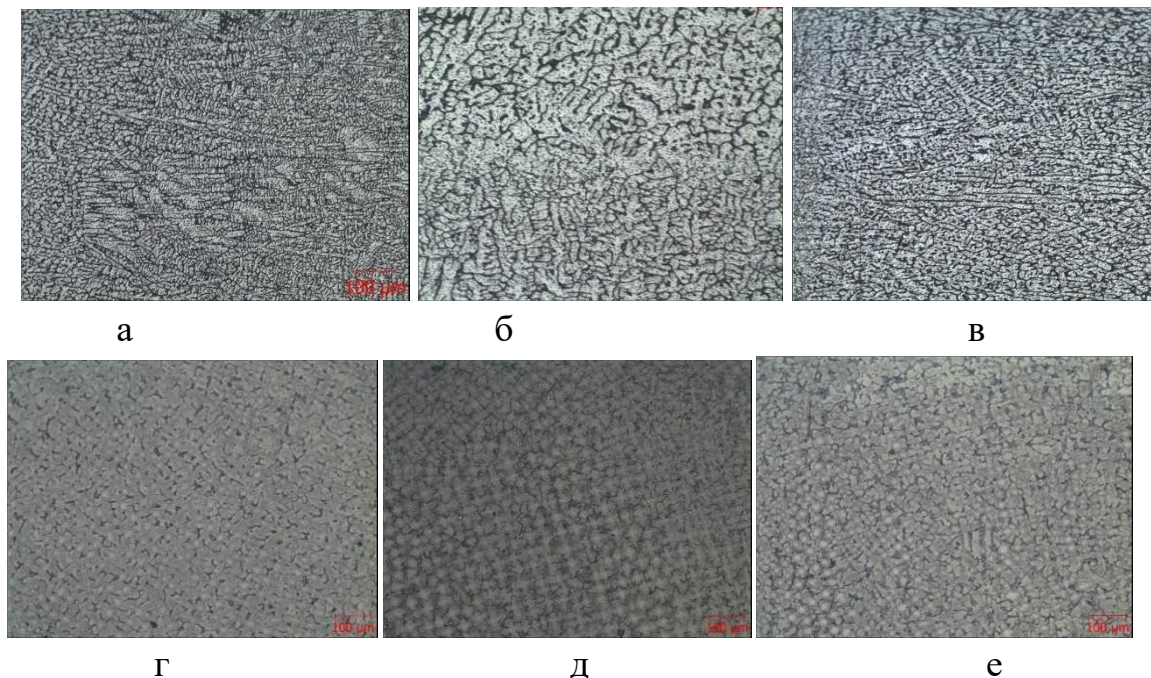
Рисунок 3.22 – Мікроструктура вирощених зразків  $\times 200$ .

Високе вихідне легування твердого розчину алюмінію дозволяє варіювати температуру і час старіння після гарту, що дозволяє отримувати широкий діапазон властивостей. Термічна обробка T5 сприяє підвищенню міцності.

В процесі нагрівання при температурі вище  $500^{\circ}\text{C}$  є тенденція до сфероїдизації кремнію, особливо при високій дисперсності вихідної литої структури. При досягненні глобулярної форми кремнію досягаються кращі механічні властивості. При старінні відбувається випадання кремнію з твердого розчину, проте зміцнювальний ефект не великий. Вплив методу литва визначається головним чином на швидкості кристалізації та пов'язаною з нею дисперсністю структури. При повільній швидкості дендритні осередки АЛ твердого розчину і кристали надлишкових фаз в металі проявляються помітно менше і більш розгалуженими, ніж кристали кремнію та інших фаз в заевтектичних колоніях. Тонко диференційована мікроструктура зумовлює найвищий рівень механічних властивостей.

Основними структурними складовими є дендрити алюмінієвого твердого розчину та алюмінієво-кремнієва евтектика Si + Al, остання при зменшенні вмісту кремнію в сплаві набуває все більш чітко виражений характер виродженої евтектичної структури: відростки евтектичного кремнію ростуть в міжгілчастих ділянках, а евтектичних твердий розчин алюмінію нашаровується на гілках первинних дендритів [133].

З огляду на проведення термічної обробки на сплав, проводили дослідження структури після ТО. Встановлено підвищення дисперсності структури (рис. 3.23).



а – методом електродугової наплавки; б – методом мікроплазмової наплавки; в – методом СМТ наплавлення.

Рисунок 3.23 – Мікроструктура зразків до. (а, б, в,) і після (г, д, е) термообробки  $\times 100$ .

Як видно з рис. 3.22 і 3.23, проведення термообробки (гарт-старіння) призвело до зменшення відстані між гілками дендритів, а також до розподілу і зміни форми заевтектичного силуміну на більш дрібну й округлу, що позначилось на механічних властивостях, значення міцності та пластичності підвищилися. Результати механічних випробувань наведені в табл. 3.6.

Таблиця 3.6 – Механічні властивості вирошеного AlSi5 сплаву.

Метод наплавлення	Стан	Умовне найменування	Напрямок вирізки	Механичні властивості			
				$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ %
Електродугове наплавлення	Без ТО	1.1	прод.	118	55	20,0	43,1
		1.2		118	73	20,8	43,8
		1.3		110	63	15,8	8,6
		1.4	попер	120	76	20,4	38,8
		1.5		117	72	20,0	34,4
		1.6		143	81	16,0	33,9
	Гарт 525 °C Старіння 175° C	прод	1.7	127	82	27,2	41,7
			1.8	125	82	25,2	39,8
			1.9	124	56	26,0	38,3
		попер	1.10	138	85	20,4	28,6
			1.11	131	79	24,0	36,0
			1.12	135	81	22,1	29,3
Мікроплазмове наплавлення	Без ТО	2.1	прод	124	72	21,6	32,8
		2.2		124	73	28,4	37,4
		2.3		124	69	22,8	36,8
		2.4	попер	128	72	21,2	14,0
		2.5		123	76	23,2	20,0
		2.6		124	73	25,5	18,1
	Гарт 525 °C Старіння 175° C	прод	2.7	127	73	28,4	12,7
			2.8	127	74	27,6	12,7
			2.9	117	59	5,0	11,7
		попер	2.10	133	85	26,0	13,3
			2.11	129	81	22,8	12,9
			2.12	126	56	26,5	12,6



Продовження табл. 3.6

СМТ- наплавлення	Без ТО	3.1	прод	169	103	17,8	8,4
		3.2		169	119	16,0	8,0
		3.3		168	119	16,4	7,9
		3.4	попер	113	35	6	9,4
		3.5		179	100	10	6,0
		3.6		193	118	11,0	6,0
	Гарт 525 °C Старіння 175° C	прод	3.7	180	122	12,0	3,3
			3.8	178	124	18,0	5,0
			3.9	176	126	16,0	4,8
		попер	3.10	191	129	12,0	6,0
			3.11	189	130	12,0	6,0
ISO 18273 для сплаву AlSi5				120	40	8,0	

Аналіз даних табл. 3.6 дозволив встановити відповідність механічних властивостей сплаву нормам ISO 18273 для сплаву AlSi5. Зниження властивостей в зразках (1.3, 2.9, 3.4) можна пояснити накопиченням пор округлої форми  $\varnothing 20 \dots 60$  мкм, що підтвердили металографічні дослідження. Зразки, отримані методом СМТ мають найвищі значення межі міцності, середнє значення  $\sigma_B = 185$  МПа. Найвищі значення відносного подовження мають зразки вирощені електродуговим наплавленням в середовищі суміші гелій-аргон  $\delta \approx 26\%$ .

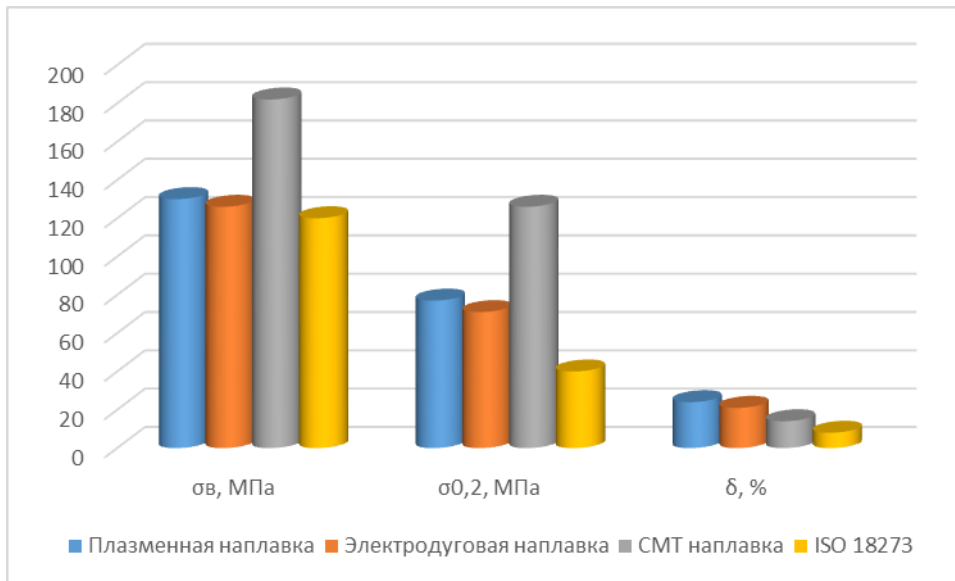
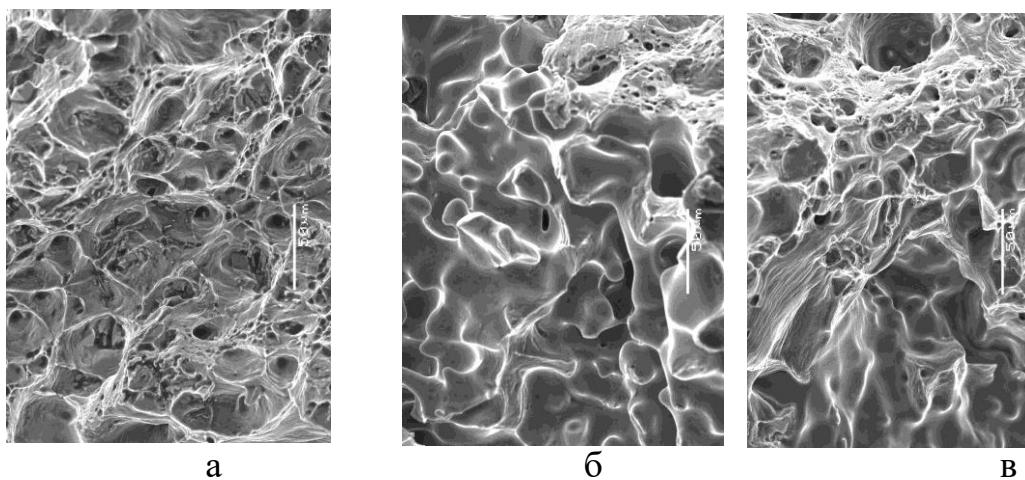


Рисунок 3.24 – Порівняльний аналіз механічних властивостей матеріалів.

Макроаналізом зламів було встановлено відсутність осередків зародження декількох фронтів руйнування. Це підтвердили результати фактографічного аналізу поверхонь руйнування зразків (рис. 3.25).



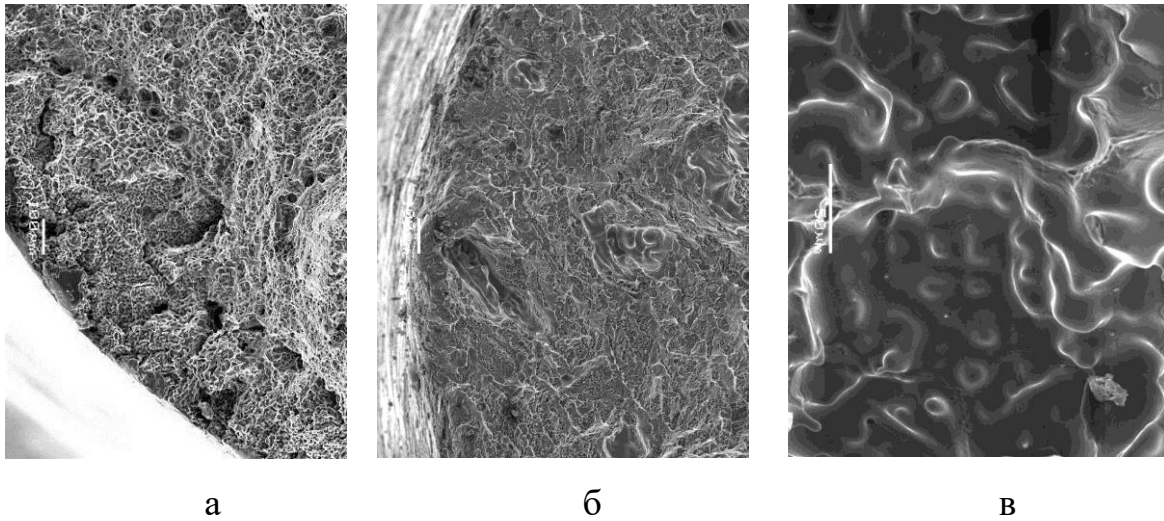
а – зразок №1; зразок №2; зразок №3.

Рисунок 3.25–Фрактограми зламів зразків після випробувань (x200).

Аналіз фрактограм поверхні руйнування в центральній частині зразків показав наявність в'язкого косого зламу. Фрактограми містять однорідні дрібні ямки з витягнутими краями, що характеризує високу мікропластичність[135].

З даних рис. 3.25 видно, що на всіх зразках присутній ямковий рельєф – показник високої здатності до мікропластичної деформації, дрібні ямки округлої форми скоси на зразках 1, 2 майже відсутні. На рис. 3.26 показані

фрактограми поверхні руйнування зразків поблизу краю.



а – зразок №1; зразок №2; зразок №3.

Рисунок 3.26– Фрактограми зламів зразків після випробувань (x100).

Аналіз даних рис. 3.25 показав, що на поверхні поблизу краю є скупчення пор. Однак, видимі пори не беруть участь у руйнуванні зразка. Матеріал має більшу в'язкість не залежно від великого змісту скосів в загальній поверхні руйнування.

Для обох сплавів  $AlSi5$ ,  $AlMg5$  мали місце поодинокі зразки з оплавленими осями дендритів, а також міжзернове руйнування (на фрактограмах не наведено).

### 3.3. Прогнозування доцільності вдосконалення існуючих методів наплавлення алюмінієвих сплавів

На основі даних отриманих в процесі дослідження трьох методів наплавлення алюмо-кремнієвого сплаву  $AlSi5$  і алюмо-магнієвого сплаву  $AlMg5$  були отримані результати хімічних, механічних та структурних властивостей сплаву. Окрім вищезазначених даних, важливим фактором при впровадженні у виробництво, є продуктивність методів наплавлення.

Продуктивність виражається у швидкості наплавлення, розмірі наплавленого валика, тобто кількості нанесеного розплавленого металу за певний проміжок часу (кг/год) без виникнення дефектів у металі, та без порушення стабільності процесу. Для плазмового методу наплавлення така продуктивність складає 0,8 кг/год, для СМТ-методу – 1,2 кг/год, для електродугового методу наплавлення 3 кг/год [136].

Важливу роль при отриманні заготовлі методами пошарового наплавлення відіграє геометрія виробу – висота виступу наплавлених шарів чи товщина отриманих стінок. Оскільки значення даних параметрів напряму впливає на розмір та масу майбутньої заготовки й значення припуску яке буде задаватися під наступну механічну обробку.

Загальні дані для двох сплавів отриманих в результаті дослідження наведені у таблиці 3.4.

Таблиця 3.4 – Загальні дані дослідження методів наплавлення

Методи наплавлення	Сплав	Геометрія поверхні мм	Механічні властивості		Продуктивність кг/год
			$\sigma_B$ МПа	$\delta$ %	
Плазмове наплавлення	AlSi5	2,7 – 3	128	23	1
	AlMg5	2 – 2,5	275	15	0,8
СМТ наплавлення	AlSi5	1 – 1,3	178	18	1,5
	AlMg5	1,3 – 1,5	270	20	1,2
Електродугове наплавлення	AlSi5	0,2– 0,5	132	25	3,2
	AlMg5	0,3 – 0,5	270	20	3

Таким чином, комплексом проведених досліджень встановлено, що механічні властивості сплавів отриманих кожним з трьох методів нагріву знаходяться в межах ТУ. Пластини-зразки отримані методами плазмового та СМТ-наплавлення показали вищі значення міцності та відносного подовження. Однак, якісну поверхню наплавленого металу і найвищу продуктивність

забезпечив електродуговий метод наплавлення, що є актуальним для застосування у промислових умовах.

Вдосконалення даного методу наплавлення шляхом варіювання значеннями погонної енергії, що забезпечує управління складом захисної суміші, може дозволити отримувати вузькі та тонкі сегменти деталей, як це дозволяє СМТ-метод, та забезпечити глибоку проникну здатність дуги, як при плазмовому наплавленні.

### 3.4. Висновки

1. Встановлено, що метод електродугового наплавлення дозволяє отримати найякіснішу поверхню, з найменшою висотою виступу шарів до 0,5 мм.

Найменш якісна поверхня отримана мікроплазмовим наплавленням – висота шарів 2 мм. Плазмове джерело нагріву дозволяє отримувати заготовки з товщиною до 15 мм за один прохід, електродугової та СМТ до 10 – 12 мм.

2. Доведено, що кожний метод нагріву дозволяє забезпечити хімічний склад готового виробу, відповідний хімічному складу початкового матеріалу. Рентгеноспектральний мікроаналіз показав, що в матеріалі зразків розподіл легувальних елементів рівномірний між наплавленими шарами. Однак процес СМТ забезпечив найбільш точний розподіл легувальних елементів внаслідок низького тепловкладення.

Хімічний склад зразків виготовлених методом прямого вирощування і з застосуванням різних джерел нагріву: мікроплазмовою, електродуговою, СМТ відповідає вимогам AWSA 5.10 для сплаву AlMg5 (ER5356) і близький до складу сплаву AMg5 по ГОСТ 4784–74. Для сплаву AlSi5 хімічний склад зразка відповідає вимогам для сплаву AWSA5.10 і ISO 18273 – вітчизняні аналоги даного сплаву відсутні.

3. Встановлено, що кожний з методів нагріву дозволив отримати механічні властивості у межах ISO 18273 для обох сплавів.

Найвищі механічні властивості для AlMg5 мають зразки отримані методом

мікроплазмового наплавлення ( $\sigma_b = 274$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 154$  МПа;  $\delta = 30,4\%$ ) значення властивостей знаходяться на рівні деформованих плит зі сплаву АМг5.

Для сплаву АІSi5 найвищі значення міцності та плинності мають зразки, вирощені методом СМТ  $\sigma_b = 190$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 120$ ; МПа; Найвищі значення відносного подовження мають зразки вирощені електродуговим наплавленням  $\delta = 30,4\%$ .

4. Виявлено, що процес пошарового наплавлення дозволяє отримувати більш дисперсну структуру, що можна пояснити малим об'ємом розплавленого металу і високою швидкістю кристалізації.

Вивчено вплив термічної обробки на доєвтектичний сплав АІSi5 отриманий методом пошарового наплавлення, спостережено зміну евтектики кремнію на дрібну й округлу, та утворення монокристалів на місці колоній кремнію. Сфероїдизація кремнію та подрібнення структури сприяло підвищенню механічних властивостей на 9 – 15%.

5. На основі отриманих даних можна зробити висновок, що досліджувані технології нагріву дозволяють вирощувати заготовки деталей мають, фізико-механічні властивості, відповідні якості деформованих і литих заготовок для застосування в авіаційному виробництві.

Зразки, вирощені методом електродугового наплавлення, мають найрівнішу поверхню наближену до литої, виступом наплавлених шарів не перевищує 0,2 мм, що дозволяє закладати мінімальний припуск на механічну обробку і знизити масу заготовлі деталі.

Також метод електродугового наплавлення має найвищу продуктивність до 3 кг/год, (продуктивність плазмового наплавлення складає 0,8 кг/год, продуктивність СМТ-методу – 1,2 кг/год)

Інші показники, такі як, рівномірність розподілу хімічних елементів і механічні властивості, хоча і трохи нижче, ніж у сплавів, отриманих СМТ і мікроплазмовим наплавленням, проте знаходяться в межах норм для сплавів АІSi5 і АІMg5.

Таким чином серед розглянутих технологічних методів – метод електродугового наплавлення є найбільш прийнятним методом наплавлення заготовок деталей у виробничих умовах.

#### Розділ 4 РОЗРОБКА РЕЖИМІВ І СКЛАДУ СУМІШІ ЗАХИСНИХ ГАЗІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЯКІСНИХ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ AlMg5 і AlSi5 З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО МЕТОДУ ВИРОЩУВАННЯ

Для сплавів AlMg5 і AlSi5 були розроблені режими наплавлення, які дозволять забезпечити покращенні властивості сплаву, шляхом додавання до захисного газу аргону гелій у різних співвідношеннях. Додавання гелію до захисного газу проводилося з метою зниження значень погонної енергії та створення більш концентрованої дуги, що допоможе забезпечити більш рівномірне нанесення матеріалу, і дозволить точніше регулювати висоту наплавлення шарів що, своєю чергою, забезпечить підвищення точності вирощування виробів.

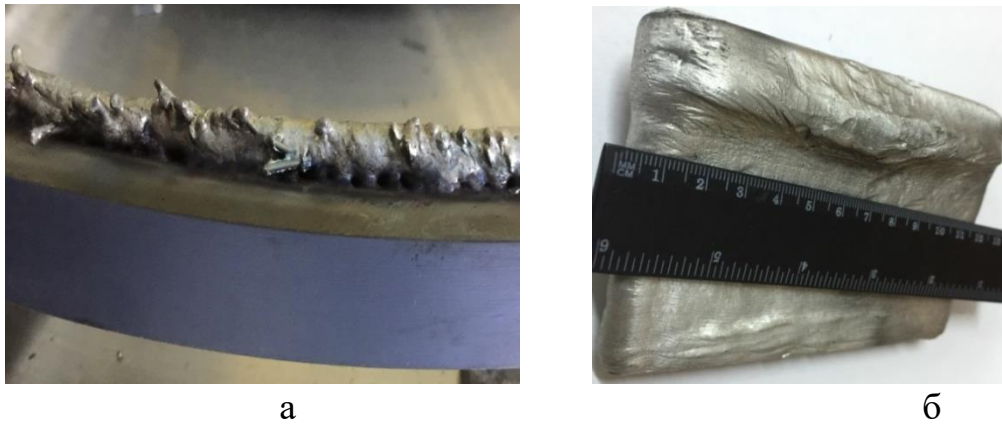
У середовище аргону додавали гелій в співвідношенні від 10% до 50% з кроком 10%. Якщо при використанні аргону похибка розмірів висоти одержуваного шару становила 0,3 мм, то при використанні суміші вона становить 0,05 – 0,1 мм. Що можна пояснити більш проникними властивостями дуги, при додаванні у якості захисного газу – гелію[33].

Для швидкої наладки виробництва нового виробу на обладнанні MagicWave 1700 °C використанням робота FANUC одним з ключових моментів, є визначення мінімальних і максимальних товщин стінки деталі.

Товщина стінки залежить від значень  $Q_i$ . Варіювання значень погонної енергії дозволяє отримувати різні розміри наплавлених шарів, що є важливим фактором при виготовленні деталей з різною товщиною стінок.

Вирощування проводилось на режимах: з мінімальним допустимим значенням погонної енергії необхідної для якісного сплавлення шарів, та з максимальним допустимим значенням погонної енергії вище значення якого відбувається неконтрольоване розплавлення металу (рис 4.1).





а – нижче значень мінімальної допустимої погонної енергії  
 б – вище значень максимальної допустимої погонної енергії

Рисунок 4.1 – Формування вирощуваних поверхонь при некоректних режимах.

