МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ ТА НАУКИ УКРАЇНИ ДОНБАСЬКА ДЕРЖАВНА МАШИНОБУДІВНА АКАДЕМІЯ

Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису

ТРЕМБАЧ ІЛЛЯ ОЛЕКСАНДРОВИЧ

УДК 621.791.92

РОЗРОБКА САМОЗАХИСНОГО ПОРОШКОВОГО ДРОТУ ДЛЯ НАПЛАВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ З ВИСОКОМАНГАНОВОЇ СТАЛІ

Спеціальність: 132 Матеріалознавство Галузь знань: 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,

(підпис, прізвище, ім'я, по батькові)

Науковий керівник Гринь Олександр Григорович к.т.н., доцент кафедри ОіТЗВ

Краматорськ – 2025

АНОТАЦІЯ

Трембач І. О. Розробка самозахисного порошкового дроту для наплавлення деталей з високоманганової сталі. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 Матеріалознавство (Галузь знань – 13 Механічна інженерія). – Донбаська державна машинобудівна академія МОН України, м. Краматорськ, 2025.

Дисертація присвячена вирішенню актуальної науково-технічної проблеми розробки складу наповнювача самозахисного порошкового дроту і технології механізованого електродугового наплавлення деталей з високоманганової сталі, що працюють в умовах ударно-абразивного зносу.

В машинобудуванні широкого поширення набув технологічний процес наплавлення як для відновлення і зміцнення зношених деталей, так і для виготовлення нових шляхом нанесення твердого сплаву з метою підвищення зносостійкості в умовах ударно-абразивного зносу.

Наплавлення зношеної поверхні з метою нанесення зміцнюючого шару дозволяє підвищувати зносостійкість робочих поверхонь деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу при їх експлуатації. Для цього застосовують електродні матеріали з необхідним хімічним складом і відповідний спосіб наплавлення.

Об'єктом дослідження є процес зміцнення і відновлення робочих поверхонь деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу шляхом наплавлення самозахисним порошковим дротом нових сплавів на основі системи Fe-C-Mn-Cr-Ti.

Предметом дослідження є зварювально-технологічні характеристики самозахисного порошкового дроту з екзотермічним додатком у наповнювачі, режими наплавлення, структура, механічні і експлуатаційні властивості наплавленого металу з метастабільним аустенітом.

Метою роботи розробка € складу наповнювача самозахисного порошкового дроту для наплавлення деталей з високоманганової сталі, що забезпечують отримання оптимальних характеристик зміцнювальної фази і удосконалення технології механізованого матриці. та електродугового наплавлення деталей з високоманганової сталі, що працюють в умовах ударноабразивного зносу.

В дисертації обґрунтовано створення структури легованого метастабільного манганового аустеніту, ЩО забезпечує підвищення зносостійкості в умовах ударно-абразивного впливу; наведено перелік матеріалів та хімічний склад сплавів, які досліджувались; розроблено теоретичні залежності створення вихідного структурного стану наплавленого металу, що забезпечує формування в даних умовах експлуатації опір зносу.

У першому розділі виконаний аналітичний огляд стану питання й обґрунтовано вибір напряму досліджень проблеми підвищення зносостійкості деталей з високоманганових сталей, розглянуто вплив твердості матеріалу, що зношується, співвідношення кількості метастабільного аустеніту та зміцнюючих фаз на ударно-абразивну зносостійкість. Поставлені мета і задачі досліджень.

Аналіз літературних даних дає можливість зробити висновок, що основним шляхом підвищення зносостійкості з використанням методу наплавлення є створення електродних матеріалів, що забезпечують отримання мультифазної структури наплавленого металу, однією із складових якої є метастабільний аустеніт, який здатний до динамічного деформаційного зміцнення з поглинанням енергії удару, що вноситься із зовні, та розсіювання її внаслідок структурних перетворень.

Показано, що механізм процесу руйнування поверхневого шару деталей залежить від умов взаємодії матеріалу деталей з абразивними частинками.

Аустенітні сталі з однаковою твердістю можуть значно відрізнятись за зносостійкістю в умовах ударно-абразивного зносу. Для аналізу стійкості до ударно-абразивного зношування використовують різні механічні властивості,

такі як твердість, деформаційне зміцнення тощо. Аналіз літературних джерел механічних показав, шо якості властивостей для прогнозування в зносостійкості слід враховувати декілька характеристик, шо будуть враховувати як початкові властивості (твердість, ударна в'язкість та енергія дефектів упаковки), так і після взаємодії з абразивом через схильність метастабільного аустеніту до деформаційного зміцнення.

Визначено, що підвищення зносостійкості високоманганових сталей можливо за рахунок регулюванням кількісного співвідношення структур (аустеніт, мартенсит), типу та форми карбідної фази, таких як карбіди хрому (Cr) та титану (Ti).

Комплексне легування забезпечує високі фізико-механічні властивості металу через формування оптимальної вихідної мікроструктури наплавленого металу.

На підставі аналізу науково-технічної літератури за темою дисертації сформульовані мета і основні напрямки досліджень для вирішення поставлених задач.

У другому розділі визначено методики досліджень як самозахисного порошкового дроту (в тому числі зварювально-технологічні властивості, коефіцієнту заповнення, стану поверхні та рівномірності плавлення), так і наплавленого металу (структури та фазового складу, фізико-механічних характеристик наплавленого металу, трибологічних досліджень), запропоновано відповідне обладнання.

Наведена методика термодинамічних розрахунків за якою визначаються теплові ефекти реакцій, що дозволило обґрунтувати можливість використання у складі шихти оксидів Mn₂O₃ та Mn₃O₄, та доцільність застосування MnO₂ в складі екзотермічної добавки MnO₂+Al.

Встановлена, на основі аналізу протікання металургійних процесів при плавленні СПД, доцільність додаткового введення в наповнювач дроту оксидів РЗМ, інтенсивність відновлення яких може зростати при використанні ЕД MnO₂+Al, що підвищить ефективність модифікації металу.

У третьому розділі розроблена технологія виготовлення (волочіння) порошкового дроту з використанням однобарабанного волочильного стану із стрічки 08кп 0,5×20 мм. Визначено оптимальний маршрут волочіння.

Встановлено оптимальні параметри режиму наплавлення (швидкість подачі дроту (WFS), швидкість наплавлення (TS), встановлена напруга на дузі (U_{set}) та виліт дроту (CTWD)) з використанням цифрового осцилографа OWON SDS5032E, за допомогою програмного забезпечення STATISTICA.

Розроблено склад самозахисного порошкового дроту, який містить високоенергетичний екзотермічний додаток MnO₂+Al. Визначено хімічний склад наплавленого металу та шлаку з метою корегування розрахунку складу самозахисного порошкового дроту. Досліджено мікроструктури наплавленого металу та виконано аналіз неметалевих включень.

B четвертому розділі дослідження виконано розрахунок та тепловиділення при наплавленні самозахисним порошковим дротом 3 екзотермічною сумішшю. Дослідним ШЛЯХОМ визначено показники розплавлення та наплавлення самозахисного порошкового дроту 3 екзотермічною сумішшю в наповнювачі.

Визначено вплив екзотермічної суміші і оксиду РЗМ у складі самозахисного порошкового дроту на засвоєння легуючих елементів, на хімічну однорідність наплавленого металу та властивості шлаку, що утворюється при наплавлені.