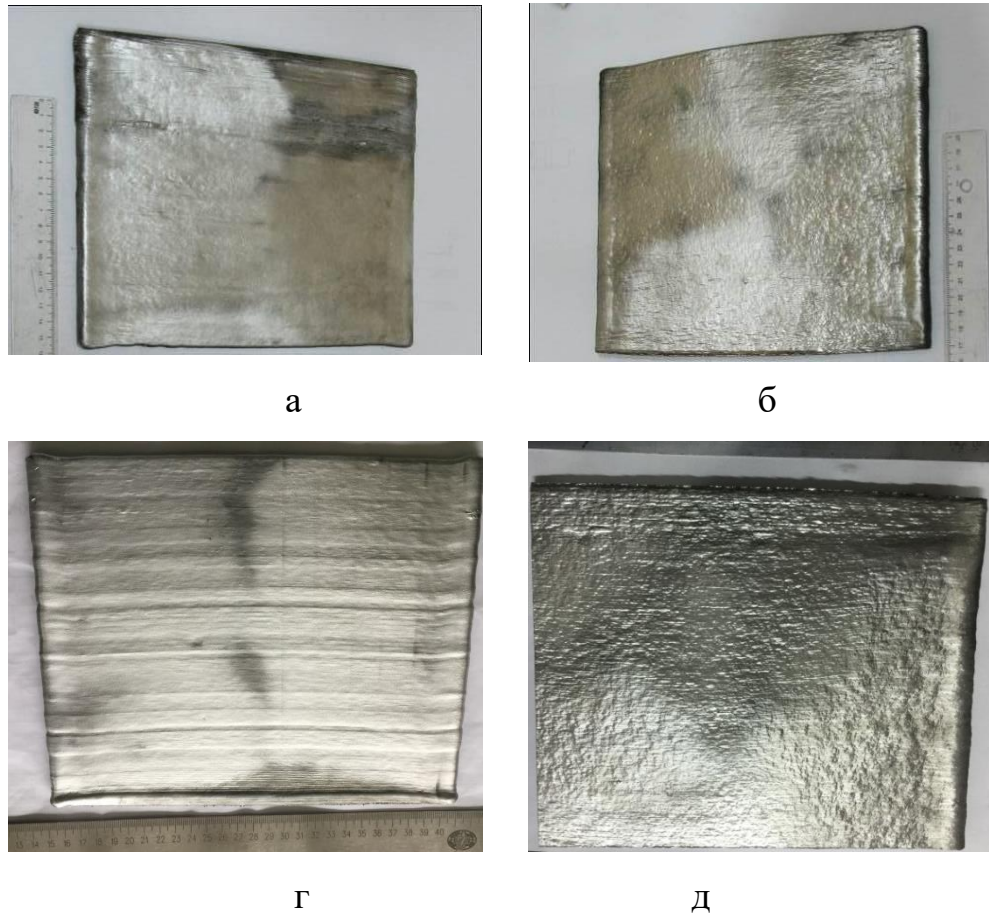
Значення мінімальної та оптимальної максимальної погонної енергії, які вдалося досягти при різному співвідношенні захисних газів в ході дослідження наведені у таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Експериментальні данні значень мінімальної та оптимальної максимальної погонної енергії наплавлення зразків зі сплавів AlSi5 та AlMg5 при різному співвідношенні захисних газів аргон-гелій.

Сплав	Захисний газ %	Погонна енергія Дж/мм	
		мінімальна	максимальна
AlSi5	Ar 100%	53	92
	Ar/He – 90/10%	50	90
	Ar/He – 70/30%	46	87
	Ar/He – 50/50%	40	84
AlMg5	Ar 100%	46	90
	Ar/He – 90/10%	42	88
	Ar/He – 70/30%	40	84
	Ar/He – 50/50%	38	81

Значення погної енергії змінювались при різному співвідношенні газів аргону-гелію, оскільки змінювалась концентрація зварювальної дуги.

Для досліджень були вирощені зразки у вигляді пластин. Візуальний огляд показав, що кожна з наплавлених пластин, як в середовищі аргону, так і в середовищі суміші аргон-гелій, має шаруватість бічної поверхні. Висота виступу шарів не перевищує 0,5 мм (рис. 4.2).



(а, б) у середовищі аргону, (г,д)у середовищі аргон–гелій.

а, г – зі сплаву AlSi5; б, д – зі сплаву AlMg5.

Рисунок 4.2– Зовнішній вигляд вирощених пластин

Візуальний огляд показав, що вирощені як в середовищі аргону, так і в середовищі суміші, зразки мають вигляд схожий з литою поверхнею, і не мають зовнішніх відмінностей (Рис 4.2). Поверхня вирощених зразків зі сплаву AlMg5 має більш блискучу поверхню і нагадує фольгу. Однак значення погонної енергії позначилися на зовнішніх відмінностях пластин. Пластини, вирощені з

мінімальним значенням для AlSi5 – 50 Дж/мм, AlMg – 45 Дж/мм мають рівніше формування, висота виступів наплавлених шарів становить не більше 0,3 мм.

#### 4.1 Склад, властивості і структура вирощеного матеріалу AlSi5

Пластини, вирощені зі сплаву AlSi5, були отримані при значенні погонної енергії від 50 до 92 Дж/мм в середовищі захисних газів аргон і суміші аргон-гелій:

- Партія №1: сила струму – 80–60 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон, погонна енергія – 53,5 Дж/мм;
- Партія №2: сила струму – 105–95 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон, погонна енергія – 95 Дж/мм;
- Партія №3: сила струму – 75–55 А, напруга – 16 В, швидкість – 21 мм/с захисний газ – аргон-гелій 90/10%, погонна енергія – 50 Дж/мм;
- Партія №4: сила струму – 100–95 А, напруга – 21,3 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – суміш аргон-гелій 90/10%, погонна енергія – 92 Дж/мм;
- Партія №5: сила струму – 75–55 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон, погонна енергія – 46 Дж/мм, середовище – аргон-гелій 70/30%;
- Партія №6: сила струму – 75–55 А, напруга – 16 В, швидкість – 21 мм/с, захисний газ – суміш аргон-гелій 70/30%, погонна енергія – 90 Дж/мм;
- Партія №7: сила струму – 55–40 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – суміш аргон-гелій 50/50, погонна енергія – 40 Дж/мм;
- Партія №8: сила струму – 95–75 А, напруга – 21 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – суміш аргон-гелій 50/50, погонна енергія – 85 Дж/мм.

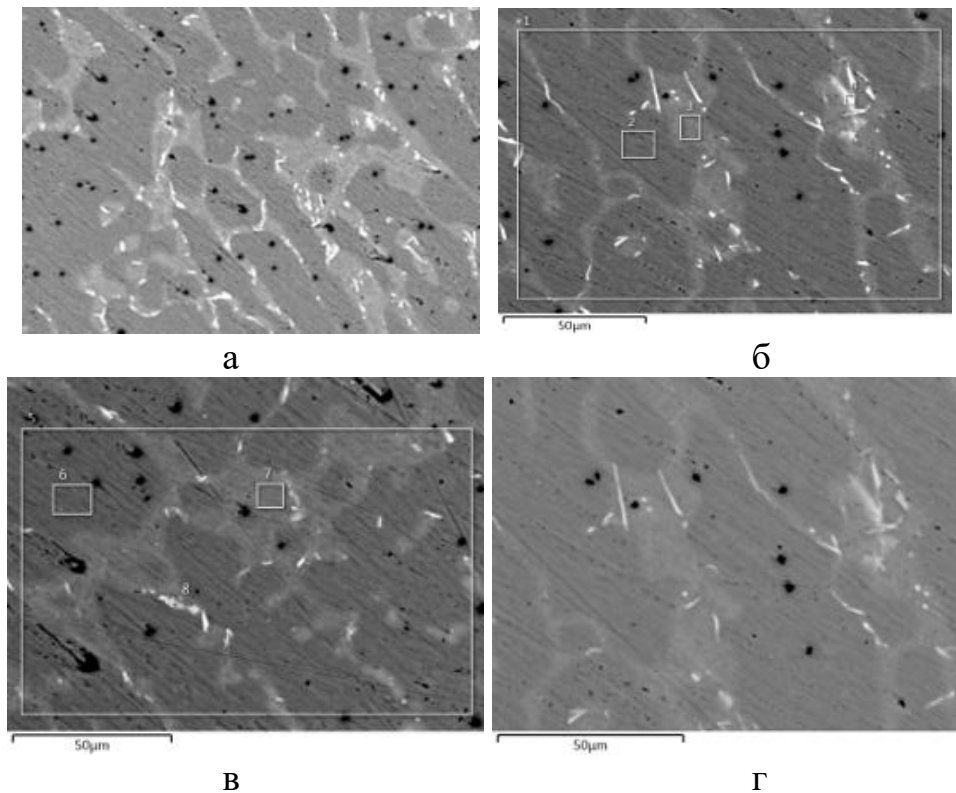
Значення сили струму, напруги, швидкості вирощування знімалися і контролювалися в режимі реального часу при вирощуванні пластин. Підтримка вольт-амперної характеристики проходила автоматично.

Згідно з даними кількісного спектрального аналізу (табл. 4.1) – хімічний склад отриманих зразків відповідає вимогам AWSA5.10 для сплаву AlMg5 (ER5356) і близький до складу сплаву AlMg5 по ГОСТ 4784–74 Зміст магнію знаходиться в межах 4,5 – 5,4% [134].

Таблиця 4.2 – Хімічний склад зразків сплавів, вирощених на різних режимах.

№ Паргії	Хімічний склад%							
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
1	основа	5,45	0,16	0,01	0,01	0,01	0,01	0,014
2	основа	5,43	0,19	0,03	0,09	0,07	0,06	0,07
3	основа	4,92	0,18	0,02	0,09	0,01	0,03	0,08
4	основа	5,23	0,21	0,13	0,08	0,06	0,06	0,09
5	основа	4,79	0,18	0,08	0,07	0,11	0,01	0,05
6	основа	4,67	0,19	0,11	0,09	0,05	0,02	0,04
7	основа	5,39	0,23	0,07	0,06	0,08	0,06	0,10
8	основа	5,37	0,16	0,04	0,08	0,12	0,04	0,09
ISO18273 для AlSi5	основа	4,5 – 6,0	0,6	0,30	0,15	0,20	0,10	0,15

Металографічними дослідженнями, що в досліджуваній площині шліфа були виявлені пори (рис. 4.3). Розмір пор не перевищує 5–10 мкм. Наявність пор також є характерною і для процесів лиття алюмінію.



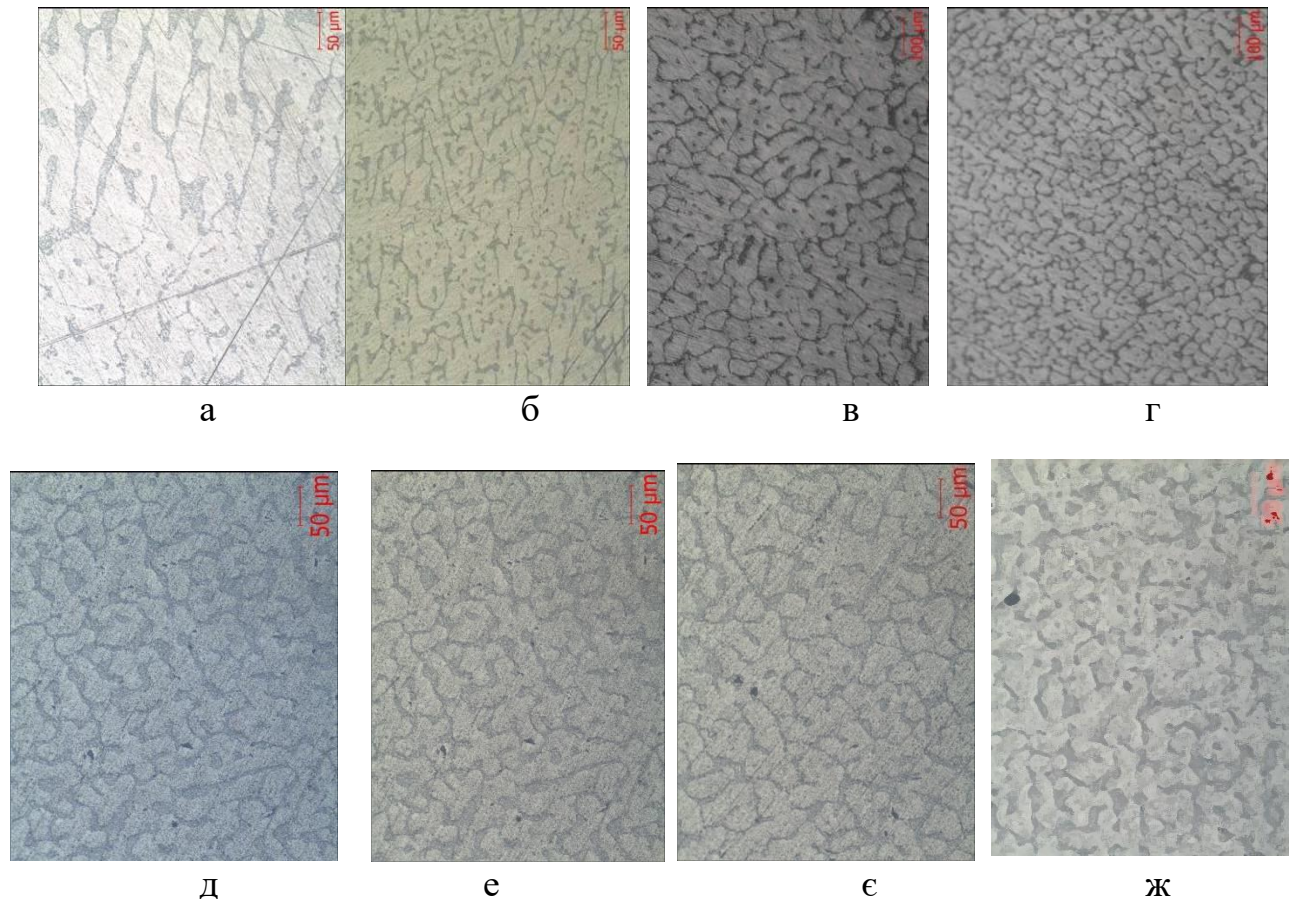
а –  $Q_i=53$  Дж/мм аргон; б –  $Q_i=95$  Дж/мм аргон;  
 в –  $Q_i=46$  Дж/мм аргон–гелій; г –  $Q_i=90$  Дж/мм аргон–гелій.

Рисунок 4.3 – Мікроструктура і зони розподілу елементів на площі зразків (x500).

Проводили мікроаналіз всіх структурних складових сплаву. Встановлено, що незалежно від значень погонної енергії й захисного газу, кількісна оцінка хімічного складу структурних складових не змінювалася.

В ході дослідження сплавів встановлено, що мікроструктура наплавлених зразків неоднорідна по перетину і складається з дендритів  $\alpha$ -фази твердого розчину алюмінію, по межах якого розташований евтектичний кремній у вигляді дрібних сірих часток. Оскільки обсяг розплавленого металу не великий та наносився пошарово, це призвело до збільшення швидкості кристалізації, що сприяло формуванню меншої відстані між гілками дендритів (в порівнянні з литтям). Мікроструктура сплаву – дендрити  $\alpha$ -твердого розчину плюс евтектика (Si), відрізняється від структури литих силумінів більш дисперсною будовою гілок дендритів  $\alpha$ -твердого розчину (рис. 4.4)[136].

Як видно з даних рис. 4.5 зразки, вирощені з досить високим значенням погонної енергії, мають дрібнодисперсну структуру в порівнянні зі структурою отриманою в середовищі захисного газу аргону. Зразки, наплавлені в середовищі суміші аргон-гелію, мають більш рівномірну структуру, відстань між дендритами заевтектичного кремнію менше на 30%: в середовищі аргону 23 – 38 мкм, в середовищі аргон–гелію 16 – 19 мкм.



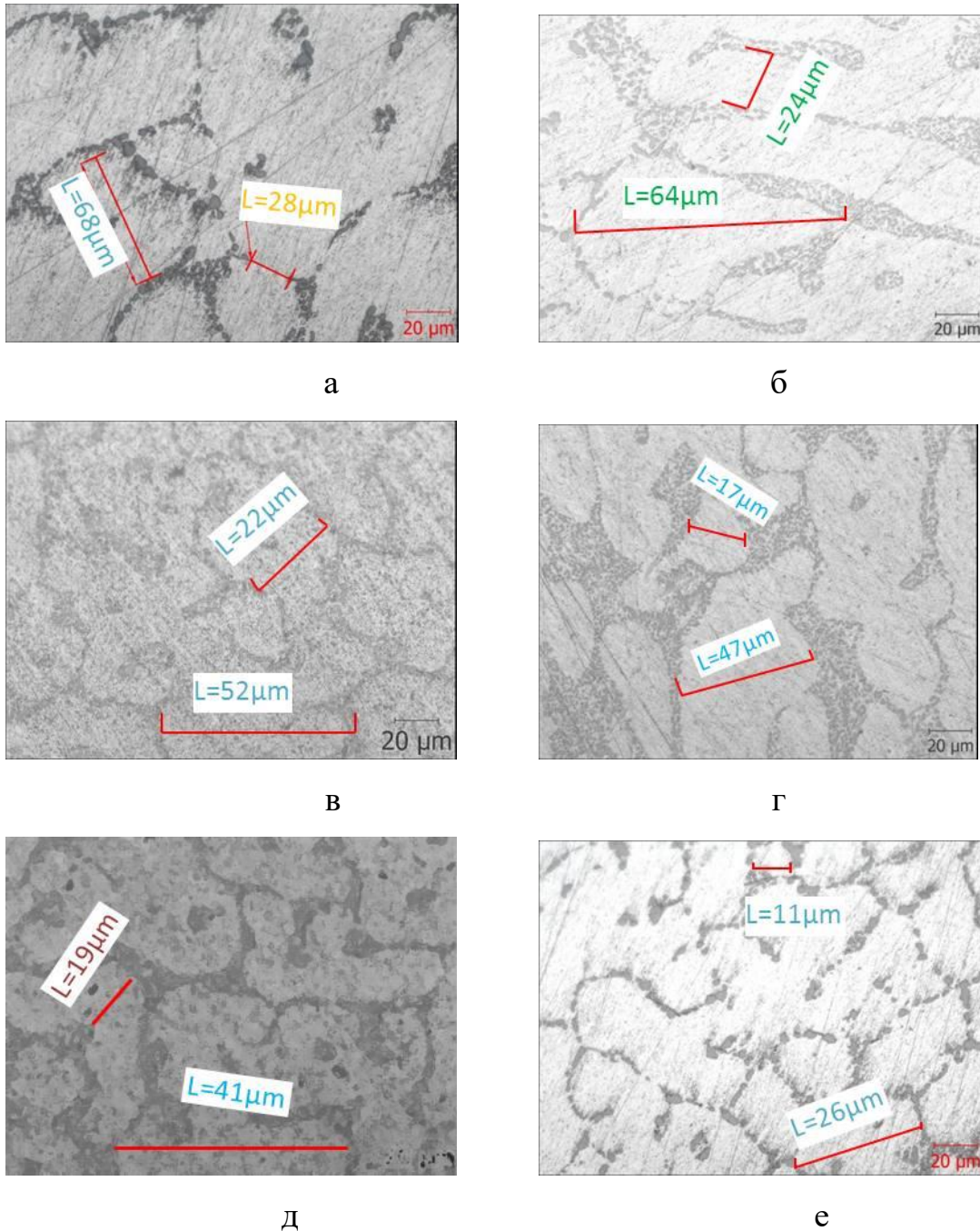
а –  $Q_i = 53 \text{ Дж/мм}$ , аргон; б –  $Q_i = 95 \text{ Дж/мм}$  аргон;  
 в –  $Q_i = 50 \text{ Дж/мм}$ , аргон–гелій 90/10%; г –  $Q_i = 92 \text{ Дж/мм}$ , аргон–гелій 90/10%;

д –  $Q_i = 46 \text{ Дж/мм}$  аргон–гелій 70/30%; е –  $Q_i = 90 \text{ Дж/мм}$  аргон–гелій 70/30%;  
 є –  $Q_i = 40 \text{ Дж/мм}$  аргон–гелій 50/50%; ж –  $Q_i = 85 \text{ Дж/мм}$  аргон–гелій 50/50%

Рисунок 4.4 – Мікроструктура вирощених зразків при різному співвідношенні захисного газу  $\times 200$  [136].

Аналіз мікроструктур при великих збільшеннях ( $\times 500$ ), (рис. 4.4) дозволив виявити відповідність структури дослідного сплаву структурі аналогічного

сплаву в литому стані. Виміром відстані між гілками дендритів (рис. 4.5) виявлено, що розмір відстані між дендритами зразків вирощених у середовищі аргон–гелій менше на 7 – 12% [136].

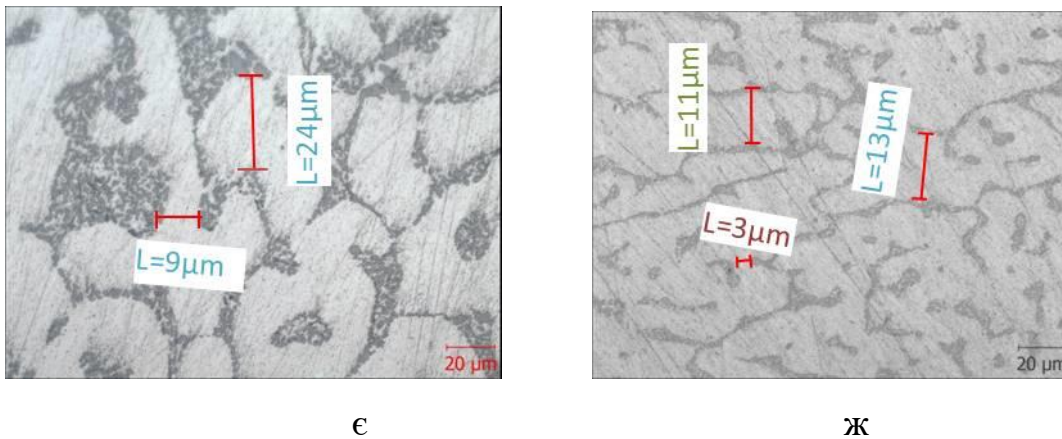


а –  $Q_i = 53$  Дж/мм аргон; б –  $Q_i = 95$  Дж/мм аргон;

в –  $Q_i = 50$  Дж/мм аргон–гелій 90/10; г –  $Q_i = 92$  Дж/мм аргон–гелій 90/10;

д –  $Q_i = 46$  Дж/мм аргон–гелій 70/30; е –  $Q_i = 90$  Дж/мм аргон–гелій 70/30

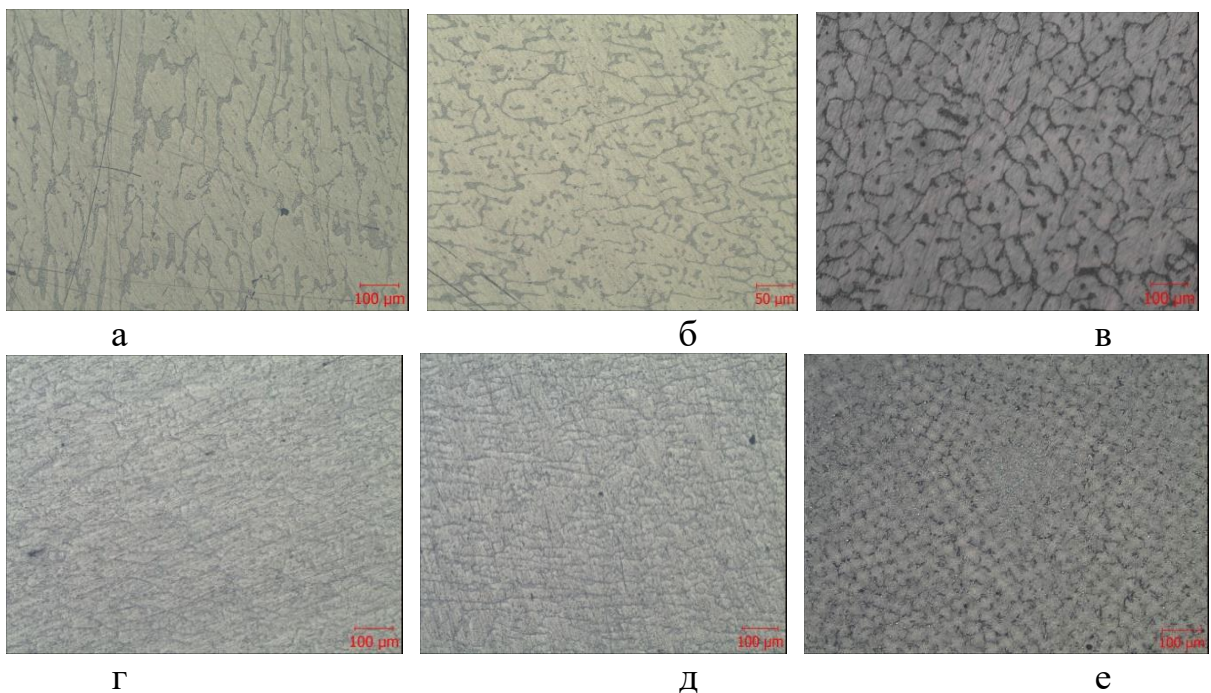
Рисунок 4.5 – Мікрофотографія структури вирощених зразків з результатами вимірювання міждендритної відстані (x500).