В п'ятому розділі наведено результати досліджень та порівняння розробленого самозахисного порошкового дроту 140Г6Х3Т з порошковим дротом ПП-Нп-90Г13Н4, що застосовується для наплавлення зносостійкого шару на деталі, що зазнають сильних ударів (залізничних хрестовин, деталей дробильно-розмольного обладнання, відновлення розмірів та виправлення пороків лиття деталей із сталі 110Г13Л, ковшів екскаваторів та інше) з дослідним СПД з екзотермічним додатком MnO₂-Al в складі наповнювача. Порівняння трибологічних властивостей наплавлення сплаву 140Г6Х3Т на хрестовини стрілочних переводів з прототипом Нп-90Г13Н4 показало

підвищення стійкості до ударно-абразивного зношування у 1,62-1,85 раза, що підтверджується проведеними промисловими випробуваннями в умовах приватного акціонерного товариства «Поберезький завод пресових агрегатів» (Івано-Франківська обл.).

Ключові слова: наплавлення, високоманганова сталь, ударно-абразивний знос, шлак, легування, самозахисний порошковий дріт, екзотермічний додаток, режими наплавлення, хрестовини стрілочних переводів, мікроструктура, карбіди, твердість, механічні властивості, зносостійкість, ідентування, склерометричні випробування.

ABSTRACT

Trembach I. O. Development of self-shielded flux-cored wire for hardfacing of the details of high-manganese steel. – Qualifying scientific work as the manuscript.

Thesis for a Candidate of Doctor of Philosophy by specialty 132 Materials Science (field of knowledge – 13 Mechanical Engineering). – Donbas State Engineering Academy of the Ministry of Education and Science of Ukraine, Kramatorsk, 2025.

The dissertation is devoted to the solution of the actual scientific and technical problem of development of the filler composition of self-shielded flux-cored wire and the technology of mechanized electric arc hardfacing of the details of high manganese steel in the conditions of shock and abrasive wear.

Hardfacing is widely used in mechanical engineering the technological process both for restoration and strengthening of the worn parts and for production of new by applying a hard alloy to increase wear resistance in the conditions of shock and abrasive wear.

Hardfacing of the worn-out surface in order to apply a reinforcing layer allows to increase the wear resistance of the working surfaces of the parts that are subject to shock and abrasive wear during their operation. For this purpose, electrode materials with the required chemical composition and the appropriate hardfacing method are used.

The object of research is the process of strengthening and restoration of the working surfaces of parts subjected to shock-abrasive wear by hardfacing new alloys based on the Fe-C-Mn-Cr-Ti system with a self-shielded flux-cored wire (FCAW-S).

The subject of the research is the welding and technological characteristics the self-shielded flux-cored wire, the filler of which contains exothermic additive (EA), herdfacing modes, structure, mechanical and operational properties of hardfacing with metastable austenite.

The subject of the study is the welding and technological characteristics of SPD with an exothermic additive in the filler, the structure, mechanical and operational properties of the hardfacing metal with metastable austenite.

The purpose of the work is the development of filler composition the selfshielded flux-cored wire for hardfacing of high manganese steel parts, which ensure obtaining optimal characteristics of the strengthening phase and matrix, and improving the technology of mechanized electric arc hardfacing of parts with of high manganese steel in the conditions of shock and abrasive wear.

The dissertation substantiates the creation of a structure of metastable chromium-manganese austenite, which provides increased wear resistance under shock and abrasive wear; the list of materials and the chemical composition of the studied alloys is given; theoretical dependences of creating the initial structural state of hardfacing, which ensures the formation of wear resistance under the given operating conditions, have been developed.

In the first section, an analytical review of the state of the issue was performed and the choice of the direction of research on the problem of increasing the wear resistance of parts made of high-manganese steels was justified, the influence of the hardness of the wear material, the ratio of the amount of metastable austenite and strengthening phases on the impact-abrasive wear resistance was considered. The goals and objectives of the research are set.

The analysis of literature data makes it possible to conclude that the main way to increase wear resistance using the surfacing method is the creation of electrode materials that ensure the multiphase structure of the hardfacing metal, one of the components of which is metastable austenite, which is capable of dynamic deformation strengthening with the absorption of impact energy introduced from the outside and its dissipation due to structural transformations.

It is shown that the mechanism of the process of destruction of the surface layer of parts depends on the conditions of interaction of the material of the latter with abrasive particles. Austenitic steels with the same hardness can differ significantly in terms of wear resistance under shock-abrasive wear conditions. Various mechanical properties, such as hardness, strain hardening, etc., are used to analyze resistance to shock-abrasive wear. The analysis of literary sources showed that several characteristics should be taken into account as mechanical properties for predicting wear resistance, which will take into account both initial properties (hardness, impact toughness and energy of packing defects) and after interaction with an abrasive due to the tendency of metastable austenite to strain hardening (strain hardening index n).

It was determined that increasing of the wear resistance of high-manganese steels is possible by adjusting the quantitative ratio of structures (austenite, martensite), the type and shape of the carbide phase, such as chromium (Cr), titanium (Ti) and boron (B) carbides.

Complex alloying ensures high physical and mechanical properties of the metal due to the formation of the optimal initial microstructure of the deposited metal.

Based on the analysis of scientific and technical literature on the topic of the dissertation, the goal and main directions of research to solve the problems are formulated.

The second section the methods of research of both self-shielded flux-cored wire (including welding and technological properties, filling factor, surface condition and melting uniformity) and deposited metal (structure and phase composition, physical and mechanical characteristics of deposited metal, tribological studies) are defined. appropriate equipment is offered.

The method of thermodynamic calculations by which the thermal effects of reactions are determined is presented, which made it possible to substantiate the possibility of using Mn_2O_3 and Mn_3O_4 oxides in the composition of the charge, and the feasibility of using MnO_2 as part of the exothermic additive MnO_2 +Al.

Based on the analysis of the flow of metallurgical processes during the melting of self-shielded flux-cored wire, the expediency of additional introduction of REM oxides into the wire filler, the intensity of whose reduction can increase when using the exothermic additive MnO_2+Al , which will increase the efficiency of metal modification, has been established.

The third section a technology for the production (drawing) of self-shielded flux-cored wire using a single-drum drawing mill from 08kp tape 0.5×20 mm was developed. The optimal dragging route is determined.

The optimal welding mode parameters (wire feed speed (WFS), travel speed (TS), set arc voltage (U) and wire run out (CTWD)) were determined using an OWON SDS5032E digital oscilloscope, using STATISTICA software.

The composition of self-shielded flux-cored wire, which contains a highenergy exothermic additive MnO_2+Al , has been developed. The chemical composition of the deposited metal and slag was determined for the purpose of correcting the calculation of the composition of self-shielded flux-cored wire. The microstructure of the deposited metal was studied and the analysis of non-metallic inclusions was performed.

In the fourth section the calculation and study of heat release during hardfacing with self-shielded flux-cored wire with an exothermic mixture is performed. The parameters of melting and hardfacing of self-shielded flux-cored wire with an exothermic mixture in the filler were determined experimentally.

The influence of the exothermic mixture and the oxide of REM in the composition of self-shielded flux-cored wire on the assimilation of alloying elements, on the chemical homogeneity of the deposited metal and the properties of the slag formed during deposition was determined.

In the fifth section presents the results of research and comparison of the developed of self-shielded flux-cored wire 140MnCrTi6-3 with FCAW-S-90Mn13Ni4, which is used for hardfacing a wear-resistant layer on parts subjected to strong impacts (railway crossings, parts of crushing and grinding equipment, restoration of dimensions and correction of casting defects of parts made of 110G13L steel, buckets of excavators, etc.) with experienced self-shielded flux-cored wire with an exothermic addition MnO_2 -Al as a filler. Comparisons of tribological properties hardfacing wire 140MnCrTi6-3 on the railway points cross-piece showed an increase

in resistance to abrasive wear with a fixed abrasive in 1.62-1.85 times, which is confirmed by industrial tests carried out in the conditions of the private joint-stock company «Poberezsky plant of press units» (Ivano-Frankivsk region).