ε –  $Q_i = 40$  Дж/мм у середовищі аргон–гелію 50/50; ж–  $Q_i = 85$  Дж/мм у середовищі аргон–гелію 50/50

Рисунок 4.5, лист 2.

Термічна обробка проводилась за режимом характерним для аналогічного сплаву в литому стані. Проведення термічної обробки дозволило змінити структуру досліджуваних сплавів(рис. 4.6).



а, г –  $Q_i = 53$  Дж/мм у середовищі аргону; б, д –  $Q_i = 95$  Дж/мм у середовищі аргону; в –  $Q_i = 50$  Дж/мм в суміші аргон–гелій; г –  $Q_i = 90$  Дж/мм в суміші аргон–гелій.

Рисунок 4.6 Мікроструктура наплавлених зразків після ТО x100



Проведення термічної обробки дослідних сплавів дозволило зменшити розміри структурних складових (див. Рис. 4.6). При цьому відбулася зміна границь евтектики, така закономірність зміни розмірів встановлена для всіх зразків. Зміна розмірів структурних складових, проходила за механізмом, характерним для сплавів в литому стані, описаних в роботах [10].

Результати досліджень механічних властивостей приведені в табл. 4.3.

Таблиця 4.3 – Значення механічних характеристик для сплаву AlSi5.

Qі Дж/мм	Захисний газ	Стан	Напрямок вирізки	Механічні властивості					
				$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU МПа	
53	аргон	Без ТО	поперечний	119	76	18	43	65	
			поздовжній	116	63	22	37	65	
			середнє	117	67	19	39	65	
		Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	131	74	24	36	65	
			поздовжній	126	82	25	38	65	
			середнє	127	76	24	37	65	
95		аргон	Без ТО	поперечний	128	76	23	28	69
				поздовжній	123	70	18	25	66
				середнє	125	73	21	26	67
	Гартування 525 °С Старіння 175° С		поперечний	131	74	28	35	70	
			поздовжній	127	73	23	25	68	
			середнє	129	73	25	30	69	
50	аргон- гелій 90/10		Без ТО	поперечний	124	72	22	44	65
				поздовжній	118	67	19	38	66
				середнє	120	69	20	40	65

Продовження табл. 4.3

50	аргон-гелій 90/10	Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	134	79	22	42	65	
			поздовжній	126	77	21	36	65	
			середнє	129	78	21	39	65	
92		Без ТО	Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	128	78	22	31	65
				поздовжній	124	73	22	25	65
				середнє	124	75	22	27	66
		Без ТО	Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	137	83	28	42	65
				поздовжній	128	77	24	37	65
				середнє	131	79	26	39	65
46	аргон-гелій 70/30	Без ТО	поперечний	125	74	25	50	65	
			поздовжній	120	70	20	48	65	
			середнє	122	72	23	49	65	
		Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	134	92	20	30	65	
			поздовжній	128	86	26	27	65	
			середнє	131	88	24	33	65	
90		Без ТО	Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	130	74	27	33	65
				поздовжній	120	70	23	45	68
				середнє	125	72	25	38	66
	Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	136	85	28	39	69		
		поздовжній	130	85	19	35	68		
		середнє	133	85	23	37	68		

Продовження табл. 4.3

40	аргон-гелій 50/50	Без ТО	поперечний	128	73	24	33	67
			поздовжній	121	70	22	37	65
			середнє	124	71	23	35	66
		Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	138	93	27	43	67
			поздовжній	130	88	25	36	65
			середнє	133	90	26	39	65
85		Без ТО	поперечний	137	76	30	44	65
			поздовжній	125	70	26	40	66
			середнє	127	74	28	42	65
		Гартування 525 °С Старіння 175° С	поперечний	139	98	32	29	65
			поздовжній	131	88	26	28	65
			середнє	135	92	28	29	65
–	Норми EN ISO 18273		–	120	40	8,0	–	65

Найвищі значення механічних властивостей мають зразки, отримані зі значенням погонної енергії 90 – 95 Дж/мм, зразки, вирощені в середовищі аргон-гелій, мають значення механічних властивостей на 5 – 7% вище ніж зразки, отримані в середовищі аргону (рис. 4.7), що відбулося шляхом зниження відстані між дендритами твердої фази, що пов'язано з глибшою проникною здатністю дуги. Гелій дозволяє підвищити ККД дуги на 30% [33]. Матеріал вирощений зі значенням погонної енергії 90 – 95 Дж/мм має найкращу структуру матеріалу, отриманого при значенні  $Q_i = 50 - 53$  Дж/мм.

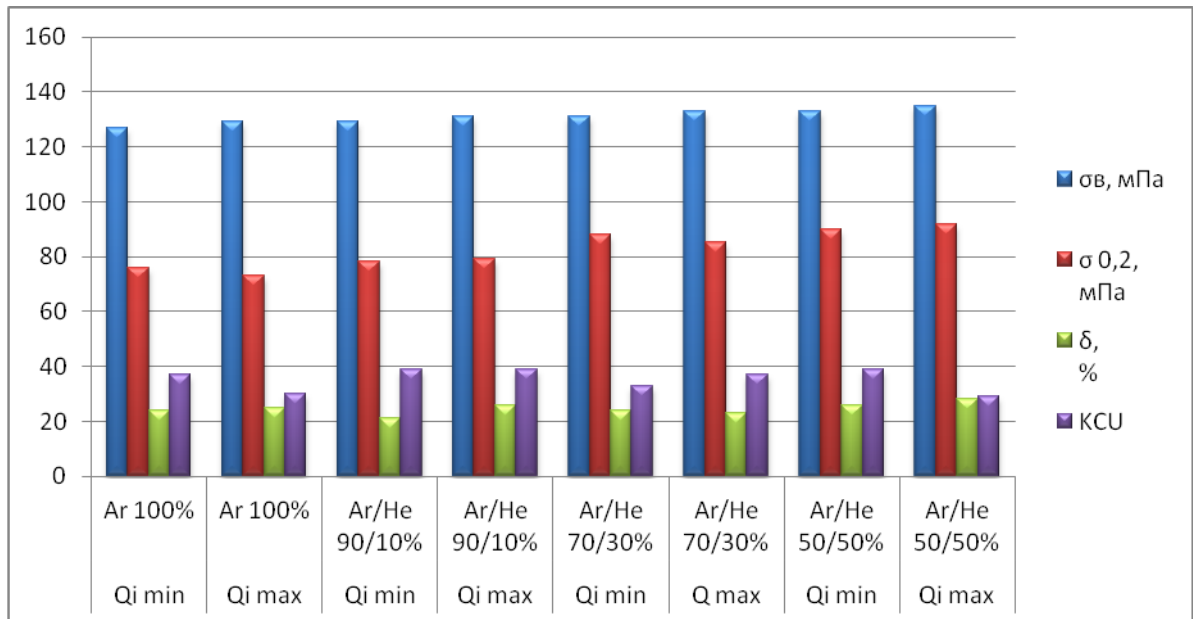
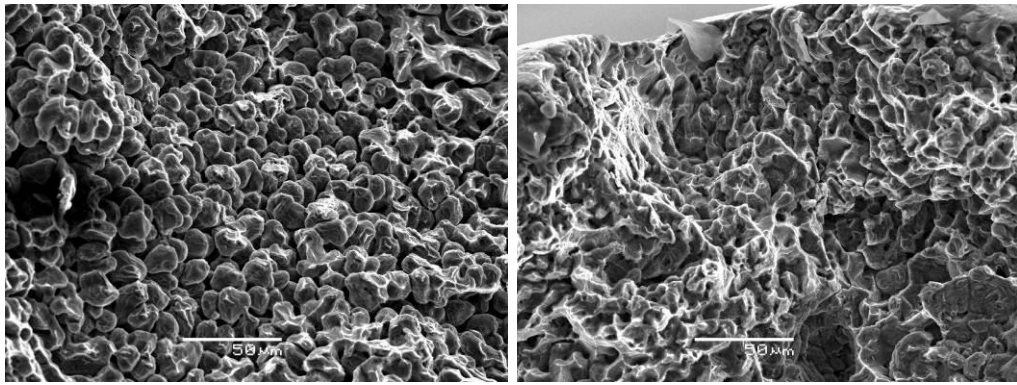


Рисунок 4.7 – Порівняльний аналіз механічних властивостей матеріалу AlSi5 (після ТО).

Аналізом характеру поверхні руйнування зразків (характерні фрактограми рис. 4.8) поблизу периферійної зони, встановлено наявність сколів, однак при збільшеннях була встановлена ямковість зламу. Це свідчить про високу пластичність матеріалу. Сколи були встановлені на периферії, де сформувався початок тріщини.

Як зазначалося в методиці досліджень, в'язкому руйнуванню металу відповідав волокнистий рельєф і відсутність металічного блиску. Отже, можна зробити висновок, що незалежно від значень погонної енергії, злами мають в'язкий характер.



а

б

а – погонна енергія 50 Дж/мм; б – погонна енергія 90 Дж/мм.

Рисунок 4.8 – Характерні фрактограми поверхні руйнування (x200).

Аналізом даних рис. 4.8 встановлено, що при зниженні погонної енергії відбувалася зміна характеру руйнування металу. Так встановлено (див. Рис. 4.8, б) зміна характеру руйнування для зразків, виготовлених з погонною енергією 50 Дж/мм. Руйнування відбувалося в основному по межах зерен. Руйнування сплавів, виготовлених з погонною енергією 75 Дж/мм, проходило по зернах.

Збільшення погонної енергії або використання аргон-гелієвої суміші при нарощуванні металу дозволяло формувати у випробуваних зразків в'язке руйнування ямкового типу (рис. 4.9)[137].

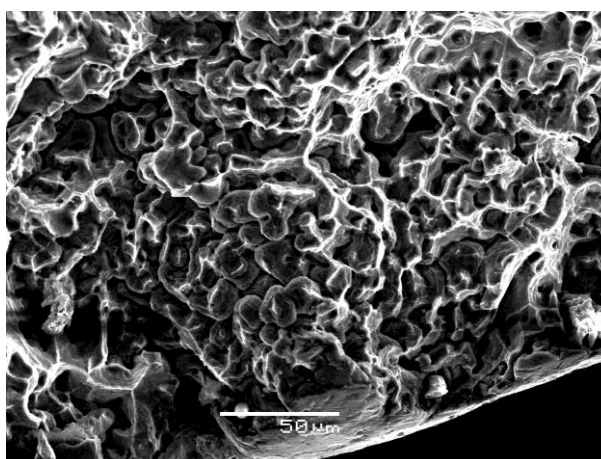


Рисунок 4.9 – Характерна фрактограма зразків, отриманих при використанні суміші аргон–гелій (x200).

Як вже було зазначено, використання гелію при наплавленні дозволяє підвищити ККД процесу теплопередачі. Це підтверджує, отримана на рисунку 4.9 фрактограма поверхні руйнування. Видно, що є як зони ямкового типу, так і випуклі зони, які могли бути сформовані при руйнуванні по зернах сплаву.

Кількісний аналіз структури показав залежність значень механічних властивостей від розміру відстані між гілками дендритів кремнію табл. 4.4.

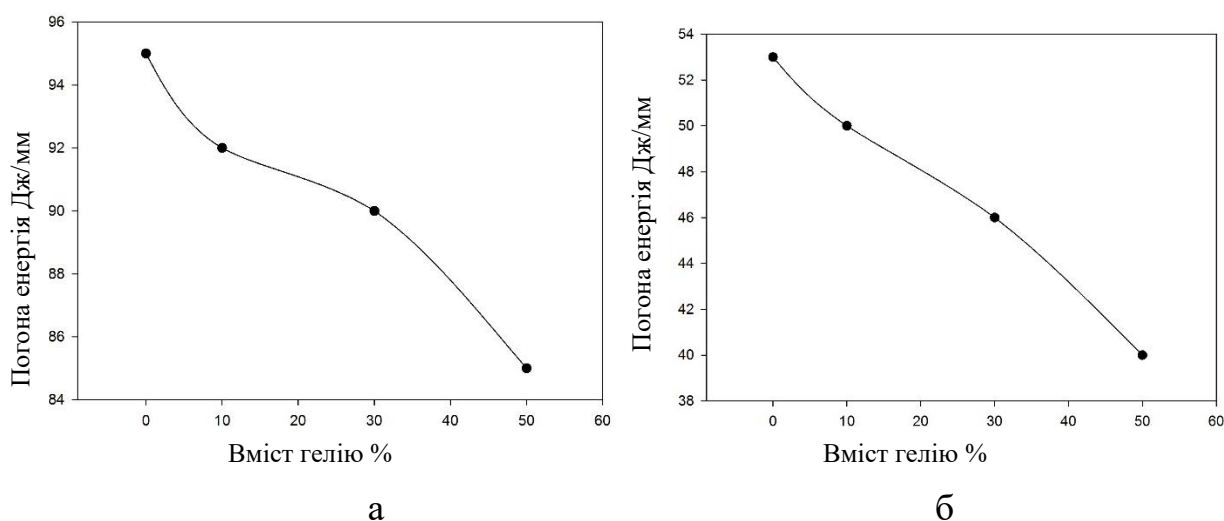
Таблиця 4.4–Кількісний аналіз структури для сплаву AlSi5.

Захисний газ %	Погонна енергія Qi	Відстань між дендритами; мкм		Середня відстань між дендритами мкм	Мех. властив (до ТО)	
					$\sigma_B$ МПа	$\delta$ %
аргон 100%	53	мін	28	49	117	19
		макс	68			
	95	мін	24	42	125	21
		макс	64			
аргон-гелій 90/10%	50	мін	22	38	120	20
		макс	52			
	92	мін	17	32	124	22
		макс	47			
аргон-гелій 70/30	46	мін	19	30	122	23
		макс	41			
	90	мін	11	18	125	25
		макс	26			
аргон-гелій 50/50	40	мін	9	16	124	23
		макс	24			
	85	мін	3	9	127	28
		макс	15			

На основі даних значень погонної енергії, замірів між дендритної відстані зміцнюючої фази кремнію, значень межі міцності та відносного подовження, отриманих в результаті механічних випробувань, були побудовані графіки залежності механічних властивостей від розмірів дендритів (рис 4.10 – 4.11).

Встановлено, що підвищення вмісту гелію у суміші газів аргон-гелій дозволяє отримувати структури з меншою відстанню між гілками дендритів, що можна пояснити збільшенням проникної здатності дуги.

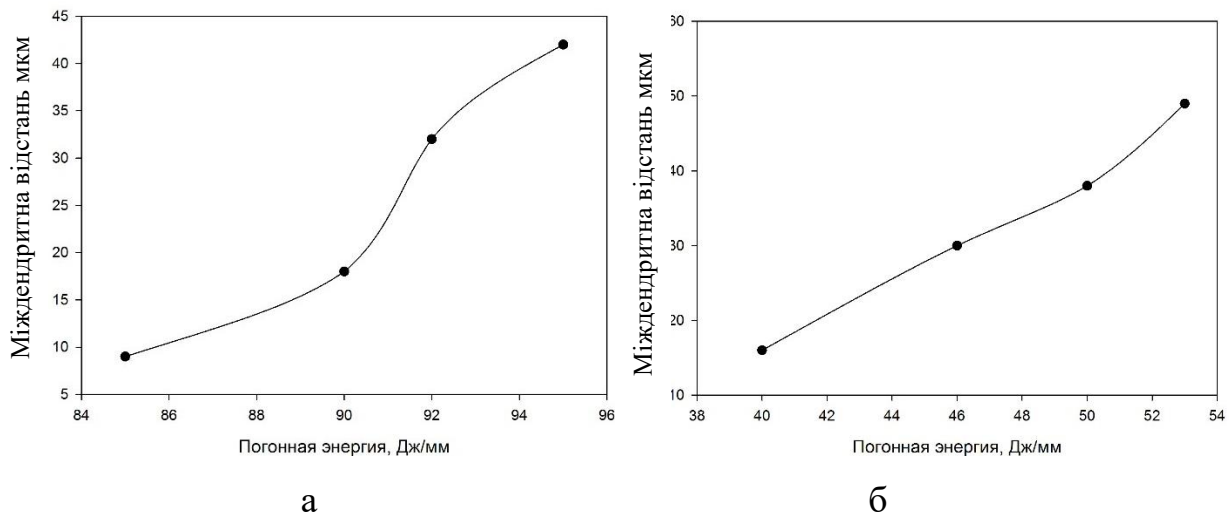
Встановлено, що значення погонної енергії змінювались при різному співвідношенні газів аргону-гелій, оскільки змінювалась концентрація зварювальної дуги. Збільшення кількості гелію у середовищі захисних газів дозволяє зменшити значення погонної енергії процесу наплавлення (рис 4.10).



а – при максимальному значенні погонної енергії; б – при мінімальному значенні погонної енергії

Рисунок 4.10 залежність значень погонної від співвідношення газів аргон–гелій для сплаву AlSi5

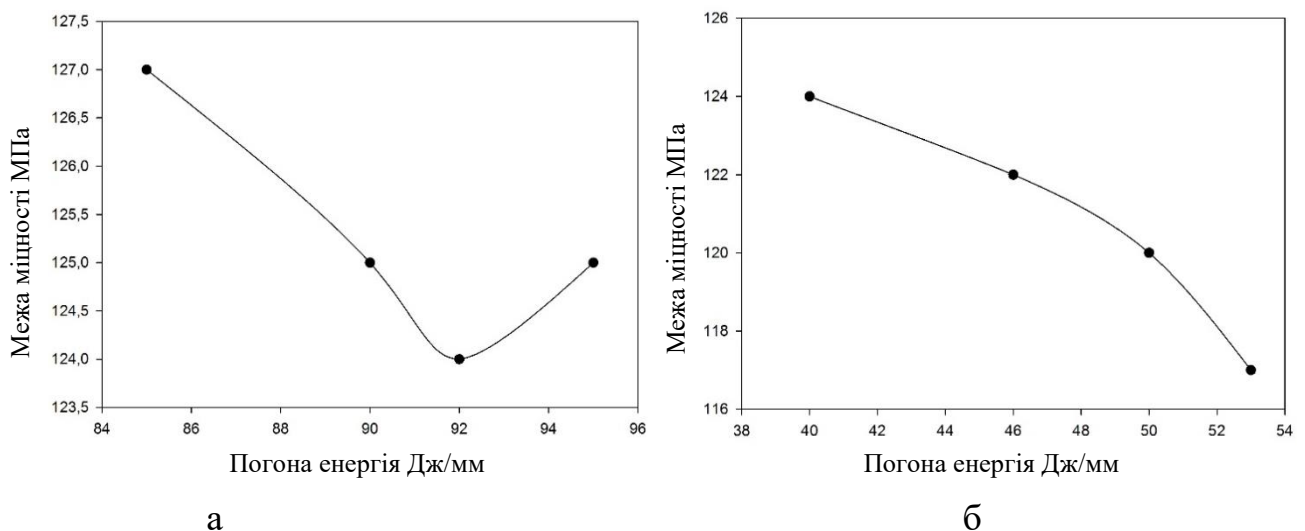
Найякісніша структура досягається при глибокому проплавленні, високих токах і низькій швидкості наплавлення, дані технологічні режими забезпечують високі значення погонної енергії, при яких відстань гілки дендритів розташовані компактніше, і на меншій відстані один від одного.



а – між дендритна відстань при  $Q_i \max$ ; б – між дендритна відстань при  $Q_i \min$ .

Рисунок 4.11 залежність впливу співвідношення газів аргон–гелій на відстань між гілками дендритів для сплаву AlSi5

В ході досліджень, було встановлено, що матеріал вирощений при вищих значеннях погонної енергії мав вищі характеристики межі міцності та відносного подовження, у порівнянні з матеріалом вирощеним при мінімальних значеннях погонної енергії.

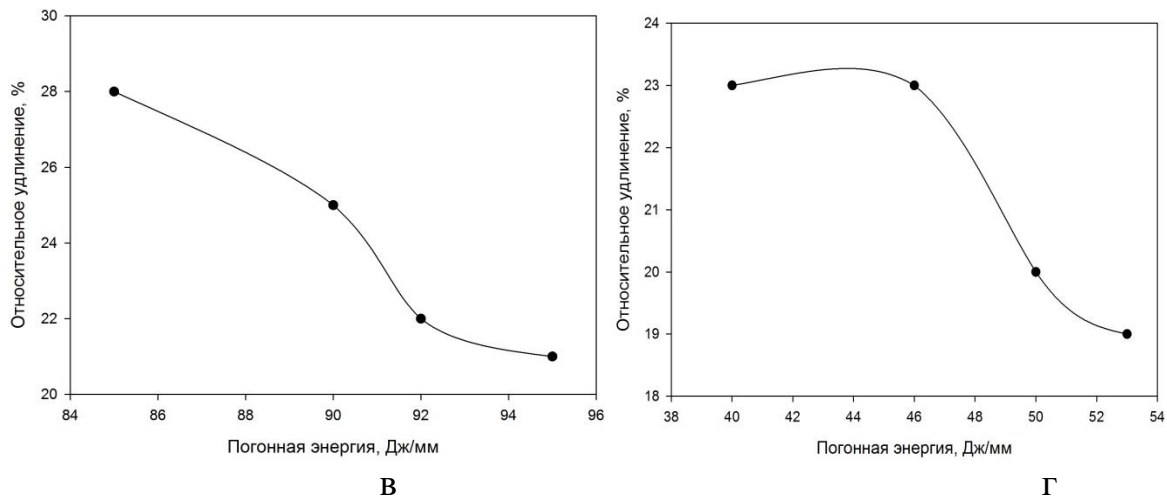


а – залежність межі міцності при максимальних значеннях погонної енергії;

б – залежність межі міцності при мінімальних значеннях погонної енергії;

Рисунок 4.12 Залежність механічних властивостей від значень погонної енергії для сплаву AlSi5.





в – залежність відносного подовження при макс значеннях погонної енергії;

г – залежність відносного подовження при мін. значеннях погонної енергії

Рисунок 4.12, лист 2.

При дослідженні наплавлених сплавів було виявлено, що найвищі значення міцності досягаються при максимальних допустимих значеннях погонної енергії, не залежно від співвідношення захисних газів (рис 4.12).

В ході аналізу графічних даних (рис. 4.10), було виявлено, що чим менша відстань між дендритами твердого розчину кремнію, тим вище значення механічних властивостей[133].

Встановлено, що підвищення значень погонної енергії привело до незначного збільшення механічних властивостей (на 5 – 7%). У середовищі вирощування – суміші аргон-гелій, були досягнуті максимальні значення межі міцності  $\sigma_B = 125$  МПа і відносному подовженню  $\delta = 25\%$ .