Keywords: hardfacing, high-manganese steel, shock-abrasive wear, slag, alloying, self-shielded flux-cored wire, exothermic additive, hardfacing modes, railway points cross-piece, microstructure, carbides, hardness, mechanical properties, wear resistance, identification, sclerometric testing.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Наукові роботи, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Trembach, B.; Trembach, I.; Grin, A.; Makarenko, N.; Babych, O.; Knyazev, S.; Musairova, Y.; Krbata, M.; Balenko, O.; Vorobiov, O.; et al. Study of the Effects of Hardfacing Modes Carried out by FCAW-S with Exothermic Addition of MnO2-Al on Non-Metallic Inclusions, Grain Size, Microstructure and Mechanical Properties. Eng 2025, 6, 125. <u>https://doi.org/10.3390/eng6060125</u>

2. Trembach, I.O., Trembach, B.O., Grin, A.G. *et al.* Application of a complete factorial experiment for optimization of the filling factor and charge density of self-shielding flux-cored powder wire. *Mater Sci* (2025). https://doi.org/10.1007/s11003-025-00904-z

3. Трембач І. О., Трембач Б. О., Гринь О. Г., Лужецький Р. Я., Бречко В. О., Заковоротний О. Ю., Баленко О. І., Молчанов Г. І., Реброва О. М., Кабацький О. В. Застосування повного факторного експерименту для оптимізації коефіцієнта заповнення та густини шихти самозахисного порошкового дроту. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2024. Т. 60, № 4. С. 52-59. URL: <u>http://jnas.nbuv.gov.ua/article/UJRN-0001508512</u>

4. Гринь О. Г., Трембач I. О. Багатокритеріальний аналіз наплавочних матеріалів для відновлення і зміцнення деталей. *Обробка матеріалів тиском*: збірник наукових праць. Краматорськ. ДДМА, 2022. № 1 (51). 228 с. С. 196–203. https://doi.org/10.37142/2076-2151/2022-1(51)196

http://www.dgma.donetsk.ua/science_public/omd/omd_1(51)_2022/article/25.pdf

5. Trembach B., Grin A., Turchanin M., Makarenko N., Markov O., Trembach I. Application of Taguchi method and ANOVA analysis for optimization of process parameters and exothermic addition (CuO-Al) introduction in the core filler during self-shielded flux-cored arc welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. Vol. 114. P. 1099-1118.

6. Trembach B., Grin A., Makarenko N., Zharikov S., Trembach I., Markov O. Influence of the core filler composition on the recovery of alloying elements during the self-shielded flux-cored arc welding. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. № 5. P. 10520-10528. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.07.052

7. Trembach B., Grin A., Trembach I. Study of the influence of the addition of an exothermic mixture and the ratio of the components of the exothermic mixture on the melting indices at FCAW. *Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Materials Science*. 2020. T. 6. №. 1. C. 47–53.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

8. Трембач І. О., Гринь О. Г. Перспективи використання екзотермічної добавки MnO2+Al в осерді самозахисного порошкового дроту для наплавлення високоманганової сталі. *Молода наука - роботизація і нано-технології сучасного машинобудування*: збірник наукових праць Міжнародної молодіжної науково-технічної конференції, 12-14 квітня 2023 р. / за заг. ред. С. В. Ковалевського, д-ра техн. наук., проф., and Hon.D.Sc., Prof. Predrag Dašić – Краматорськ: ДДМА, 2023. – 324 с. С. 263–268.

9. Трембач І. О., Гринь О. Г. Мультифазна структура манганової сталі – запорука підвищення її зносостійкості. *Молода наука - роботизація і нано-технології сучасного машинобудування*: збірник наукових праць Міжнародної молодіжної науково-технічної конференції, 20 червня 2022 р. / за заг. ред. С. В. Ковалевського, д-ра техн. наук., проф., and Hon.D.Sc., Prof. Predrag Dašić–Краматорськ : ДДМА, 2022. – 226 с. С. 194–197.