#### 4.2. Склад, структура і властивості вирощених пластин зі сплаву AlMg5

Пластини, вирощені зі сплаву AlMg5, були отримані при значенні погонної енергії 43 – 46 і 82 – 90 Дж/мм в середовищі захисних газів аргон і суміші аргон-гелій:

- Партія №1: сила струму – 60–45 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон, погонна енергія – 50 Дж/мм;
- Партія №2: сила струму – 95–85 А, напруга – 21 Вт, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон, погонна енергія – 90 Дж/мм;
- Партія №3: сила струму – 45–40 А, напруга – 22 Вт, швидкість – 22мм/с, захисний газ – суміш аргон-гелій 90/10, погонна енергія – 43 Дж/мм;
- Партія №4: сила струму – 85–92 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон-гелій, погонна енергія – 86 Дж/мм;
- Партія №5: сила струму – 45–38 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон-гелій, погонна енергія – 40 Дж/мм;
- Партія №6: сила струму – 85–80 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон-гелій, погонна енергія – 82 Дж/мм;
- Партія №7: сила струму – 40–35 А, напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон-гелій, погонна енергія – 36 Дж/мм;
- Партія №8: сила струму – 80–75 А, Напруга – 22 В, швидкість – 22 мм/с, захисний газ – аргон-гелій, погонна енергія – 77 Дж/мм.

З метою визначення відповідності хімічного складу дослідного сплаву вимогам стандартів, проводили хімічний аналіз зразків (табл. 4.4).

Таблиця 4.5 – Хімічний склад досліджуваних зразків.

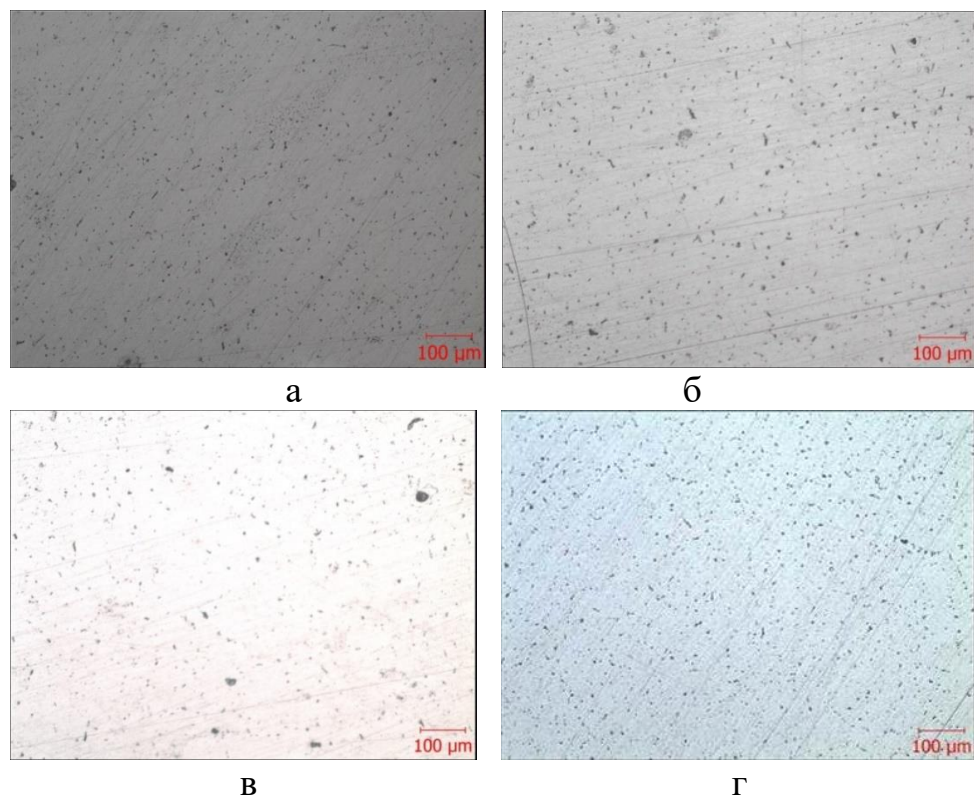
№ партії	Хімічний состав, %				
	Al	Si	Fe	Mn	Mg
1	основа	0,5	0,09	0,10	4,83
2	основа	0,13	0,2	0,2	4,97
3	основа	0,23	0,11	0,14	5,30
4	основа	0,46	0,10	0,10	4,48
5	основа	0,04	0,22	0,11	4,51
6	основа	0,13	0,21	0,04	5,10
7	основа	0,35	0,22	0,21	4,90
8	основа	0,24	0,38	0,12	4,32

Продовження табл. 4.5

Норми AWS A5.10 для сплаву AlMg5(ER5356)	основа	$\geq 0,25$	$\geq 0,4$	0,05–0,20	4,5–5,5
Норми ГОСТ 4784–74* для сплаву АМг5	основа	$\geq 0,5$	$\geq 0,5$	0,3–0,8	4,8–5,8

Результати хімічного аналізу показали, що матеріал вирощений в середовищі суміші аргон-гелій має більш рівномірний розподіл хімічних елементів ніж матеріал наплавлений у середовищі аргону.

Металографічними дослідженнями виявлено ряд особливостей структури дослідних сплавів, характерних і для литих сплавів аналогічного складу. На поверхні деяких досліджуваних зразків просліджуються пори діаметром 2 мм (рис. 4.13).

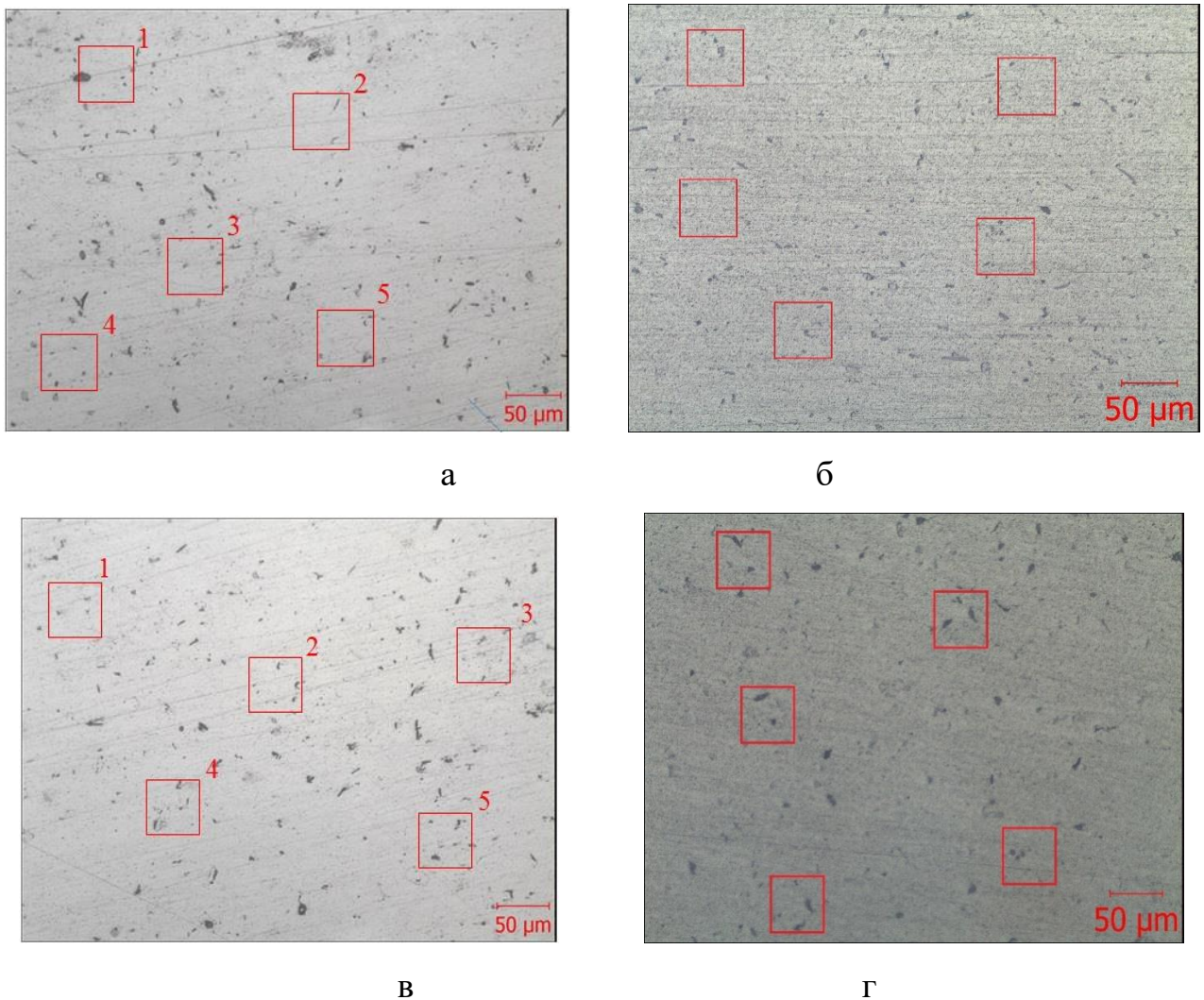


а –  $Q_i=46$  Дж/мм захисний газ аргон; б –  $Q_i=90$  Дж/мм захисний газ аргон;  
в –  $Q_i=43$  Дж/мм, захисний газ аргон–гелій; г –  $Q_i=82$  Дж/мм, захисний газ аргон–гелій.

Рисунок 4.13 – Мікроструктура вирощених зразків зі сплаву AlMg5 (x100).

Як встановлено в розділі 3 мікроструктура наплавлених зразків складається з дисперсних виділень зміцнюючих фаз в  $\alpha$ -твердому розчині, характерна для сплавів типу AlMg. Дисперсні вclusions в сплаві з вищими значеннями погонної енергії мають більший розмір. Кількісний розподіл дисперсної фази більше в матеріалі, вирощеному в середовищі суміші гелій-аргон.

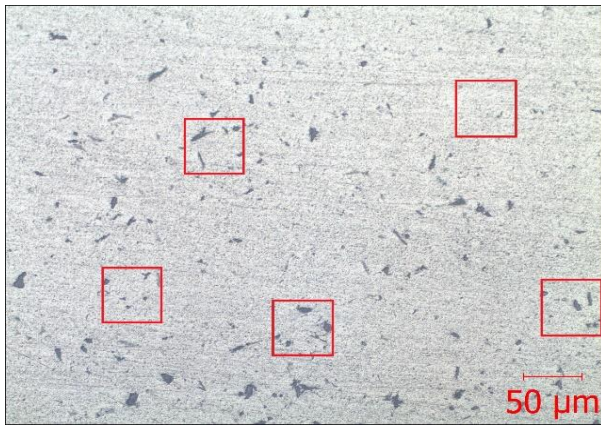
Якісний аналіз структурних складових наведено на рис. 4.14



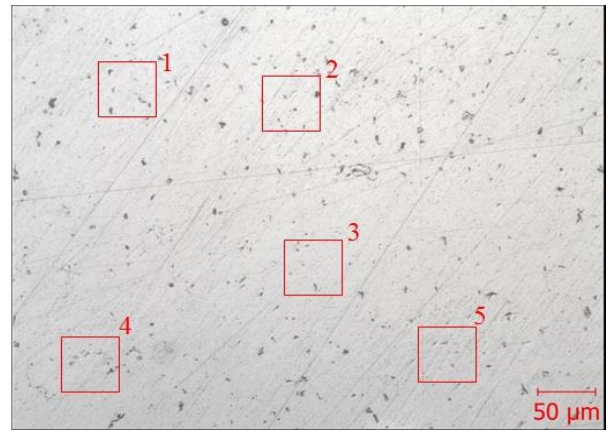
а –  $Q_i = 50$  Дж/мм у середовищі аргону; б –  $Q_i = 90$  Дж/мм у середовищі аргону;

в –  $Q_i = 43$  Дж/мм у середовищі аргон-гелію 90/10; г –  $Q_i = 86$  Дж/мм у середовищі аргон-гелію 90/10;

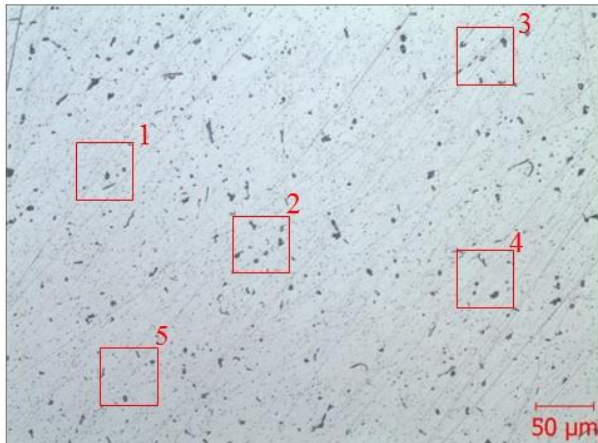
Рисунок 4.14 – Мікроструктура і зони аналізу структурних складових ( $\times 200$ ) сплаву AlMg5.



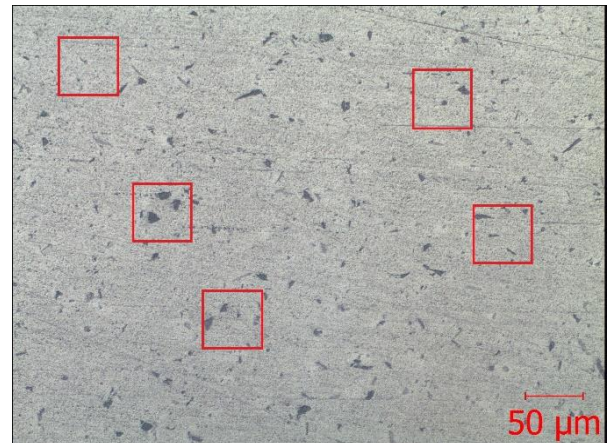
д



е



є



ж

д –  $Q_i = 40$  Дж/мм у середовищі аргон-гелію 70/30; е –  $Q_i = 82$  Дж/мм у середовищі аргон-гелію 70/30

є –  $Q_i = 36$  Дж/мм у середовищі аргон-гелію 50/50; ж –  $Q_i = 87$  Дж/мм у середовищі аргон-гелію 50/50

Рисунок 4.14, лист 2.

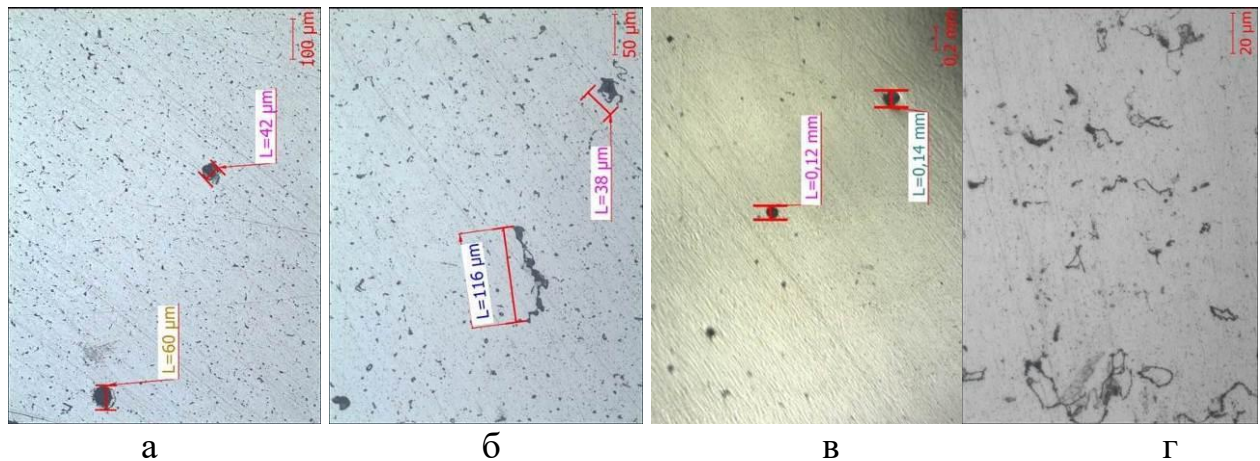
На кожному шліфі зразка (15 шліфів для кожного типу захисного газу при максимальному і мінімальному значенні погонної енергії), довільно, було вибрано п'ять зон, площею  $50 \times 50$  мкм. В обраних зонах був проведений підрахунок неметалевих, зміцнюючих включень магнію, з поправкою на середній розмір включень – який склав 3 мкм. На рисунку 4.14 наведено характерний зовнішній вигляд розподілу зміцнюючих включень, для кожного типу захисних газів при різних значеннях погонної енергії. У таблиці 4.6

показано середню кількість розподіленого твердого розчину в металі на обраних площах.

Таблиця 4.6– Кількість включень на обраних площах шліфа

Захисний газ	Погонна енергія $Q_i^i$	№ площі	Кількість включень на площі	Середня кількість включень	Механічні властивості	
					$\sigma_B$ МПа	$\delta, \%$
аргон	46	1	4	3,6	268	26
		2	2			
		3	4			
		4	5			
		5	3			
	90	1	5	4,6	271	15
		2	6			
		3	4			
		4	4			
		5	4			
аргон-гелій 70/30	43	1	4	5	270	20
		2	6			
		3	6			
		4	6			
		5	4			
	86	1	4	6,6	274	15
		2	8			
		3	10			
		4	6			
		5	5			

Для структури вирощених зразків є характерними ті ж дефекти, що і для інших металургійних процесів (рис. 4.16).



а –  $Q_i = 46$  Дж/мм в середовищі аргону; б –  $Q_i = 90$  Дж/мм в середовищі аргону; в –  $Q_i = 43$  Дж/мм в середовищі аргон–гелію; г –  $Q_i = 82$  Дж/мм аргон–гелію.

Рисунок 4.15–Структура вирощених зразків і характерні дефекти (x200).

При проведенні дослідження вирощених зразків виявлені такі дефекти як: газові пори, перегрів, не сплавленності у вигляді шлакових включень. У деяких місцях на поверхні зразків вирощених з мінімальним значенням погонної енергії є лінії не сплавлення довжиною до 116 мкм.

Формування такої структури не могло не відбитися на механічних властивостях. Результати механічних випробувань в табл. 4.7.

Таблиця 4.7 – Значення механічних характеристик для сплаву AlMg5.

№ партії	Газ%	$Q_i$ пог. енер Дж/мм	Напрямок вирізки	Механічні властивості				
				$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ
1	Ar 100%	50	поперечний	275	140	28	21	4,2
			повздовжній	263	124	25	20	4,0
			середній	261	132	26	20	4,1
2		90	поперечний	270	140	17	23	3,8

Продовження табл. 4.7

			повздовжній	264	137	14	23	3,9
			середній	266	139	15	23	3,8
3	Ar/He 90/10%	43	поперечний	266	144	14	22	4,0
			повздовжній	260	140	14	17	4,4
			середній	263	141	14	19	4,2
4		86	поперечний	272	145	22	16	4,0
			повздовжній	263	140	24	18	3,6
			середній	266	142	23	17	3,8
5	Ar/He 70/30%	40	поперечний	270	139	20	23	3,8
			повздовжній	262	137	20	22	4,1
			середній	268	138	20	22	3,9
6		82	поперечний	274	142	18	24	4,0
			повздовжній	266	140	13	26	4,0
			середній	270	141	15	25	4,0
7	Ar/He 50/50%	36	поперечний	273	135	21	19	3,9
			повздовжній	269	135	18	21	4,2
			середній	271	135	19	20	4,0
8		78	поперечний	278	124	22	21	3,7
			повздовжній	273	120	23	22	3,9
			середній	275	122	22	21	3,8
–	Нормы EN ISO 18273			250	120	8	–	–
	Нормы* ГОСТ 17232–99(для плит из Al– сплавів товщиною 11...25 мм)			≥270	≥120	≥13,0	–	–

В результаті механічних випробувань встановлено (табл. 4.7.), що найвищі значення характеристик міцності властивостей мають зразки, вирощені в середовищі аргон-гелій 50/50 ( $\sigma_b = 275$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 122$   $\delta = 25\%$  МПа), при максимальному допустимому значенні погонної енергії, зразки вирощені з



мінімальними значеннями погонної енергії мають високі значення пластичності, відносно подовження у середовищі аргону і  $\delta = 26\%$  і середовищі аргон-гелій.

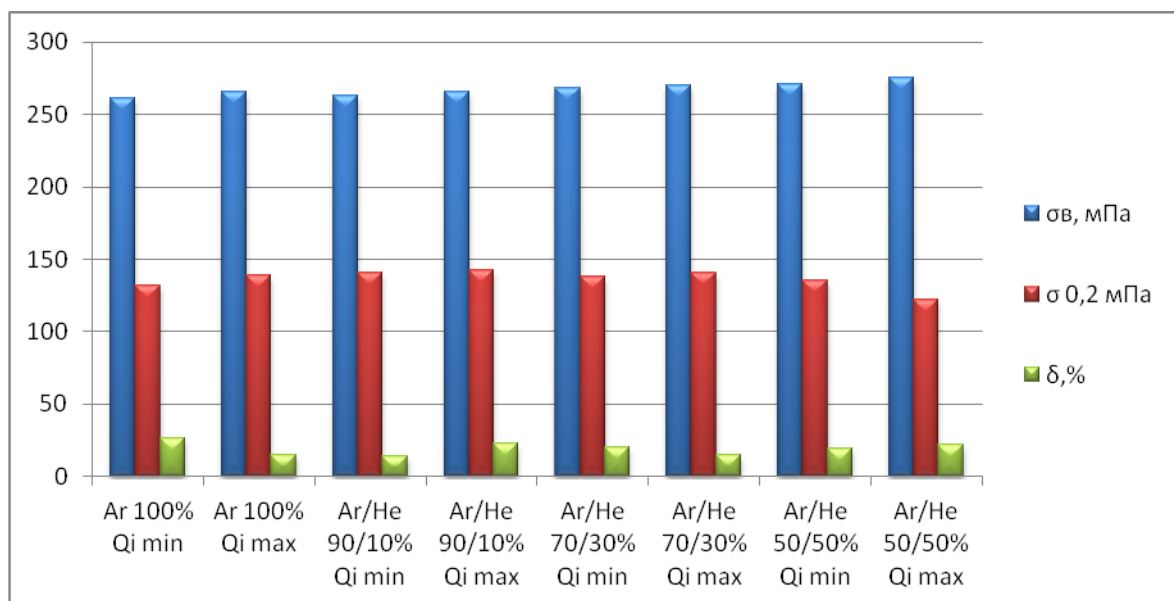
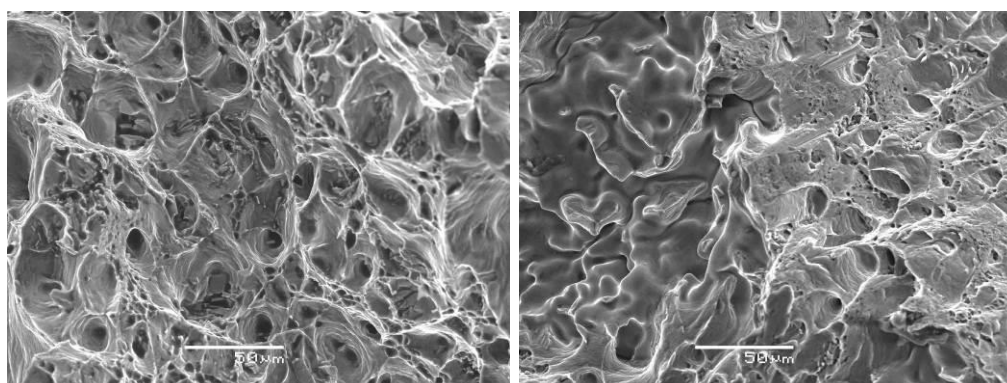


Рисунок 4.16 – Порівняльний аналіз механічних властивостей сплаву AlMg5.

Характерні фрактограми поверхні руйнування досліджених сплавів поблизу периферійних зон наведені на рис. 4.18. Встановлена розвинена ямковість зламу з характерними лініями відколів, для сплавів з меншою погонною енергією. Однак, збільшення погонної енергії призвело до збільшення ямкової частки на поверхні зразка (див. рис. 4.18, а).