10. Гринь О. Г., Трембач І. О. Перспективні матеріали для підвищення стійкості леталей. шо ударно-абразивний Важке зазнають вплив. машинобудування. Проблеми перспективи розвитку. Матеріали та Міжнародної науково-технічної конференції 21-24 грудня 2020 року / за заг. ред. В. Д. Ковальова. Краматорськ: ДДМА, 2020. 23 с.

11. Гринь О. Г., Трембач І. О. Аналіз сплавів для наплавлення, рекомендованих EN 14700:2014. Зварювання та споріднені технології:

перспективи розвитку : тези доповідей V Міжнародної науково-технічної конференції, (Краматорськ, 19–20 жовт. 2021 р.) / МОН України [та ін.]; за заг. ред. д-ки техн. наук Н. О. Макаренко. – Краматорськ : ДДМА, 2021. – 75 с.

12. Трембач І.О., Гринь О.Г. ВИБІР СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ СПЛАВІВ, ЩО ЗАЗНАЮТЬ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ЗНОСУ. Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку. Матеріали XXI Міжнародної науково-технічної конференції 20 – 22 червня 2023 року / за заг. ред. В. Д. Ковальова. — Краматорськ-Тернопіль: ДДМА, 2023. — 152 с. С. 117.

13. Гринь О.Г., Трембач І.О., Жаріков С.В. ВПЛИВ ПЛАВКОСТІ ШЛАКІВ НА РІВНОМІРНІСТЬ ПЛАВЛЕННЯ САМОЗАХИСНОГО ПОРОШКОВОГО ДРОТУ. *Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві*. Матеріали IX міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. - Краматорськ: ДДМА, 2023. 179 с. С. 36-38.

14. Трембач І.О., Гринь О.Г. ОБҐРУНТУВАННЯ МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ МАНГАНОВОЇ РУДИ В СКЛАДІ САМОЗАХИСНОГО ПОРОШКОВОГО ДРОТУ. *Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві*. Матеріали IX міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. Краматорськ: ДДМА, 2023. 179 с. С. 118-120.

15. Гринь О.Г., Жаріков С.В., Трембач І.О., Гайворонський О.О., Дудинський О.Д. Дослідження процесу легування металу манганом на стадіях дугового процесу зварювання. *Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві*: матеріали VII Міжнародної науковотехнічної конференції, 15–18 жовтня 2019 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. Краматорськ. ДДМА, 2019. 240 с. с. 67–68.

16. Гринь О.Г., Трембач І.О., Воропаєв Є.В. Підвищення ефективності використання оксидів рідкоземельних металів в складі порошкового дроту. *Молода наука - роботизація і нано-технології сучасного машинобудування*: зб. наукових праць Міжнародної молодіжної науково-технічної конференції, 10-12 квітня 2024 р. / за заг. ред. С. В. Ковалевського, д-ра техн. наук., проф. and Hon.D.Sc., Prof. Predrag Dašić – Краматорськ: ДДМА, 2024. – 294 с. С. 141–146.

Опубліковані праці, які додатково відображають наукові результати дисертації:

17. Trembach B., Grin A., Zharikov S., Trembach I. Investigation of characteristic of powder wire with the CuO / Al exothermic mixture. *Scientific Journal of TNTU*. Tern.: TNTU, 2018. T. 92. No 4. C. 13–23.

18. Trembach B. O., Grin O. G., Trembach I. A. Determination of the optimum combination of the physical properties of the slags system CaO-CaF₂-SiO₂-TiO₂. *International periodic scientific journal. Modern scientific researches*. Part.1. 2020. No.13. p. 42–47.

Патент за напрямком роботи:

1. Спосіб дослідження екзотермічної реакції у наповнювачі порошкового дроту: пат. 154194, Україна: МПК В23К31/12 (2006.01). № u2023 02098; заявл. 03.05.2023; опубл. 18.10.2023, Бюл. № 42/2023.