а

б

а – погонна енергія 46 Дж/мм; б – погонна енергія 90 Дж/мм.

Рисунок 4.15 – Характерні фрактограми поверхні руйнування (x200).

Аналізом даних рис. 4.17 встановлено, що при зниженні погонної енергії відбувалася зміна характеру руйнування металу. Використання суміші газів аргон-гелій призвело до формування ямкової поверхні зламу досліджуваного сплаву. Характерна фрактограма приведена на рис. 4.18.

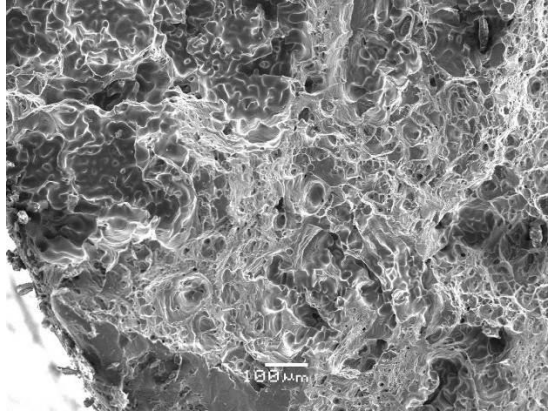


Рисунок 4.18 – Характерна фрактограма поверхні зламу для сплавів, вирощених у середовищі аргон-гелій (x100).

Таким чином використання аргон-гелієвої суміші дозволяє збільшити частку в'язкої складової поверхні руйнування.

Встановлено, що більша кількість включень розподілу твердого розчину на площі металу призводить до збільшення значень механічних властивостей (рис 4.17 – 4.18)[137].

Збільшення значень погонної енергії призводить до більш дисперсного розподілу включень магнію. Значення погонної енергії та зміна захисних газів не позначається на розмірі зміцнюючих вкраплень (рис. 4.18).

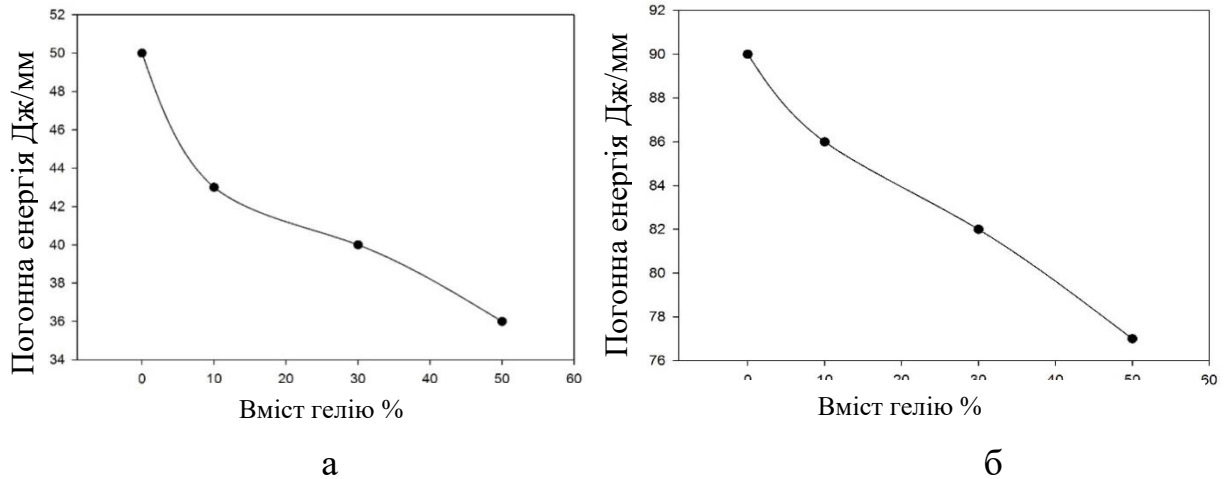
Проведено аналіз даних отриманих в ході дослідження (табл. 4.8).

Таблиця 4.8 – Загальні дані отримані в ході дослідження вирощеного сплаву AlMg5

Захисний газ %	Погонна енергия $Q_i^i$	Середня кількість включень на площі	Механічні властивості	
			$\sigma_B$ МПа	$\delta, \%$
Ar 100	50	3,6	261	26
	90	4,6	266	15
Ar/He 90/10	43	4,0	263	14
	86	4,8	266	23
Ar/He 70/30	40	5	268	20
Ar/He 50/50	82	6,6	270	15
Ar/He 50/50	36	6,0	271	19
	77	8,2	275	22

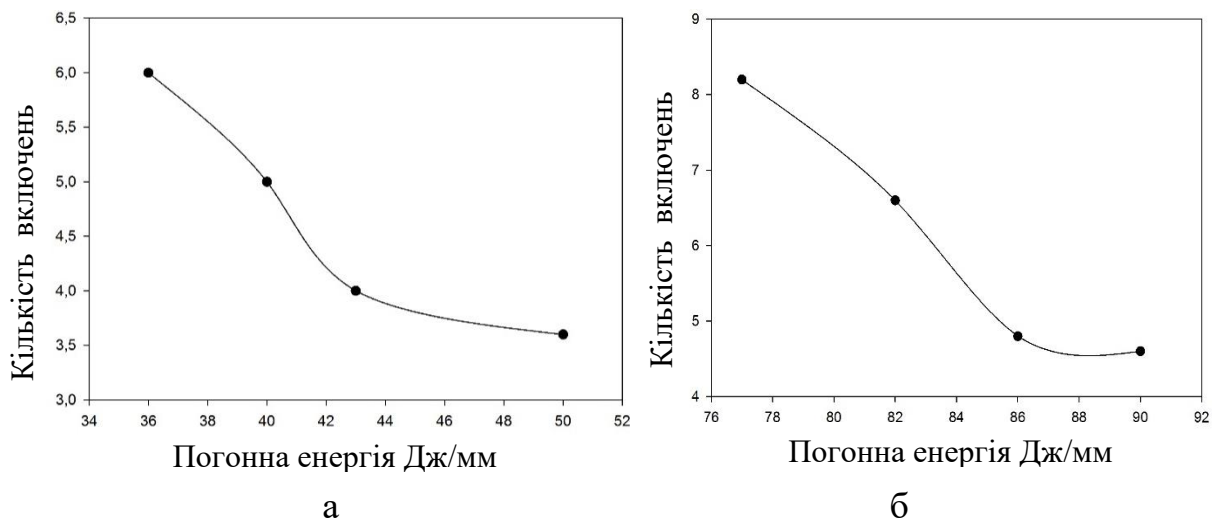
У таблиці наведені основні параметри наплавлення, та результати експериментальних даних проведеного дослідження, що допомогли встановити залежності процесу структуроутворення, механічних властивостей, вмісту газів.

Як було зазначено вище, значення погної енергії змінюється при різному співвідношенні газів аргону-гелію, оскільки змінюється концентрація зварювальної дуги. Збільшення кількості гелію у середовищі захисних газів дозволяє зменшити значення погонної енергії процесу наплавлення (рис 4.19).



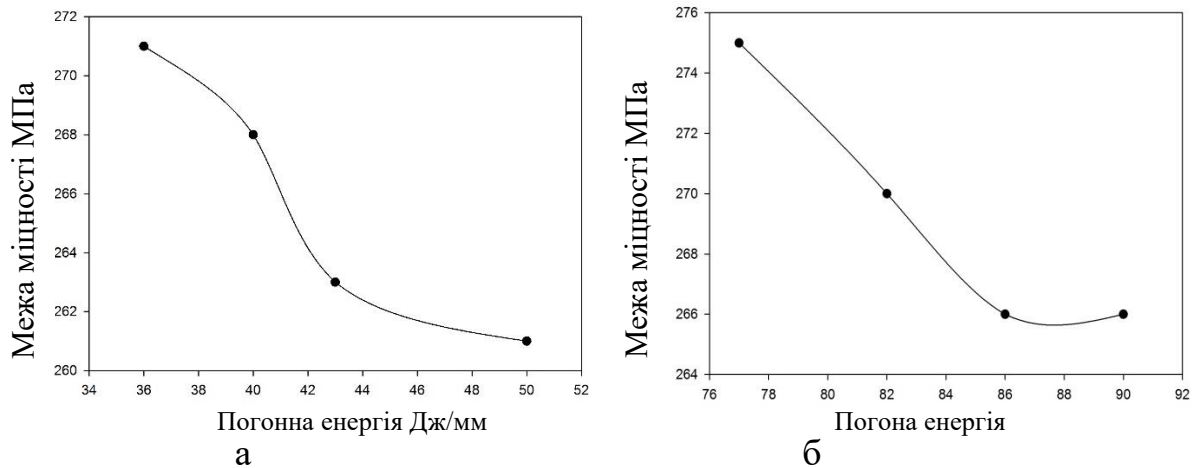
а – при мін. значенні погонної енергії б – при макс. значенні погонної енергії  
Рисунок 4.19 залежність значень погонної від співвідношення газів аргон–гелій для сплаву AlMg5

В ході дослідження було виявлено, що збільшення значень погонної енергії призводить до якіснішого перемішування сплаву під час процесу наплавлення, що сприяє рівномірному розподіленню зміцнюючих включень Mg (рис 4.20).



а – залежність кількості включень при мін. значеннях погонної енергії;  
б – залежність кількості включень при макс. значеннях погонної енергії

Рисунок 4.20 – Залежність впливу співвідношення газів аргон-гелій на кількість включень для сплаву AlMg5



а – залежність межі міцності при мін. значеннях погонної енергії

б – залежність межі міцності при макс. значеннях погонної енергії

Рисунок 4.21 – Залежність механічних властивостей від погонної енергії для сплаву AlMg5

Досліджено, що більш концентрована дуга, яка була отримана за допомогою збільшення вмісту гелію у суміші захисних газів, дозволяє отримати більш насичену зміцнюючими фазами структуру (рис 4.21).

### 4.3. Висновки

1. З застосуванням методу пересічних кривих був розроблений оптимальний склад захисної суміші аргон-гелій для технології методу пошарового наплавлення сплавів AlSi5 та AlMg5, що забезпечує підвищену структурну стабільність.

2. Досліджено що підвищення значень погонної енергії до максимально допустимої (95 Дж/мм для сплаву AlSi5 і 85 Дж/мм для сплаву AlMg5) сприяє підвищенню міцності алюмінієвих сплавів (130 МПа для AlSi5. та 275 МПа для AlMg5).

3. Встановлено що з підвищенням вмісту гелію у складі суміші від 10% до 50%, зменшується значення максимальної допустимої погонної енергії з 95 Дж/мм до 80 Дж/мм, що дозволяє знизити вольт-амперні характеристики при наплавленні.

4. Досліджено вплив значень погонної енергії на структурну складову алюмінієвих сплавів: для сплаву AlSi5 підвищення значень погонної енергії до 80 Дж/мм забезпечує більш округлу і дрібну структуру і дозволяє зменшити відстань між гілками  $\alpha$ -дендритів кремнію до 5 – 15 мкм; для сплаву AlMg5 збільшення погонної енергії дозволяє отримувати рівномірно розподілену структуру з підвищеною кількістю зміцнюючі фаз магнію.

5. Встановлено що при мінімальних значеннях погонної енергії вдається забезпечити механічні властивості алюмінієвих сплавів у межах вимог встановлених відповідними стандартами. Отже, можливо формувати тонкі стінки (до 5 мм) сегментів деталі, без витрат коефіцієнту міцності.

## Розділ 5 ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ У ВИРОБНИЦТВО В УМОВАХ ПІДПРИЄМСТВА «МОТОР СІЧ»

Для випробування технології вирощування авіаційних деталей на «Мотор Січ», був обраний об'єкт – «кришка редуктора». Для реалізації нового технологічного методу з застосуванням адитивних технологій, необхідно було розробити нову геометрію виробу з поправкою на технологічні можливості процесу і провести розрахунок міцності деталі, з урахуванням механічних властивостей, одержуваних методом вирощування, виготовлення проводили на розроблених раніше режимах (розділ 4).

5.1. Розрахунок на міцність «кришки редуктора», отриманої мікрOMETALУРГІЙНИМ ВИРОЩУВАННЯМ.

У розділі представлені результати розрахунку напружено-деформованого стану (НДС) кришки редуктора двигуна (деталі – кришки), виготовленої з використанням методів адитивного виробництва з двох варіантів матеріалів дроту – алюмінієвого сплаву AlSi5 і сплаву алюмінію з магнієм AlMg5 у якості присадкового матеріалу.

Найменування і матеріал кришки згідно з технічними вимогами креслення наведені в таблиці 5.1. Також зазначені варіанти виконання кришки зі сплаву AlSi5 і сплаву AlMg5 Твердотільна модель на рис. 5.1.

Таблиця 5.1 – Найменування і матеріал розглянутої деталі.

Варіант виконання	Найменування	Матеріал, НДС на матеріал	Прим.
1	Кришка	Сплав AlSi5	–
2	Кришка	Сплав AlMg5	–
3	Кришка	Магнієвий сплав МЛ10, ГОСТ 2856–79	По кресленню

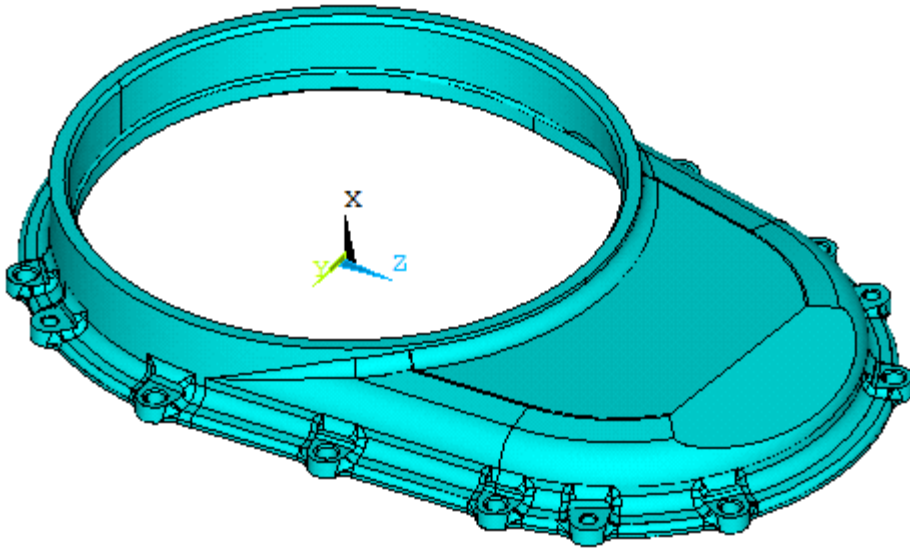


Рисунок 5.6 – Твердотільна модель кришки.

Для спрощення розрахунку були проведені роботи по виявленню безпечних об'ємів металу і встановлено, що отвори на фланці кришки є такими. Твердотільна модель після спрощення приведена на рис. 5.2

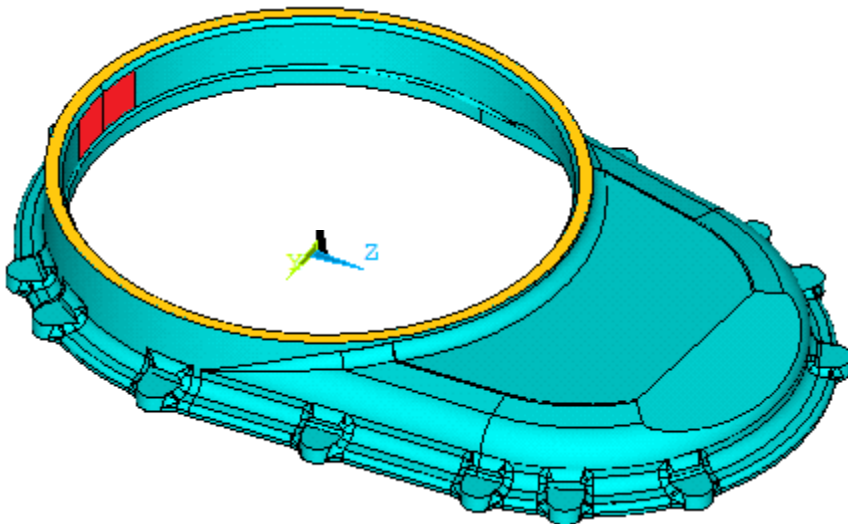


Рисунок 5.7 – Спрощена твердотільна модель кришки із зазначенням поверхонь прикладання навантажень[137].

Аналіз умов роботи деталі дозволив встановити навантаження, що діють на кришку:



–  $F_a = 1200$  Н – осьове навантаження на поверхню торця циліндра в напрямку, протилежному напрямку осі X (рис. 5.2 – поверхня виділена жовтим кольором);

–  $F_r = 300$  Н – постійне радіальне навантаження на циліндричну поверхню в напрямку, протилежному напрямку осі Z (див. рис. 5.2 – поверхня виділена червоним кольором).

– Робоча температура кришки складає  $150^\circ\text{C}$ .

Властивості матеріалів кришки при температурі  $150^\circ\text{C}$ , що використовуються при розрахунку напружено деформованого стану наведені в таблиці 5.2.

Криві деформування ( $\sigma = f(\varepsilon)$ ) матеріалів AlSi5 і AlMg5, прийнятих для розрахунку напружено-деформованого стану кришки, для температури  $150^\circ\text{C}$  наведені на рисунку 5.3[138].

Таблиця 5.2 – Властивості розглянутих матеріалів кришки при робочій температурі  $150^\circ\text{C}$ .

Параметр	Позначення	Од. вим.	AlSi5	AlMg5	МЛ10
Межа короткочасної міцності	$\sigma_B^t$	МПа	112	206	206
Межа плинності	$\sigma_{02}^t$	МПа	79	131	141
Межа пропорційності	$\sigma_{пр}^t$	МПа	67	111	96
Густина	$\rho$	МПа	2680	2650	1780
Модуль пружності	$E$	МПа	5900	6200	4068
Коефіцієнт лінійного розширення	$\alpha$	$1/^\circ\text{C}$	$2,39 \cdot 10^{-5}$	$2,58 \cdot 10^{-5}$	$2,8 \cdot 10^{-5}$
Відносне подовження	$\delta$	%	22,8	32,7	8,0
Коефіцієнт Пуассона	$\mu$	–	0,33	0,3	0,33

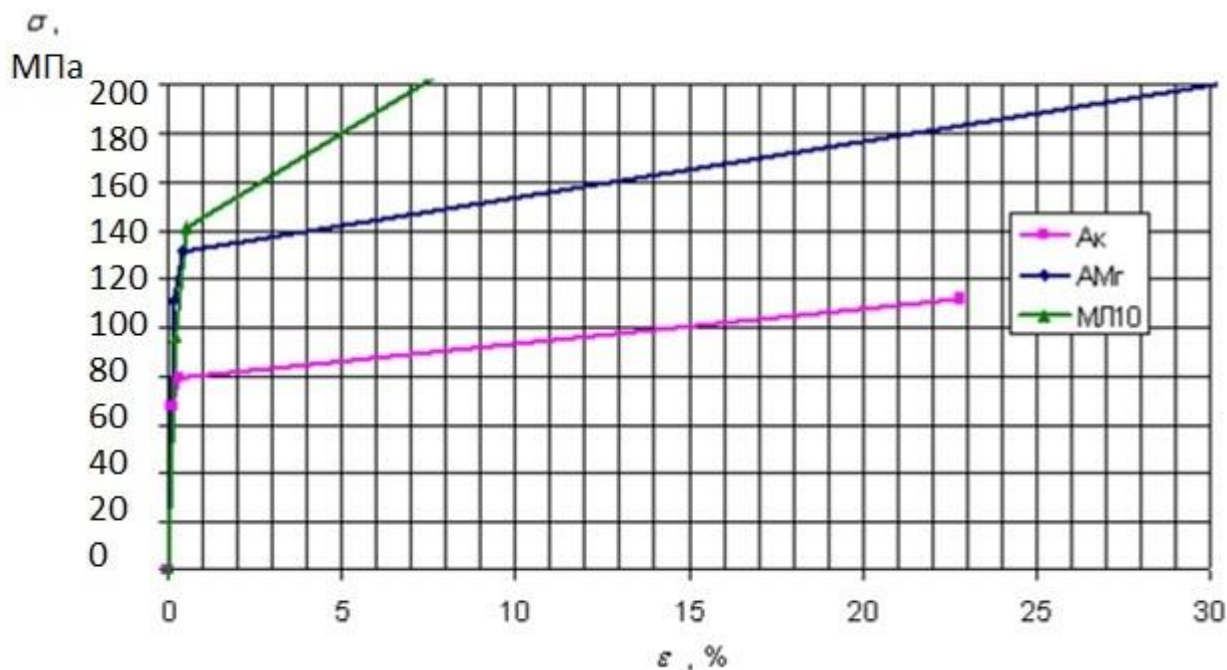


Рисунок 5.8 – Криві деформування матеріалів AlSi5 і AlMg5, прийняті для розрахунку напружено-деформованого стану кришки, для температури 150 ° С.

## 5.2. Методика визначення напружено-деформованого стану кришки

З метою спрощення моделі, скорочення часу розробки кінцево-елементної моделі, та часу розрахунку, були видалені отвори у фланці кришки (не впливають на результати розрахунку ПДВ) – див. Рис. 3.2.

Розрахунок НДС кришки виконаний методом кінцевих елементів із застосуванням програмного комплексу ANSYS 18.1. Визначення НДС складається з наступних етапів. Підготовка механічних властивостей матеріалів кришки для розрахунку НДС. Необхідні для розрахунку НДС властивості сплаву МЛ10 кришки прийняті за довідником ВІАМ [140]. Необхідні для розрахунку НДС властивості матеріалів кришки AlSi5 та AlMg5 відкоректовані з урахуванням статистично середніх величин властивостей, визначених у п.4.3 для зразків виготовлених із застосуванням адитивних технологій.

З огляду на те, що матеріал виробу, для якого планувалося проведення досліджень, наведених у дисертаційній роботі піддається термічним навантаженням при температурі 150°C, проводили короточасні жаротривкі випробування. Результати випробувань представлені в табл. 4.7.

Таблиця 5.3 – Результати випробувань короточасної жароміцності.

№	Температура С°	Межа міцності $\sigma_B$ , МПа	Відносне подовження %	Відносне звуження %
<b>AlMg5</b>				
Прод1	150	233	43,0	–
Прод2		233	25,0	–
Попер1		227	24,0	–
Попер2		215	17,7	–
Попер3		212	15,0	–
<i>Рівень</i>		<i>240</i>	<i>14</i>	<i>14</i>
<b>AlSi5</b>				
Попер1	150	235	8,7	43,5
Попер2		200	8,4	58,8
Попер3		259	8,2	47,9
Попер4		274	8,4	53,7
Прод1		235	8,7	42,2
Прод2		232	9,2	53,5
Прод3		247	9,1	61,5
<i>Рівень</i>			<i>250</i>	

Аналізом даних табл. 4.7 встановлено, що для обох сплавів різниця властивостей в поздовжньому і поперечному напрямку незначна. Це говорить про стабільність механічних властивостей дослідного матеріалу. Для всіх

сплавів короточасна жароміцність перебувала нижче рівня вимог відповідних стандартів на 5%. При цьому межа плинності при 20% деформації знаходиться вище рівня вимог.

Для коректного задавання граничних умов і обліку температурних розширень в робочих умовах на моделі кришки побудовані додаткові об'єми шляхом протягування торцевої поверхні фланця кришки на 50 мм – див. Рисунок 5.4. При цьому об'єми кришки та додаткові обсяги мають загальні поверхні.