3MICT

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ	20
ВСТУП	22
РОЗДІЛ 1. СТАН ДОСЛІДЖЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ, ЩО	
ЗАЗНАЮТЬ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ЗНОСУ ТА МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЇХ	
ЗМІЦНЕННЯ	32
1.1. Аналіз умов експлуатації, причин зносу та руйнування поверхонь	
деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу	32
1.2. Дослідження методів підвищення стійкості деталей, що зазнають	
ударно-абразивного зносу	34
1.3. Аналіз впливу мультифазної структури на зносостійкість	
високоманганової сталі	37
1.4. Сучасні наплавочні матеріалі для відновлення деталей, що зазнають	
ударно-абразивного зносу	46
1.5. Аналіз ефективності газошлакових систем самозахисних порошкових	
дротів	53
1.6. Використання екзотермічної добавки та рідкісноземельних металів в	
наповнювачі самозахисного порошкового дроту	58
1.7. Аналіз систем легування сплавів, що зазнають ударно-абразивного	
зносу	62
1.8. Вплив механічних властивостей високоманганової сталі на	
зносостійкість	64
Висновки до розділу 1 і постановка задач	68
Список використанних джерел до розділу 1	71
РОЗДІЛ 2. ВИБІР НАПРЯМКІВ ТА МЕТОДИК ДОСЛІДЖЕНЬ СПД ТА	
НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ	83
2.1. Термодинамічний розрахунок відновлення мангану алюмінієм з	
манганової руди та рідкісноземельних металів з їх оксидів	83
2.2. Трибологічні дослідження наплавленого металу	86

2.3. Методика дослідження службових характеристик СПД	92
2.4. Дослідження структури та фазового складу наплавленого металу	94
2.5. Методи визначення механічних характеристик наплавленого металу	96
Висновки по розділу 2	97
Список використанних джерел до розділу 2	99
РОЗДІЛ З. РОЗРОБКА СКЛАДУ НАПОВНЮВАЧА СПД З	
ЕКЗОТЕРМІЧНИМ ДОДАТКОМ MNO2+AL ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ЙОГО	
ЗВАРЮВАЛЬНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ	102
3.1. Розробка складу та виготовлення самозахисного порошкового дроту з	
екзотермічним додатком MnO ₂ +Al у наповнювачі	102
3.2. Дослідження впливу режимів наплавлення розробленим СПД на	
стабільність горіння дуги	112
3.3. Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним	
додатком MnO ₂ +Al на показники розплавлення та наплавлення	121
3.4 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним	
додатком MnO ₂ +Al на геометричні параметри наплавленого валіка	128
3.5 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним	
додатком MnO ₂ +Al на параметри термічного циклу	136
Висновки по розділу 3	141
Список використанних джерел до розділу 3	142
РОЗДІЛ 4. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ НАПЛАВЛЕННЯ СПД З	
ЕКЗОТЕРМІЧНИМ ДОДАТКОМ MNO ₂ +AL НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА	
МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ	143
4.1 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним	
додатком MnO ₂ +Al на мікроструктуру наплавленого металу	145
4.2 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним	
додатком MnO ₂ +Al на величину зерна наплавленого металу	147
4.3 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним	
додатком MnO ₂ +Al на морфологію неметалевих включень	154
4.4 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним	159