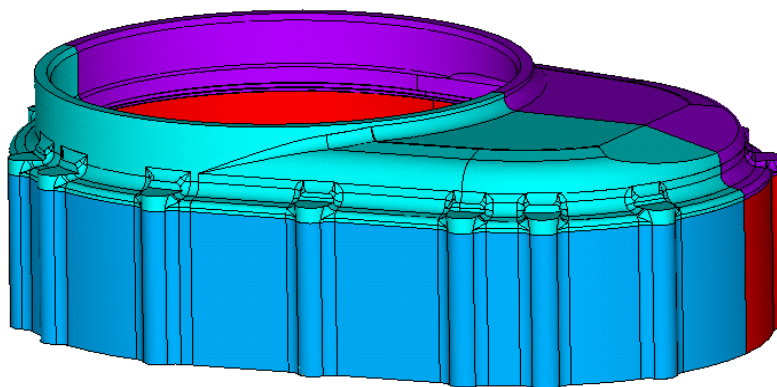


Рисунок 5.9 – Твердотільна модель кришки з додатковими об'ємами.

Розробку кінцево-елементної моделі кришки здійснили шляхом апроксимації сітки кінцевих елементів за допомогою препроцесора автоматичної розбивки ANSYS. При цьому використані елементи в формі тетраєдрів і пірамід – для кришки та Гексаєдр – для додаткових обсягів. Для розробки кінцево-елементної моделі прийнятий має форму тетраєдра елемент SOLID 185, який було обрано у зв'язку з тим, що він може мати будь-яку просторову орієнтацію і визначається двадцятьма вузлами, кожен з яких має три ступені свободи.

Нульові переміщення кришки в напрямку осей X, Y, Z – ALL DOF = 0 задані на нижній поверхні моделі (див. Рис. 5.4), тобто з боку, протилежного кришці.

У вузлах моделі задана постійна за величиною робоча температура 150 ° С. До поверхні торця циліндра (виділена жовтим на рис. 5.2) прикладене осьове навантаження  $F_a=1200$  Н, рівномірно розподілена по вузлах. До вузлів

циліндричної поверхні (на ділянці, виділеній червоним на рисунку 5.2) прикладене радіальне навантаження  $F_r=300$  Н, рівномірно розподілене по вузлах.

Рішення завдання структурного аналізу виконано в модулі Solution програмного комплексу ANSYS з урахуванням кривих деформування матеріалів кришки із застосуванням методу ітераційного PCG. Зазначений метод рекомендується для великих моделей з об'ємних елементів.

За результатами структурного аналізу кришки в постпроцесорі виконана візуалізація розподілу еквівалентних напруг по Мізесу і визначені зони максимальних еквівалентних напружень в кришці. У зоні з максимальними еквівалентними напруженнями виділено перетин, в якому визначено коефіцієнт запасу статичної міцності по формулі:

$$K_B = \frac{\sigma_B^t}{\sigma_{\text{ЭКВ}}^{\text{CP}}} \quad (5.1)$$

де  $\sigma_B^t$  – межа короткочасної міцності матеріалу кришки при робочій температурі;  $\sigma_{\text{ЭКВ}}^{\text{CP}}$  – середні еквівалентні напруги в перерізі.

Середні еквівалентні напруги визначені в постпроцесорі програмного комплексу ANSYS відповідно до алгоритму, описаному формулою:

$$\sigma_{\text{ЭКВ}}^{\text{CP}} = \frac{1}{n-1} \cdot \left( \frac{\sigma_{\text{ЭКВ}}^1}{2} + \frac{\sigma_{\text{ЭКВ}}^n}{2} + \sum_{i=2}^{n-1} \sigma_{\text{ЭКВ}}^i \right) \quad (5.2)$$

де  $n$  – кількість вузлів на лінії з максимальними напруженнями в перерізі;  
 $\sigma_{\text{ЭКВ}}^1$ ,  $\sigma_{\text{ЭКВ}}^n$  – еквівалентні напруження в першому і  $n$ -му вузлі на лінії з максимальними напруженнями в перерізі[138].

### 5.3. Результати розрахунку НДС кришки

Розроблена кінцево-елементна модель кришки (з урахуванням додаткових об'ємів) містить 1272927 елементів SOLID 185 і 145 597 вузлів. Звичайно-елементна модель представлена на рисунку 5.5.

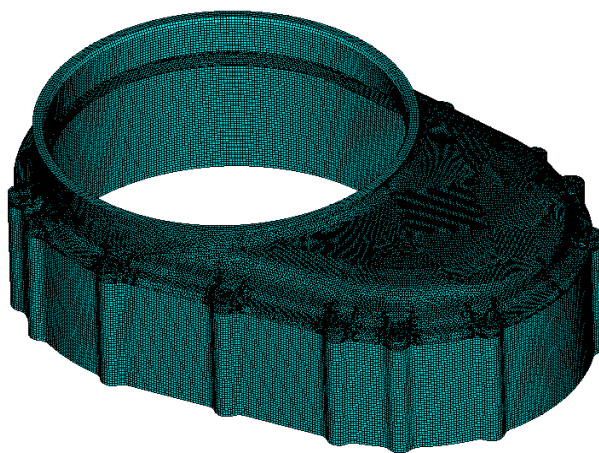


Рисунок 5.10 – Кінцево-елементна модель кришки.

В результаті структурного аналізу кришки в постпроцесорі виконана візуалізація розподілу еквівалентних напруг і визначені зони максимальних еквівалентних напружень в кришці.

Напружено-деформований стан кришки, навантаженої робочою температурою і зусиллями, що діють, виготовленої зі сплавів AlSi5, AlMg5і МЛ10 наведено на рисунках 5.6 – 5.8, відповідно. Як видно з рисунків зона максимальних еквівалентних напружень розташована в зоні переходу фланця кріплення кришки.

Як видно з рисунка 5.9, зони пластичної деформації в кришці з матеріалу AlSi5 розташовані в зонах переходу фланця кріплення кришки.

Таким чином, отримана модель кришки редуктора і проведено її розрахунок методом кінцевих елементів. Встановлено коефіцієнти запасу статичної міцності кришки, виготовленої з магнієвого сплаву МЛ10 або з використанням методів адитивного виробництва з двох варіантів матеріалів дроту зі сплаву AlSi5 і сплаву AlMg5 у якості присадкового матеріалу[135].

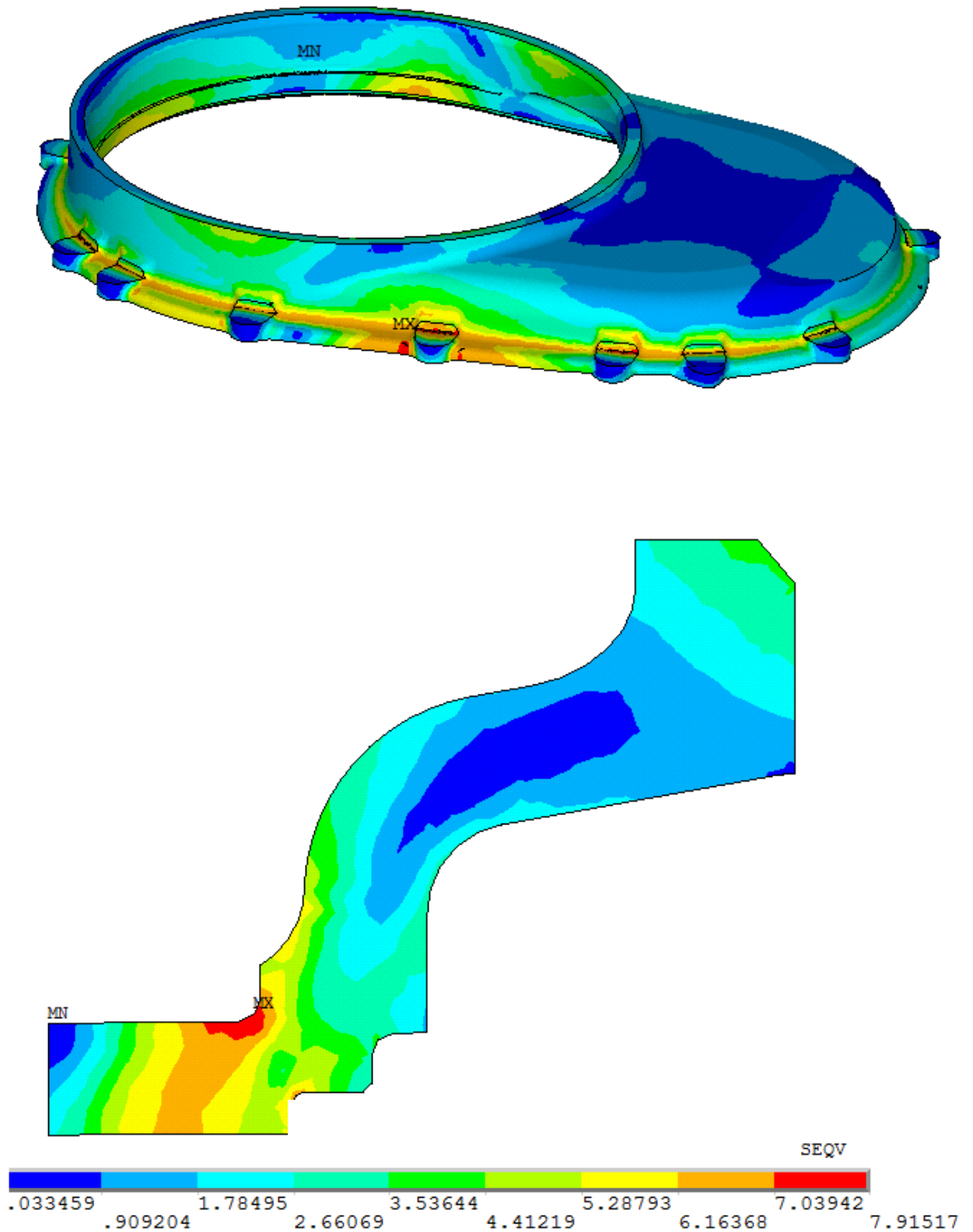


Рисунок 5.11 – Напружено-деформований стан кришки, виготовленої зі сплаву AlSi5, навантаженої робочою температурою і зусиллями, що діють.

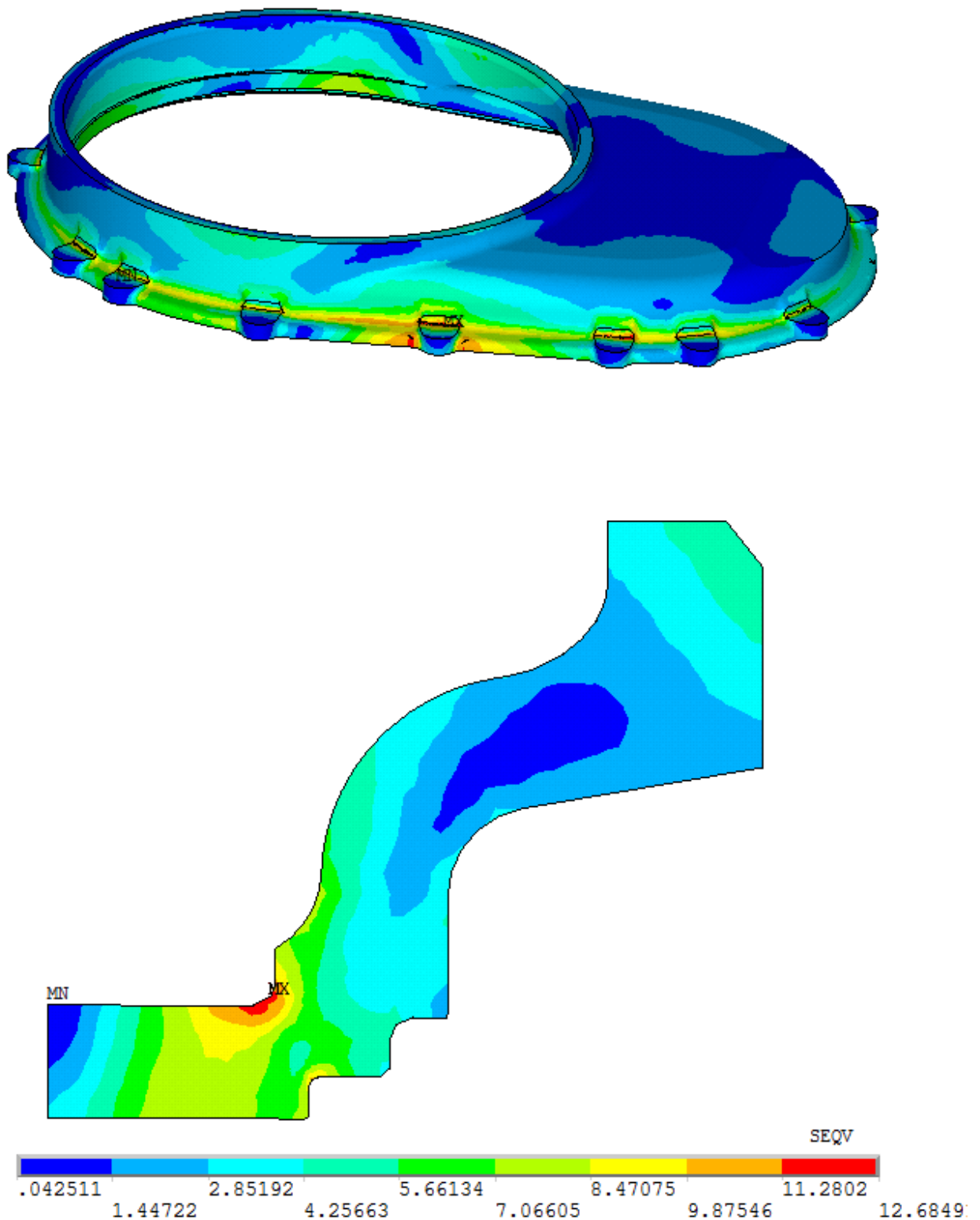


Рисунок 5.12 – Напружено-деформований стан кришки, виготовленої зі сплаву AlMg5, навантаженої робочою температурою і зусиллями, що діють.



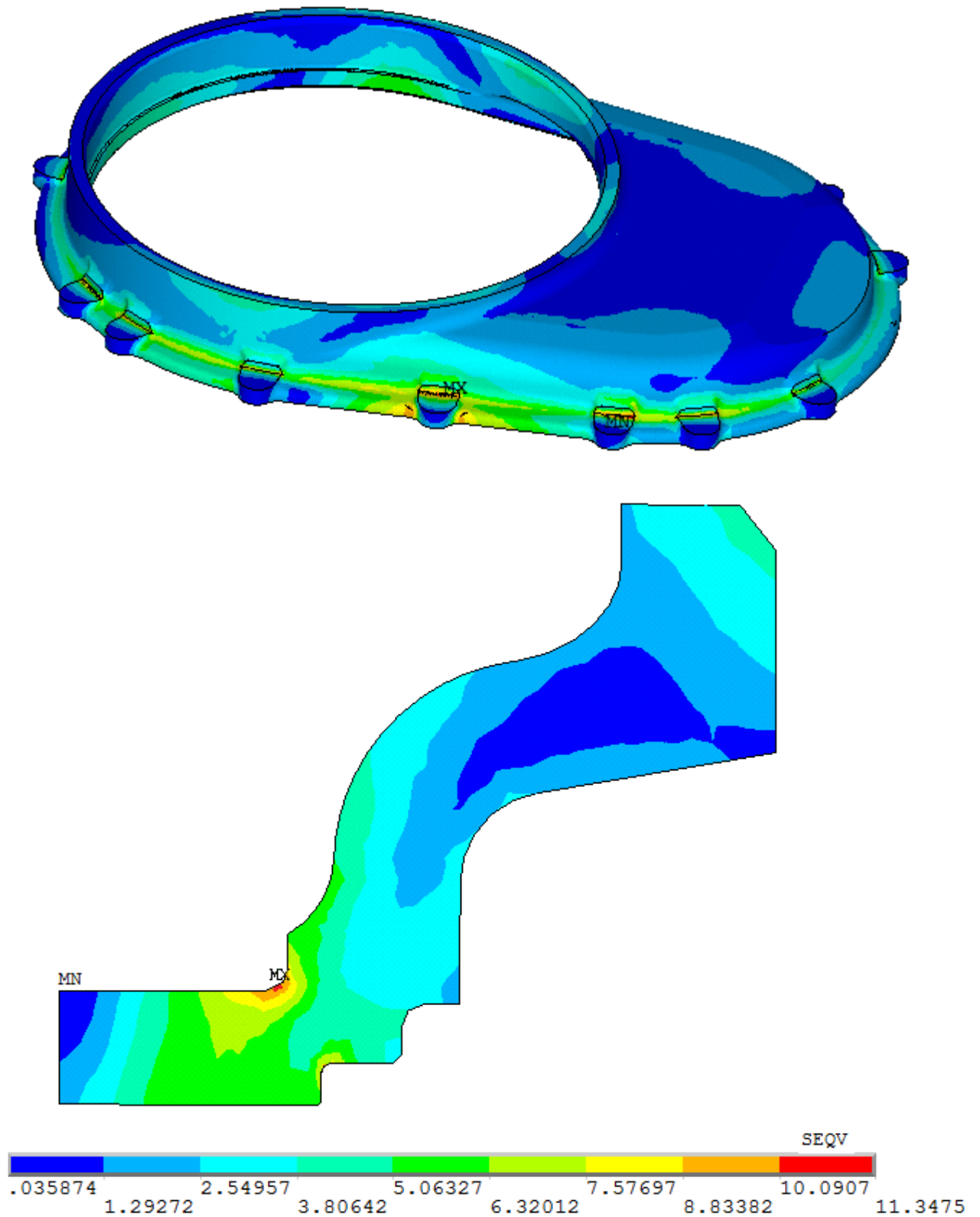


Рисунок 5.13 – Напружено-деформований стан кришки, виготовленої зі сплаву МЛ10, навантаженої робочою температурою і зусиллями, що діють.

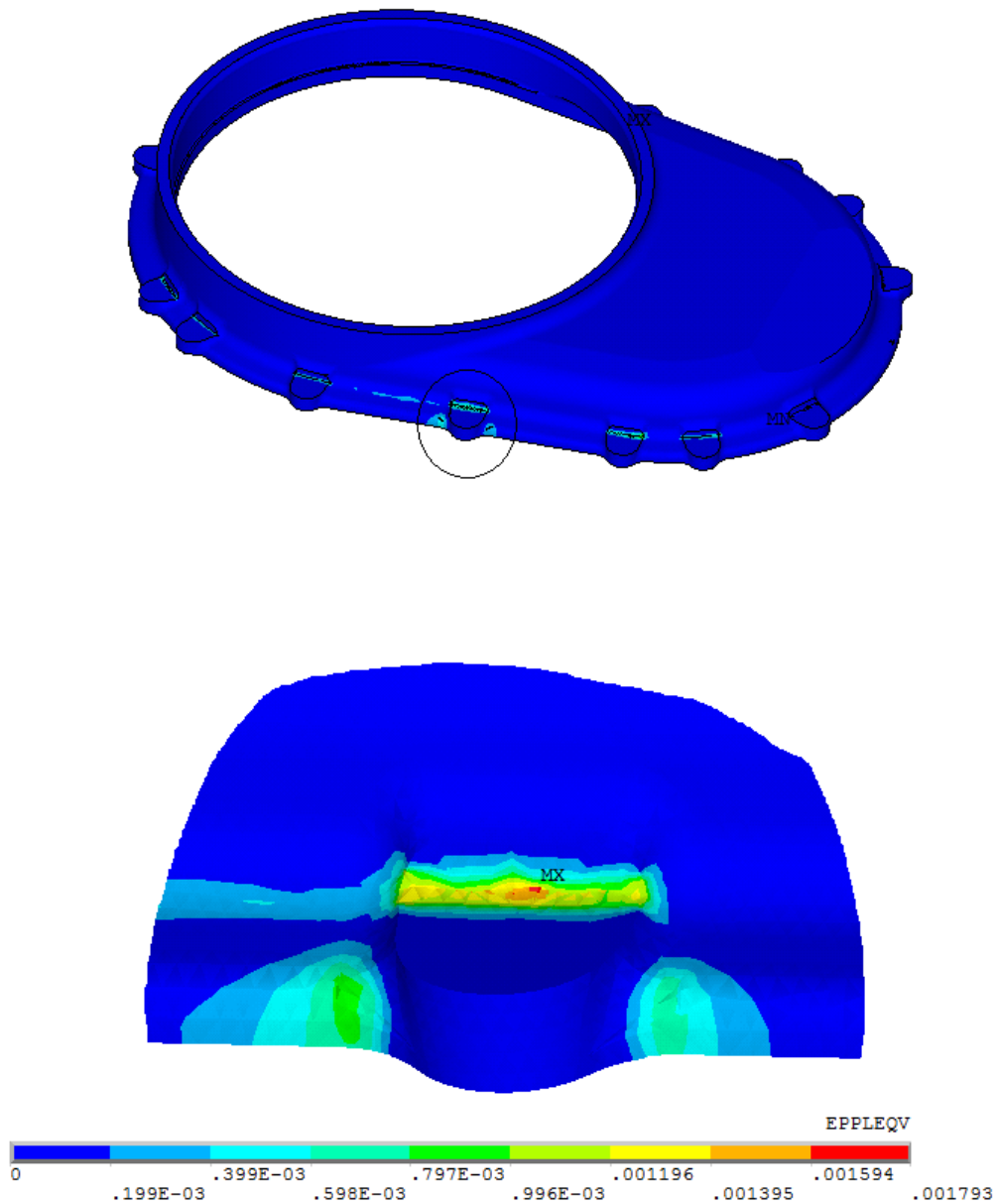


Рисунок 5.14 – Зона пластичної деформації кришки, виготовленої з аналога сплаву AlSi5, навантаженої робочою температурою і зусиллями, що діють.

Результати розрахунку середніх еквівалентних напружень в критичному перетині й коефіцієнту запасу статичної наведені в таблиці 5.4.

Таблиця 5.4 – Результати розрахунку середніх еквівалентних напружень в критичному перетині та коефіцієнту запасу статичної міцності.

Параметр	Позн.	Од. вим.	Сплав AlSi5	Сплав AlMg5	Сплав МЛ10
Максимальні еквівалентні напруги	$\sigma_{\text{ЭКВ}}^{\text{max}}$	МПа	7,9	12,7	11,3
Середні еквівалентні напруги	$\sigma_{\text{ЭКВ}}^{\text{CP}}$	МПа	4,3	6,0	5,1
Межа короточасної міцності	$\sigma_B^t$	МПа	11,2	20,6	20,6
Коефіцієнт запасу статичної міцності	$K_B$	–	2,6	3,4	4,0

Як видно з таблиці 5.3, коефіцієнти запасу статичної міцності кришки, виготовленої з AlSi5, AlMg5 і МЛ10, задовольняють нормативним вимогам. З огляду на, що величина максимальних еквівалентних напружень кришки з матеріалу AlSi5 відповідає межі плинності даного сплаву, на рисунку 5.9 наведені зони пластичної деформації кришки.

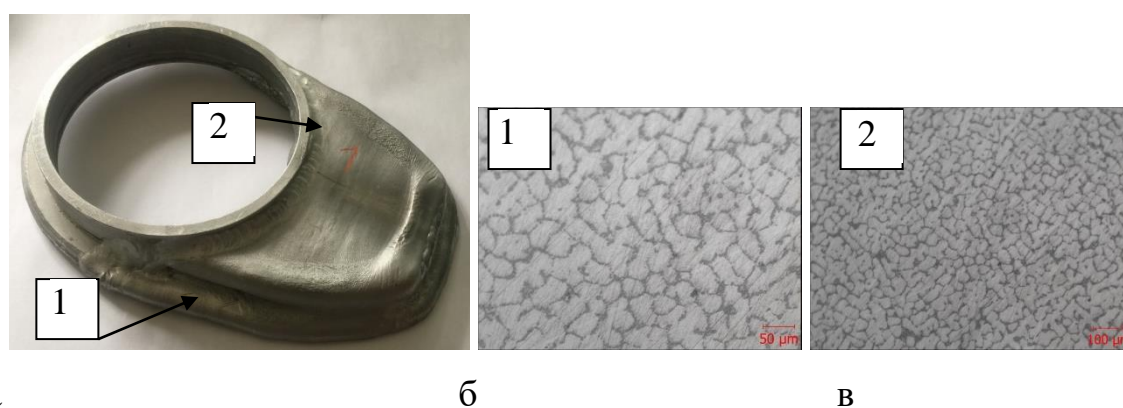
Коефіцієнт запасу міцності для сплаву AlSi5 і AlMg5 дорівнює 2,6 і 3,4 відповідно. Для сплаву МЛ10 – 4,0. при цьому, міцність сплавів AlMg5 і МЛ10 знаходиться на одному рівні. Реальні навантаження які виникають в деталі не перевищують 1200 Н. Це дозволяє стверджувати, що виріб зі сплаву AlMg5, виготовлений адитивними технологіями може застосовуватися на заміну раніше використовуваних виробів зі сплаву МЛ10, які виготовлялися за стандартними технологіями литва. Всупереч зниженню коефіцієнту запасу міцності на 0,4, застосування адитивних технологій для виготовлення кришки редуктора зі сплаву AlMg5 дозволить скоротити частку людського чинника при виникненні браку, істотно знизити відходи при виробництві внаслідок відсутності ливарних систем і т.д. При цьому можлива зміна конструкції з метою зменшення її ваги. На рис. 5.6 – 5.8, видно, що небезпечний перетин знаходиться в перехідній зоні. Для всіх трьох сплавів розмір цього перетину практично однаковий. Отже, всі інші перетини можуть бути потовщені, в

середньому на 20 ... 30%. Це призведе до зниження маси виробу та підвищення вантажності апарату в цілому[137].

Виріб зі сплаву AlSi5 мав коефіцієнт запасу міцності менше на 1.4. Отже, застосування деталей з цього матеріалу, отриманих адитивним вирощуванням можливо без істотних змін конструкції, а зони небезпечних перетинів вимагають потовщення[137].

#### 5.4. Отримання кришки редуктора із застосуванням технологій пошарового наплавлення

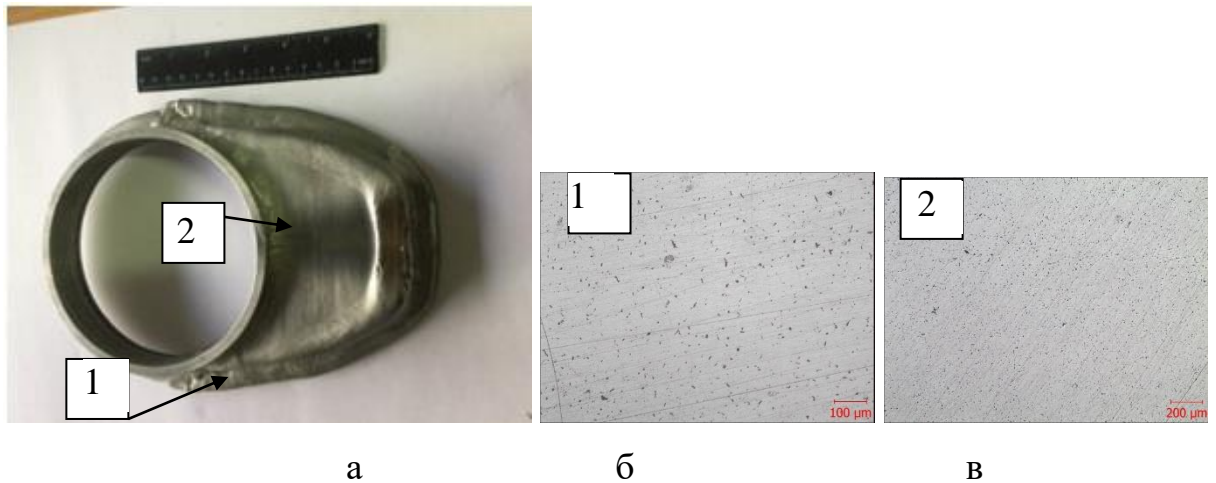
На режимах, розроблених в розділі 4, була вирощена деталь кришка редуктора зі сплавів AlSi5 і AlMg5. Проведено аналіз структури металу вирощеної деталі, в зоні переходу фланця кріпленні кришки, і на торці циліндра, в місцях дії максимальних еквівалентних напружень. Дані сегменти деталі були вирощені з мінімальними допустимими та максимальними, значеннями погонної енергії.



а – вирощена деталь Кришка редуктора; б – мікроструктура в зоні переходу фланця; в – мікроструктура в торці циліндра;

Рисунок 5.15 – Структура металу вирощеної деталі зі сплаву AlSi5.

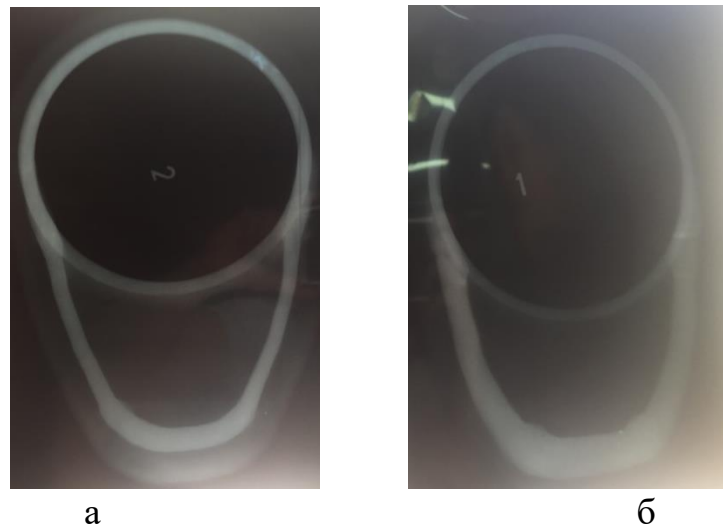
В ході проведення аналізу структур виявлено, що структура матеріалу вирощеної деталі є характерною для силумінів, виявлено наявність мікропор. Розмір пір відповідає другому балу пористості за шкалою ВІАМ.



а – вирощена деталь кришка редуктора; б – мікроструктура в зоні переходу фланця; в – мікроструктура в торці циліндра;

Рисунок 5.16 – Структура металу вирощеної деталі зі сплав AlMg5[141].

Мікроаналіз вирощеної заготовки зі сплаву AlMg показав, що структура як в зоні переходу фланця, так і в торці кільця однорідна, без прояву макрозерна, і характерна для сплавів типу АМГ.



а – зі сплаву AlSi5; б – зі сплаву AlMg5

Рисунок 5.17 – Рентген-контроль вирощених заготовок.

За результатами рентген контролю тріщин, і великих пор не знайдено, виявлено не повний провар металу в місці з'єднання «кільця» з основною частиною деталі.

Проведено аналіз витрат часу виробництва заготовки деталі "Кришка редуктора» при отриманні традиційним методом лиття в кокіль та методом вирощування з використанням зварювальних дротів (рис 5.13.)

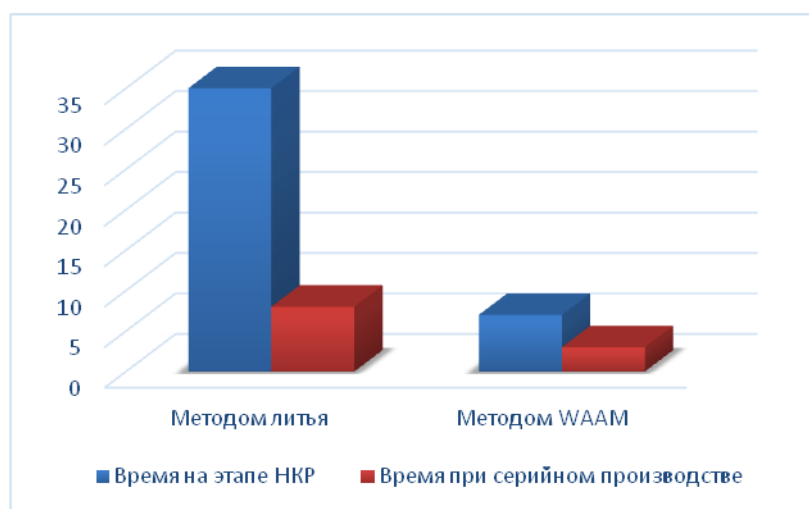


Рисунок 5.18 – Графік витрат часу при виробництві деталей методом WAAM при експериментальному і серійному виробництві.

На етапі науково конструкторських робіт метод вирощування дозволяє отримати дослідну заготовку деталі значно швидше, шляхом можливості здійснювати виробництво заготовки одразу після отримання конструкторського проекту.

Одну годину займає розробка оптимальних режимів і програми, 2 год загальна підготовка і організація робіт і 2 години, сам процес вирощування заготовки.

При виробництві заготовки методом лиття, необхідний додатковий час на розробку ливарної моделі, виготовлення моделі, виготовлення прес-форми, підготовку формувальних сумішей і ущільнення сумішей в опоці. Дані процеси можуть займати до трьох-чотирьох змін, і становлять 30 – 40 годин. Однак при

серійному виробництві метод лиття має певні переваги, шляхом можливості виготовляти кілька деталей одночасно, 4 – 6 штук.

Проведено розрахунок коефіцієнту використання матеріалу (5.3) для порівняння витрат матеріалу для методу вирощування та методу лиття деталі кришка редуктора.

$$K_{\text{вм}} = \frac{M_{\text{д}}}{M_{\text{з}}} \times 100\% \quad (5.4)$$

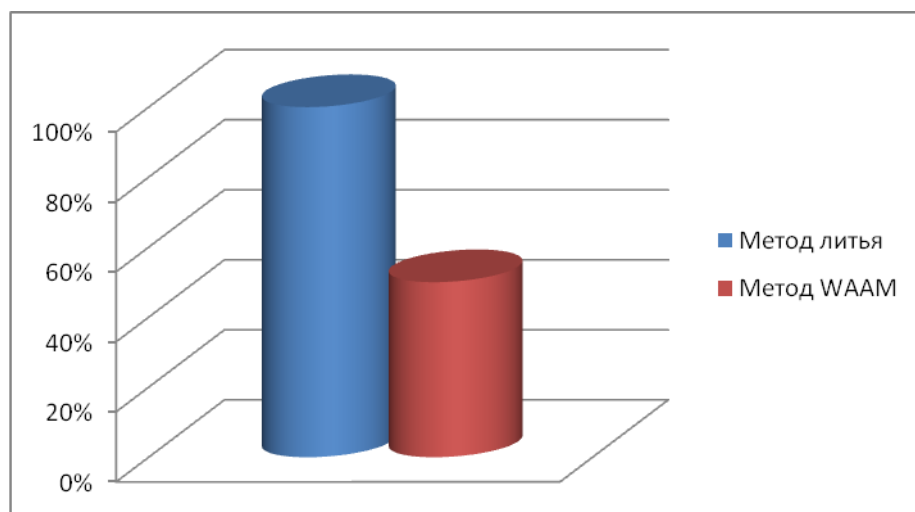


Рисунок 5.19 – Коефіцієнт використання матеріалів при виготовленні однієї деталі, методом лиття та методом вирощування.

При виробництві заготовки деталі Кришка редуктора методом лиття, з 2,5 кг ваги самої заготовки – 4 кг становить, маса ливників, близько 1 кг, складає вага металу що закладається на припуск та подальшу токарну обробку, розмір припуску 3 мм. Чорнова вага деталі складає 7,5 кг. Загальний коефіцієнт використання матеріалу дорівнює 33%.

Виготовлення деталі методом вирощування з використанням зварювальних дротів, дозволяє знизити чорнову вагу заготовки до 2,8 кг. Загальний коефіцієнт використання матеріалу дорівнює 89%.

Коефіцієнт використовуваного матеріалу до 89% шляхом практично 100% ККД при використанні зварювального дроту, відсутності ливників, а також високій точності при виробництві деталей – припуск при виготовленні деталей методом WAAM становить 1,2 мм.

## 5.5. Висновки

1. Розрахунком НДС встановлено, що коефіцієнт запасу міцності сплаву AlMg5 достатній (3,4), щоб використовувати його замість МЛ10 (4) при виготовленні «Кришки Редуктора», оскільки навантаження, що діє на деталь не перевищує 1200 Н.

2. Шляхом можливості отримувати заготовку меншого розміру, (розмір припуску зменшився у середньому з 5 до 3 мм) та відсутність відходів на литниково-живильну систему, маса заготовки була зменшена з 7,5 до 2,5 кг.

3. Витрати часу на виготовлення нової деталі «Кришка Редуктора» становили до 16 годин, що є значно меншими ніж при виготовленні даної деталі методом лиття (близько 40 годин).



## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі приведено нове технічне розв'язання науково-практичної задачі, що виражається в удосконаленні технології методу пошарового наплавлення авіаційних деталей з алюмінієвих сплавів, що дозволяє знизити значення погонної енергії необхідної для отримання заготовок деталей, з метою зниження їх собівартості на етапі науково-конструкторських робіт та при одиничному виробництві зі збереженням рівня властивостей міцності та забезпеченням структурної стабільності.

1. Аналіз технічної літератури та сучасного стану питання показав, що роботи присвячені розробці й вдосконаленні технології методів пошарового наплавлення при отриманні відповідальних деталей з алюмінієвих сплавів зі збереженням рівня властивостей є актуальними та потребують подальшого розвитку.

2. Хімічний склад, структуру і фізико-механічні властивості досліджуваних сплавів визначали з використанням сучасних перевірених методик і обладнання, з відносною помилкою не більше 5%. Розрахунок напружено-деформованого стану проводили із застосуванням сучасної комп'ютерної техніки та програмного забезпечення ANSYS. Все це дозволило отримати певні залежності зміни якісних показників досліджуваних сплавів і встановити взаємозв'язок між ними.

3. Проведений комплекс порівняльних досліджень трьох методів пошарового наплавлення: плазмовий, електродуговий і СМТ-метод свідчить про те, що кожен з розглянутих методів дозволяє отримувати відповідальні заготівлі з алюмінієвих сплавів AlSi5 та AlMg5 з забезпеченням властивостей в межах технічних умов, однак зразки вирощені методом електродугового наплавлення, мають рівнішу поверхню, яка наближена до литої. З виступом наплавлених шарів який не перевищує 0,2 мм, що дозволяє закладати мінімальний припуск на механічну обробку. Окрім цього, метод електродугового наплавлення має найвищу продуктивність, серед розглянутих

до 3 кг/год металу, (продуктивність плазмового наплавлення складає 0,8 кг/год, продуктивність СМТ методу – 1,2 кг/год).

Таким чином серед розглянутих методів, – метод електродугового наплавлення є найбільш прийнятним методом наплавлення заготовок деталей у виробничих умовах.

4. Виявлено, що процес пошарового наплавлення дозволяє отримувати більш дисперсну структуру, що можна пояснити малим об'ємом розплавленого металу і високою швидкістю кристалізації.

Вихідна дрібна та округла структура сплаву AlSi5 отримана після наплавляння, дозволяє значно підвищити вплив подальшої термічної обробки гарт-старіння на доевтектичний сплав AlSi5, проведення термічної обробки дозволило змінити евтектику кремнію на дрібну та округлу, та сприяло утворенню монокристалів на місці колишніх колоній кремнію. Сфероїдизація кремнію та подрібнення структури сприяло підвищенню механічних властивостей на 9 – 15%.

5. Дослідженнями встановлено, що зміна співвідношень складу захисної суміші впливає, на процес наплавлення, додаванням до складу аргону гелію з кроком від 10% до 50% дозволила зменшити значення максимальної допустимої погонної енергії необхідної для отримання більш металу з високими якісними показниками структури 95 до 75 Дж/мм. Найвищі властивості для сплавів AlSi5 склали 130 МПа і 275 МПа для сплаву AlMg5. Забезпечення якісної структури досягаються при максимальних допустимих значеннях погонної енергії 95 Дж/мм для сплаву AlSi5 і 85 Дж/мм для сплаву AlMg5.

6. Вдосконалення технології методу наплавлення кожного з досліджуваних сплавів дозволили зменшити мінімальні допустимі значення погонної енергії (40 Дж/мм), без виникнення характерного дефекту для подібних дефектів як не сплавлення та з характеристиками міцності, які знаходяться в межах експлуатаційних вимог сплавів, це нововведення дозволило отримувати тонкі стінки (до 0,5 мм) при отриманні деталі.

7. Дослідно-промислова апробація технології для вдосконаленого методу наплавлення у середовищі захисної суміші аргон-гелій 70/30% з меншими значеннями погонної енергії 75 – 80 Дж/мм при отриманні деталі Кришка редуктора зі сплавів AlSi5 та AlMg5 показала, що використання методу пошарового наплавлення дозволяє значно знизити масу заготовки з 7,5 до 2,5 кг, внаслідок відсутності литників, та можливості зменшити товщину стінок, скоротити час на виготовлення заготовки з 35 годин до 3 – 5 годин, виготовлення «Кришки редуктора» з алюмінієвих сплавів AlMg5 та AlSi5 може застосовуватися у якості заміни магнієвого сплаву МЛ10, оскільки коефіцієнт міцності й значення плинності алюмінієвих сплавів знаходяться в межах ТУ.

Таким чином, була досягнута поставлена мета: вдосконалення мікрометалургійної технології методу отримання авіаційних деталей з конструкційних алюмінієвих сплавів AlSi5 та AlMg5 у якості заміни магнієвого сплаву МЛ10, із забезпеченням експлуатаційних властивостей, на етапі конструкторсько-дослідних робіт та при одиничному виробництві.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ПОСИЛАНЬ

1. Зубков Л.Б. Космический металл: (все о титане). М.: Наука, 1987. 128 с.
2. Неорганическая химия: учебное пособие для техникумов / под ред. Ю. Н. Кукушкина. 3-е изд., перераб. Л.: Химия, 1981. 544 с.
3. Барташевич А.А. Материаловедение: учебное пособие для средних специальных заведений. Ростов-на-Дону: Феникс, 2004. 352с.
4. Богодухов С. И., Гребенюк В. Ф., Синюхин А. В. Курс материаловедения в вопросах и ответах: учеб. пособие для ВУЗов, обуч. по направлению подгот. бакалавров «Технология, оборуд. и автомат. машиностр. пр–в» и спец. «Технология машиностроения», «Металлорежущие станки и инструменты». М.: Машиностроение, 2013. 255 с.
5. Химический энциклопедический словарь / гл. ред. И. Л. Кнунянц. М.: Советская энциклопедия, 1983. 792 с.
6. Рахмилевич З. З., Радзин И. М., Фармазов С. А. Справочник механика химических и нефтехимических производств. М.: Химия, 1985. 592 с.
7. Зубович И. А. Неорганическая химия: учебник для технол. спец. вузов / под ред. проф. Л. А. Николаева. М.: Высш. шк., 1989. 432 с.
8. Михайленко Я. И. Курс общей и неорганической химии : учебн. пособие для студентов хим. вузов / под ред. С.Ф. Кафтanova и др. М.: Высшая школа, 1966. 664 с.
9. Павлов Н. Н. Теоретические основы неорганической химии: учебник для технологических специальностей вузов. Москва: Высшая школа, 1986. 336 с.
10. Корнышева И. С., Волкова Е. Ф., Гончаренко Е. С., Мухина И. Ю. Динамика перспективы развития магниевых и литейных алюминиевых сплавов. *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 212–222.
11. Akamatsu H., Tanaka H., Yamanishi T., Egawa S., Yamasaki T., Miki M., Yatsuzuka M. Increase of Si solution rate into Al matrix by repeated irradiation of intense pulsed ion beam. *Vacuum*. 2002. Vol. 65. No 3–4. P. 563–569.

12. Feng H. K., Yu S. R., Li Y. L., Gong L. Y. Effect of ultrasonic treatment on microstructures of hypereutectic Al-Si alloy. *Journal of materials processing technology*. 2008. Vol. 208. P. 330–335.

13. Курс химии: учебник для студентов нехим. вузов: в 2 ч. / под ред. Г. А. Дмитриева и др. Москва: Высш. школа, 1971. Ч. 2: Лучинский Г. П., Романцева Л. М. и др.. Часть 2. Специальная: Для машиностроит. и транспортных вузов / авт. Г. П. Лучинский, Л. М. Романцева, В. И. Семишин, В. В. Фролов; под ред. Г. П. Лучинского и В. И. Семишина. 215 с.

14. Белов Н. А., Савченко С. В., Хван А. В. Фазовый состав и структура силуминов: справочное изд. М.: МИСИС, 2007. 283 с.

15. Wong T. T., Liang G. Y. Effect of Laser Melting Treatment on the Structure and Corrosion Behaviour of Aluminium and Al-Si Alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. Vol. 63. P. 930–934.

16. Кузцова В. З., Носко О. А., Шерстобитова А. С. Влияние легирования на структуру, фазовый состав и свойства промышленных заэвтектических поршневых силуминов. *Стародубовские чтения*. 2008. С. 1–6.

17. Jun Wang, Shuxian He, Baode Sun, Ke Li, Da Shu, Yaohe Zhou. Effects of melt thermal treatment on hypoeutectic Al-Si alloys. *Materials Science and Engineering*. Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China. 2002. P. 101–107.

18. Асташинский В. М., Баканович Г. И., Кузьмицкий А. М., Минько Л. Я. Выбор режимов работы и параметры плазмы магнитоплазменного компрессора. *Инж. – физич. журнал*. 1992. Т. 62. С. 386–390.

19. Корнышева И. С., Волкова Е. Ф., Гончаренко Е. С., Мухина И. Ю. Динамика и перспективы развития магниевых и литейных алюминиевых сплавов. *Авиационные материалы и технологии: юбилейный науч.-техн. сб.* (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ, 2012. С. 212–222.

20. Общая химия: учебное пособие для вузов / под ред. А. И. Ермакова. 28-е изд., перераб. и доп. М.: Интеграл–Пресс, 2000. 728 с.

21. Петров М. М., Михилёв Л. А., Кукушкин Ю. Н. Неорганическая химия. Л: Химия, 1981. 544 с.
22. Павлов Н. Н. Общая и неорганическая химия: учеб. для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Дрофа, 2002. 448 с.
23. Linus Pauling, Peter Pauling. Chemistry. WH Freeman and Company, 1975. 767 p.
24. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов. М.: Metallurgy, 1976. 472 с.
25. Саакян Л. С., Ефремов А. П. Защита нефтегазопромыслового оборудования от коррозии. М.: Недра, 1982. 227 с.
26. Хомченко И. Г. Общая химия: учебник для техникумов. М.: Химия, 1987. 464 с.
27. Клинов И. Я. Коррозия химической аппаратуры и коррозионностойкие материалы: учебное пособие для механических специальностей высших учебных заведений. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1967. 468 с.
28. Хомченко Г. П., Цитович И. К. Неорганическая химия: учебник для сельскохозяйственных вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Высшая школа, 1987. 464 с.
29. Святкин Б. К., Егорова М. В. Производство отливок в кокили. Москва: Высшая школа, 1989. 233 с.
30. Литье под давлением / М. Б. Беккер и др. Москва: Машиностроение, 1991. 400 с.
31. Гини Э. Ч., Зарубин, В. А., Гини Э. Ч., Рыбкин А. М. Технология литейного производства. Специальные методы литья. Москва: Академия, 2005. 352 с.
32. Напалков В. И., Черепок Г. В., Махов С. В., Черновол Ю. М. Непрерывное литье алюминиевых сплавов: справочник. М.: Интернет Инжиниринг, 2005. 512 с.
33. Mathers G. The welding of aluminium and its alloys. Woodhead Publishing, 2002. 248 p.

34. EN 1011–4: 2000. Европейский стандарт Welding – Recommendation for welding of metallic materials – Part 4: Arc welding of aluminium and aluminium alloys. [Publication Date: 15 November 2000]. Organization: BSI, 2000. 26 p.

35. Зленко М. А., Забеднов П. В. Аддитивные технологии в опытно-литейном производстве. Часть. 1. Технологии литья металлов и пластмасс с использованием синтез-моделей и синтез-форм. *Металлургия машиностроения*. 2013. № 2. С. 45-54.

36. Белопухов А. К. Литье под давлением. М.: Машиностроение, 1975. 400 с.

37. Гини Э. Ч. Зарубин А. М., Рыбкин В. А. Технология литейного производства. Специальные виды литья. М.: Академия, 2008. 352 с.

38. Литейные дефекты и способы их устранения / А.В. Лакемондовский и др.; М.: Машиностроение, 1972. 152 с.

39. Шарова О. А., Сторожева Н. В. Исследование причин брака при литье под давлением. *Приволжский вестник*. Ижевск. 2014. № 12-3 (40). С. 76–80.

40. 3D Printing. Light Metal Age. URL: <https://www.lightmetalage.com/news/industry-news/3d-printing>.

41. Wile R. CREDIT SUISSE: 3D Printing Is Going To Be Way Bigger Than What The 3D Printing Companies Are Saying. Business Insider, September 17, 2013. URL: <https://www.businessinsider.com.au/the-3-d-printing-market-will-be-huge-2013-9>.

42. Goehrke Sarah Anderson. Wohlers Report 2017: The Real Authority on 3D Printing. April 5, 2017. URL: <https://3dprint.com/170193/wohlers-report-2017-expert>.

43. ISO/ASTM 52900:2015(en). Additive manufacturing – General principles – Terminology. [Publication Date: 2015]. 2015. 9 p.

44. 3D metal printing technology without the compromise. Fabrisonic. URL: <https://fabrisonic.com>.

45. Standardization Roadmap for Additive Manufacturing (Version 1.0). Prepared by: America Makes and ANSI Additive Manufacturing Standardization Collaborative (AMSC), 2017. 202 p.

46. Bintaow., Zengxi P., Donghong D., Dominic C., Huijun L., Jing X., John N. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*. Vol. 35, October 2018, P. 127-139
47. Joys J., Kasler R., Thomas L. R. Selecting Atomized Aluminum Powders for the Metal Additive Manufacturing Process. *Metal Additive Manufacturing*. Fall/Autumn. 2016. Vol. 2. No. 3. P. 71–76.
48. Wang, L., Liu Y., Chang S. Fabrication of Spherical AlSi10Mg Powders by Radio Frequency Plasma Spheroidization. *Metallurgical and Materials Transaction*. 2016. Vol. 47A. P. 2444–2453.
49. Recent Advances in Additive Manufacturing of High Strength 7000 Series Aluminum / Martin J. H., et al. *Advanced Materials & Processes*. 2018. Vol. 176. No. 1. P. 18–22.
50. On the Selective Laser Melting (SLM) of the AlSi10Mg Alloy: Process, Microstructure, and Mechanical Properties / F.Trevisan et al. *Materials*. 2017. No. 10 (76). P. 1–23.
51. Manfredi D., Krishnan M., Calignano F., Ambrosio E.-P. Chapter 1: Additive Manufacturing of Al Alloys and Aluminum Matrix Composites (AMCs). *Light Metal Alloys Applications*. INTECH. 2014. 32 p.
52. Materials Guide. Sintavia. URL: <https://sintavia.com/materials-guide>.
- 53 Heigela J.C. Gougea M.F. Michalerisa P. Palmer T.A. Selection of powder or wire feedstock material for the laser cladding of Inconel 625. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 231, May 2016, P.357-365.
54. Williams S. Large Scale Metal Wire + Arc Additive Manufacturing of Structural Engineering Parts – Slide Presentation. *69th IIW Annual Assembly and International Conference – Plenary*: Cranfield University, U.K., July 13, 2016. URL: <https://waammat.com/documents/s-williams-large-scale-metal-wire-arc-additive-manufacturing-of-structural-engineering-parts>.
55. WAAM – Welding Engineering and Laser Processing Centre. URL: <https://www.cranfield.ac.uk/centres/welding-engineering-and-laser-processing-centre>



56. Wolcott P. J., Hehr A., Dapino M. J. Optimized Welding Parameters for Al 6061 Ultrasonic Additive Manufactured Structures. *Journal of Materials Research*. 2014. Vol. 29, No. 17. P. 2055–2065.
57. Friel R. J., Harris R. A. Ultrasonic Additive Manufacturing – A Hybrid Production Process for Novel Functional Products. *Procedia CIRP*. 2013. Vol. 6. P. 35–40.
58. Thomas D. Costs, Benefits, and Adoption of Additive Manufacturing: A Supply Chain Perspective. *Advanced Manufacturing Technologies*. 2016. Vol. 85. P. 1857–1876.
59. Hurn J., Li T. SLM Solutions Group AG (AM3D.DE). *Credit Suisse Small and Mid-cap Research Report*. 2014. 86 p.
60. Caffrey T., Wohlers T., Campbell R. I. Executive Summary of the Wohlers Report 2016. *Wohlers Report 2016*. Fort Collins. 2016. URL: <https://wohlersassociates.com>.
61. Thomas D., Gilbert S.W. Cost and Cost Effectiveness of Additive Manufacturing. A Literature Review and Discussion. *NIST Special Publication 1176*. 2014. 77 p. DOI: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.SP.1176>.
62. A Comparison of Energy Consumption in Bulk Forming, Subtractive, and Additive Processes: Review and Case Study / Yoon,H.–S., et al. *Precision Engineering and Manufacturing–Green Technology*. 2014. Vol. 1, No. 3. P. 261–279.
63. Baldinger M., Levy G., Schönsleben P., Wandfluh V. Additive Manufacturing Cost Estimation for Buy Scenarios. *Rapid Prototyping Journal*. 2016. Vol. 22. No. 6. P. 871–877.
64. Schwam D. Additive manufacturing for die casting applications. *NADCA 2015: Die Casting congress & exposition* (North 800 American Die Casting Association), 5-7 October 2015, Indianapolis, United States
65. Xue L., Chen J., Wang S.–H. Freeform Laser Consolidated H13 and CPM 9V Tool Steels. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2013. Vol. 2. P. 67–78.

66. Kottman M., Zhanget S., Cawley J., Denney P. Laser Hot Wire Process: A Novel Process for Near-net Shape Fabrication for High Throughput Applications. *Metals*. 2015. Vol. 67. No. 3. P. 622–628.

67. Klocke, F., Arntz K., Teli M. Winands K., Wegener M., Oliarib S. State-of-the-art Laser Additive Manufacturing for Hot Work Tool Steels. *Procedia CIRP*. 2017. Vol. 63. P. 58–63.

68. Benedyk J. Additive Manufacturing of Aluminum Alloys: Augmenting or Competing with Traditional Manufacturing? *Light Metal Age*. 2018. Vol. 76. No. 1. P. 54.

69. 3D Printing Processes: The Free Beginner's Guide. URL: <http://3dprintingindustry.com/3d-printing-basics-free-beginners-guide/processes>.

70. Types of 3D printers or 3D printing technologies overview. URL: <http://3dprintingfromscratch.com/common/types-of-3d-printers-or-3d-printing-technologies-overview>.

71. Wohlers Associates Industry Briefing, February 2013; Additive Manufacturing Process Categories. URL: <https://wohlersassociates.com/brief02-13.html>.

72. Metal Additive Manufacturing Processes. Metal AM. URL: [http://www.metal-am.com/introduction\\_to\\_metal-additive\\_manufacturing/processes](http://www.metal-am.com/introduction_to_metal-additive_manufacturing/processes).

73. ECN: Article titled “Navy going big on 3D printing next year” by Bryant Jordan, Defense Tech URL: [http://www.ecnmag.com/news/2015/07/navy-going-big-3d-printing-next-year?et\\_cid=4655278&et\\_rid=480122371&location=top](http://www.ecnmag.com/news/2015/07/navy-going-big-3d-printing-next-year?et_cid=4655278&et_rid=480122371&location=top).

74. Machine Design, April 2015 issue: What's the Difference Between SLA and SLS? By Jeff Kerns, Technology Editor. URL: <http://machinedesign.com/3d-printing/what-s-difference-between-stereolithography-and-selective-laser-sintering>.

75. Lathabai S., Glenn M., Ritchie D. R. Microstructural Evolution in Ti–6Al–4V Multi-Layer Builds Produced By Three Additive Manufacturing Processes. *AeroMat 2014: Aeromat 25 Conference and Exposition American Society for Metals*, Kissimmee, Florida, USA, 17 June, 2014.

76. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 85. P. 465–481.

77. Wire-feed additive manufacturing might be the future of metal-based 3D printing; By Simon. URL:<http://www.3ders.org/articles/20150531-wire-feed-additive-manufacturing-might-be-the-future-of-metal-based-3d-printing.html>.

78. Recommended Practices for Electron Beam Welding and Allied Processes, Practical Examples 13.2 – Knife Edge Seal Using Electron Beam Additive Manufacturing Process. American National Standard. Doral, Florida: American Welding Society: AWS C7.1:2013. ISBN: 978-0-87171-835-8.

79. Zhang Y. M, Chen Y., Li P., Male A. T. Weld deposition-based rapid prototyping: a preliminary study. *Materials Processing Technology*. 2003. No. 135(2–3). P. 347–357.

80. Wang H., Kovacevic R. A novel welding-based solid freeform fabrication technology for aluminum, *84th Annual AWS Convention*: Detroit, Michigan, USA, 2003. P. 2.

81. 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. *Computational Materials Science*, 2011. Vol. 50(12). P. 3315–3322.

82. ASTM F2792–12a. Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies, (Withdrawn 2015); ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 2012. P. 3.

83. Kah P.; Latifi H.; Suoranta R.; Martikainen J.; Pirinen M. Usability of arc types in industrial welding. *Journal of Mechanical and Materials Engineering*. 2014. No. 9. P. 1–12.

84. Martina F., Mehnen J., Williams S.W., Colegrove P., Wang F. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti–6Al–4V. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. Vol. 212(6). P. 1377–1386.

85. Oliveira J. P., Crispim B., Zeng Z., Omori T., Fernandes F.M.B., Miranda R. M. Microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded Cu–Al–Mn shape memory alloy rods. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019. Vol. 271, P. 93–100.
86. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire–feed additive manufacturing of metal components: Technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. No. 81(1). P. 465–481.
87. McAndrew A. R., Rosales M. A., Colegrove P. A., Hönnige J. R., Ho A., Fayolle R., Eytayo K., Stan I., Sukrongpang P., Crochemore A. Interpass rolling of Ti–6Al–4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 21. P. 340–349.
88. Williams S. W., Martina F., Addison A. C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc Additive Manufacturing. *Materials Science and Technology*. 2016. Vol. 32. P. 641–647.
89. Ding D., Pan Z., van Duin S., Li H., Shen C. Fabricating superior NiAl bronze components through wire arc additive manufacturing. *Materials* 2016. No. 9(8). P. 640–647.
90. Martina F., Ding J., Williams S., Caballero A., Pardal G., Quintino L. Tandem Metal Inert Gas process for high productivity Wire Arc Additive Manufacturing in stainless steel. *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 25. P. 545–550.
91. Ouyang J. H., Wang H., Kovacevic R. Rapid prototyping of 5356–aluminium alloy based on variable polarity gas tungsten arc welding: process control and microstructure. *Materials and Manufacturing Processes*. 2002. Vol. 17(1). P. 103–124.
92. Devletian J. H., Wood W.E. Factors affecting porosity in aluminum welds – a review. New York: Welding Research Council, 1983. P. 1–18.
93. Pickin C. G., Williams S. W., Lunt M. Characterisation of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011. Vol. 211(3). P. 496–502.

94. Pickin C. G., Young K. Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2006. Vol. 11(5). P. 583–585.
95. Sequeira Almeida P. M., Williams S. W. Innovative process model of Ti–6Al–4V additive layer manufacturing using Cold Metal Transfer (CMT). *21th International Solid Freeform Fabrication Symposium*. Austin, Texas, USA, 2010. P. 25–36.
96. Wang H., Jiang W., Ouyang J., Kovacevic R. Rapid prototyping of 4043 Al–alloy parts by VP–GTAW. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vol. 148. P. 93–102.
97. Ding Y., Muñoz–Lerma J.A., Trask M., Chou S., Walker A., Brochu M. Microstructure and mechanical property considerations in additive manufacturing of aluminum alloys. *MRS Bull.* 2016. Vol. 41. P. 745–751.
98. Gu J. L., Ding J. L., Cong B. Q., Bai J., Gu H. M., Williams S. W., Zhai Y. C. The Influence of Wire Properties on the Quality and Performance of Wire+Arc Additive Manufactured Aluminium Parts. *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 1081. P. 210–214.
99. Fixter J., Gu J., Ding J., Williams S. W., Prangnell P. B. Preliminary Investigation into the Suitability of 2xxx Alloys for Wire–Arc Additive Manufacturing. *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 877. P. 611–616.
100. Cong B., Ding J., Williams S. Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al–6.3%Cu alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2014. Vol. 76. P. 1593–1606.
101. Zhang C., Li Y., Gao M., Zeng X. Wire arc additive manufacturing of Al–6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source. *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 711(10). P. 415–423.
102. Gu J., Ding J., Williams S. W., Gu H., Ma P., Zhai Y. The effect of inter–layer cold working and post–deposition heat treatment on porosity in additively manufactured aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 230. P. 26–34.

103. Wang L., Suo Y., Liang Z., Wang D., Wang Q. Effect of titanium powder on microstructure and mechanical properties of wire + arc additively manufactured Al–Mg alloy. *Materials Letters*. 2019. Vol. 241. P. 231–234.
104. Almeida P.M.S., Williams S. Innovative process model of Ti–6Al–4V Additive Layer Manufacturing using Cold Metal Transfer (CMT). *Solid Freeform Fabrication: Proceedings of the 21st International Symposium, Austin, TX, USA, 1–9 August 2010*. P. 25–36.
105. Colegrove P.A., Donoghue J., Martina F., Gu J., Prangnell P., Hönnige J. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components. *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 135. P. 111–118.
106. McAndrew A. R., Rosales M. A., Colegrove P. A., Hönnige J. R., Ho A., Fayolle R., Eytayo K., Stan I., Sukrongpang P., Crochemore A. Interpass rolling of Ti–6Al–4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 21. P. 340–349.
107. Xie Y., Zhang H., Zhou F. Improvement in Geometrical Accuracy and Mechanical Property for Arc–Based Additive Manufacturing Using Metamorphic Rolling Mechanism. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016. Vol. 138(11). 111002.
108. Montevicchi F., Venturini G., Grossi N., Scippa A., Campatelli G. Idle time selection for wire–arc additive manufacturing: A finite element–based technique. *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 21. P. 479–486.
109. Li Z., Zhu M., Dai T., Modeling of microporosity formation in an Al–7%Si alloy. *Acta Metallurgica Sinica*. 2013. Vol. 49(9). P. 1032–1040.
110. Lee P. D., Hunt J. D. Hydrogen porosity in directionally solidified aluminium–copper alloys: a mathematical model. *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49(8). P. 1383–1398.
111. Oliveira J. P., Barbosa D., Fernandes F.M.B., Miranda R. M. Tungsten inert gas (TIG) welding of Ni–rich NiTi plates: functional behavior. *Smart Materials and Structures*. 2016. Vol. 25. No. 3. 03LT01.

112. McAndrew A. R., Rosales M. A., Colegrove P. A., Hönnige J. R., Ho A., Fayolle R., Eytayo K., Stan I., Sukrongpang P., Crochemore A. Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 21. P. 340–349.

113. Oliveira J. P., Fernandes F.M.B., Miranda R. M., Schell N., Ocaña J. L. Effect of laser welding parameters on the austenite and martensite phase fractions of NiTi. *Materials Characterization*. 2016. Vol. 119. P. 148–151.

114. Wang F., Williams S., Rush M. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2011. Vol. 57. P. 597–603.

115. Jhavar S., Jain N. K., Paul C. P. Development of micro-plasma transferred arc ( $\mu$ -PTA) wire deposition process for additive layer manufacturing applications. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014. Vol. 214. P. 1102–1110.

116. Martina F., Mehnen J., Williams S.W., Colegrove P., Wang F. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. Vol. 212. P. 1377–1386.

117 Williams S. W., Martina F., Addison A. C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc Additive Manufacturing. *Materials Science and Technology*. 2016. Vol. 32. P. 641–647.

118 Gu J., Ding J., Williams S. W., Gu H., Ma P., Zhai Y. The effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on porosity in additively manufactured aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 230. P. 26–34.

119. ISO 18273:2015 specifies requirements for classification of solid wires and rods for fusion welding of aluminium and aluminium alloys. The classification of the solid wires and rods is based on their chemical composition.

120. <https://www.sbi.at/en/schweissen/plasma>.

121. ГОСТ 7727–81. Сплавы алюминиевые. Методы спектрального анализа. [Действующий от 1982-07-01]. Изд. офиц. Москва: ИПК Издательство стандартов, 2002. 13 с.

122. ГОСТ 5009–82. Шкурка шлифовальная тканевая. Технические условия. [Действующий от 1983-01-01]. Изд. офиц. Москва: Издательство стандартов, 2002. 11 с.

123. ГОСТ 10054–82. Шкурка шлифовальная бумажная водостойкая. Технические условия. [Действующий от 1983-01-01]. Изд. офиц. Москва: Издательство стандартов, 2002. 33 с.

124. ГОСТ 1497–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение (ISO 6892-84, СТ СЭВ 471-88). [Действующий от 1988-01-01]. Изд. офиц. Москва: Стандартинформ, 2008. 22 с.

125. ГОСТ 9454–78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. [Действующий от 1979-01-01]. Изд. офиц. Москва: ИПК Издательство стандартов, 2003. 6 с.

126. Степнов М. Н., Шаврин А. В. Статистические методы обработки результатов механических испытаний. М: Машиностроение, 2005. 399 с.

127. ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93). Сплави алюмінієві ливарні. Технічні умови. [Чинний від 1994-10-31]. Вид. офіц. Київ: Держстандарт України, 1995. 56 с.

128. Гнатенко М. О., Марченко Ю. А., Митина Т. И. Оценка возможности изготовления и ремонта деталей методом аддитивных технологий из алюминиевых сплавов. *Процессы литья*. 2018. № 4 (130) .

129. И.А. Петрик, А.В. Овчинников, М.О. Гнатенко и др. Оценка возможности применения технологии послойного формирования способом плазменной наплавки деталей из титановых сплавов узлов вертолетов ГТД «Титан 2018 Производство и применение в Украине» Киев 2018.

130. Гнатенко М.О. и др. Тезисы докладов X Международные молодежные научно–технические чтения А.Ф. Можайского Украина, Запорожье 2017.

131. Гнатенко М.О. и др. Тезисы докладов XI Международные



молодежные научно–технические чтения А.Ф. Можайского Украина, Запорожье 2018.

132 ГОСТ 4784–74 Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки

133. M. Gnatenko, P. Zhemaniuk, I.Petrik, S. Sakhno, S. Chigileichik, V. Naumyk, O. Ovchinnikov, M. Matkovska Detecting the influence of heats sources on material properties when prodaction a aviation parts by a directenergy deposition method. *Eastern–european journal of enterprise technologies*. 2019. 1/12(97). P. 49 – 54.

134 Кишкина С. И., Браташев В. Л., Гук Н. В., Митрофанова М. Г. Разрушение алюминиевых сплавов: Атлас фрактограмм: Справ.-метод. пособие / Ппод ред. Р. Е. Шалина и др. М: ВИАМ, 1988. 167 с.

135. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. 1966. 394 с.

136. Гнатенко М.О. Виявлення впливу джерел нагріву і захисних газів на властивості матеріалу під час виготовлення авіаційних деталей методом прямого вирощування /металознавство та термічна обробка металів №3(86)2019 р.

137.Gnatenko, M., Naumyk, V., Matkovska, M. 2019 MS and T 2019 – Materials Science and Technology 2019 Influence of sources of heating and protective gases on the properties of the material obtained by the direct deposition

138. Гнатенко М.О., Наумик В.В. Прочностной расчет авиационной детали крышки редуктора, полученный методом аддитивного выращивания/ Вестник двигателестроения 2019. №2. ISSN 1727–0219.

139. Гнатенко М.О. и др. Тезисы докладов XII Международные молодежные научно–технические чтения А.Ф. Можайского Украина, Запорожье 2019.

140. Справочник по авиационным материалам: в 4 т. / под ред. Кунявской Т.М., Лаговской М.С. М.: Машиностроение, 1965. Т. II: Цветные сплавы. Ч. I: Алюминиевые сплавы. 455 с.

141. Гнатенко М.О. , Петрик И.А., Чигилейчик С.Л. , Наумик В.В. , «Оценка возможности изготовления авиационных деталей из алюминиевых сплавов методом наплавки» X Міжнародна науково–технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні–2018 «Нові матеріали і технології в машинобудуванні».

## Додаток А – Акт впровадження результатів дисертаційної роботи



АКТ

Випробування науково-дослідницької роботи

ЗАТВЕРДЖУЮ

Технічний директор АТ «Мотор Січ»

Жеманюк П.Д.

» \_\_\_\_\_ 2019 р

м. Запоріжжя

Комісія у складі:

Голова комісії:

Технічний директор АТ «Мотор Січ» - Жеманюк П.Д.

Члени комісії:

Зам. технічного директора АТ «Мотор Січ» - Папченков А.В.

Головний металург АТ «Мотор Січ» - Клочіхін В.В.

Головний зварник АТ «Мотор Січ» - Петрик І.А.

Аспірант ЗНТУ - Гнатенко М.О.

Комісія провела аналіз впровадження результатів дослідницької роботи по випробуванню виготовлення авіаційних деталей методом адитивного вирощування з використанням зварювальних дротів у якості присадних матеріалів.

Розроблено технічні режими для отримання деталей методом адитивного виробництва, що забезпечують оптимальний рівень механічних властивостей. Дані режими були випробувані при електродуговому наплавленні двох заготовок деталі «Кришка редуктора» МС72620003 з використанням присадного дроту зі сплавів AlSi5 і AlMg5 у середовищі захисних газів. Застосовувався новий склад газів Ar/He в співвідношенні 50/50.

Хімічний склад і механічні властивості матеріалу кожної з вирощених заготовок відповідають вимогам до вихідного матеріалу (AWS 5.10 / 5.10M, ISO 18273).

Рентгенографічний контроль показав, що матеріал кожної з вирощених заготовок деталей має другий бал за шкалою пористості ВІАМ і знаходиться в межах допустимих значень. Рентгеноскопічний контроль проводився згідно ГОСТ 7512-82.

Механічні випробування проводилися відповідно до ГОСТ 1497-84. Середнє значення  $\sigma_B = 125 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 24\%$  для сплаву AlSi5; і  $\sigma_B = 250 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 25\%$  для сплаву AlMg5.

## Продовження додатку А

Проведено розрахунок міцності напружено-деформованого стану заготовок, який показав, що коефіцієнти запасу статичної міцності заготовок деталі «Кришка редуктора», виготовлених із застосуванням методів адитивного виробництва з використанням дротів зі сплавів AlSi5 і AlMg5, відповідають нормативним вимогам до конструкції деталі.

На прикладі деталі «Кришка редуктора» встановлено, що схема отримання корпусних авіаційних деталей методом адитивного виробництва з використанням алюмінієвих дротів замість фасонного лиття магнію дозволяє знизити час від проектування нової деталі до отримання готового виробу з шести до трьох місяців. Так само даний метод виробництва, забезпечує зниження ризику браку на 10-15%.


Загальний коефіцієнт використання матеріалу методом адитивних технологій дорівнює 89% (при литті коефіцієнт витрат складає 33%).

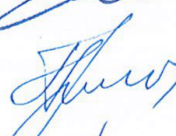
Нормативна вартість виготовлення однієї виливки деталі «Кришка редуктора» методом лиття у цеху №1 складає 11 219 грн.

Очікувана нормативна вартість виготовлення однієї заготовки деталі «Кришка редуктора» методом адитивних технологій складає 4 159 грн.

Результати дисертаційної роботи Гнатенка М.О. були використані при проектуванні ділянки «Дослідно-експериментальна дільниця адитивного виробництва і наплавлення» в УГМет.

Зам. технічного директора АТ «Мотор Січ»  Папченков А.В.

Головний металург АТ «Мотор Січ»  Клочіхін В.В.

Головний зварник АТ «Мотор Січ»  Петрик І.А.

Аспірант ЗНТУ  Гнатенко М.О.