додатком MnO₂+Al на твердість наплавленого металу

4.5 Вплив екзотермічного додатка в наповнювачі самозахисного	
порошкового дроту на засвоєння легуючих елементів	163
Висновки по розділу 4	165
Список використаних джерел до розділу 4	166
РОЗДІЛ 5. ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ, МЕХАНІЧНИХ ТА	
ТРИБОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ТА	
ЙОГО ПРОМИСЛОВЕ ВПРОВАДЖЕННЯ	167
5.1. Порівняльні дослідження мікроструктури, розподілу хімічних	
елементів та фазового складу наплавленого металу	167
5.2. Порівняльні дослідження механічних властивостей наплавленого	
металу розробленого СПД та прототипу	174
5.3. Порівняльні дослідження трибологічних властивостей наплавленого	
металу розробленого СПЛ та прототипу на абразивну зносостійкість	178
5.4. Порівняльні дослідження трибологічних властивостей наплавленого	
металу розробленого СПЛ та прототипу на уларно-абразивну	
зносостійкість	181
5.5. Порівняльні дослідження ультразвукової ударної обробки	-
наплавленого металу та змішнення піл лію уларного навантаження	185
5.6. Результати випробовування та промислового впровалження	
розробленого склалу самозахисного порошкового лроту	192
Висновки по розліпу 5	194
Список використанних лжерел до розділу 5	195
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	196
ЛОЛАТКИ	199
ДОДАТОК А1 Мікроструктури наплавленого металу (×100)	200
ДОДАТОК А1 Мікроструктури наплавленого металу (×100)	200
	201
ПОПАТОК В Осцилограми зварювального струму та напруги на дузг	202
додаток от експериментальні (е) та розрахункові (с) значення	202
зварювального струму та напруги на дуз1	203

ДОДАТОК В2 Експериментальні (Е) та розрахункові (С) значення	
показників розплавлення, наплавлення, розбризкування та ефективності	
наплавлення	204
ДОДАТОК ВЗ Експериментальні (Е) та розрахункові (С) значення	
кількості, середньої площі, максимальної та середньої довжин НМВ	205
ДОДАТОК В4 Експериментальні (Е) та розрахункові (С) значення	
параметрів термічного циклу наплавлення	206
ДОДАТОК Г Карти Парето морфології неметалевих включень	207
ДОДАТОК Г Результати дослідження показників розплавлення та	
наплавлення СПД з ЕД MnO ₂ +Al в наповнювачі	208
ДОДАТОК Д Акт випробування та впровадження у виробництво	209
ДОДАТОК Е Акт впровадження в навчальний процес НТУ «ХПІ»	210
ДОДАТОК Є Акт впровадження в навчальний процес ДДМА	211
ДОДАТОК Ж Патент України на корисну модель	212

ЕД – екзотермічний додаток у складі наповнювача СПД;

СПД – самозахисний порошковий дріт;

ДДМП – динамічного деформаційного мартенситного перетворення;

НМВ - неметалеві включення;

HRC – твердість за Роквеллом, шкала С;

 ϵ_a – абразивна зносостійкість;

є_{у-а} – ударно-абразивна зносостійкість;

УЗУО – ультразвукова ударна обробка;

 $\Delta G^{\circ}_{f 298}$ – термодинамічна міцність оксиду;

ΔН°₂₉₈ – тепловий ефект реакції;

Т_{пв} – температура початку відновлення оксиду;

q – питомий тепловий ефект реакції;

ΣМ – сума молекулярних мас реагуючих речовин;

ε – відносне зношування;

IЗ – інтенсивність зношування;

К₃ – коефіцієнт заповнення порошкового дроту;

Q_{ел} – кількість елемента в наповнювачі СПД;

Q_{н.м.} - вміст легуючого елемента в наплавленому металі;

N_{комп} - відсоток елемента в компоненті наповнювача СПД;

η – коефіцієнт переходу легуючого елементу в наплавлений метал;

V_н – швидкість наплавлення (також має позначення TS);

 $U_{\text{дж}}$ - напруга джерела живлення (також має позначення U_{set});

L – виліт дроту (також має позначення CTWD);

V_{пд} – швидкість подачі дроту (також має позначення WFS);

I_a – середній зварювальний струм;

U_a – середня напруга на дузі;

 I_{aq} – середнє квадратичне значення зварювального струму;

 U_{aq} – середнє квадратичне значення напруга на дузі;

- Std(I) стандартне відхилення зварювального струму;
- Std(U) стандартне відхилення напруги на дузі;
- CV(I) коефіцієнт варіації зварювального струму;
- CV(U) коефіцієнт варіації напруги на дузі;
- G_р продуктивність розплавлення;
- α_p коефіцієнт розплавлення;
- G_н продуктивність наплавлення;
- α_н коефіцієнт наплавлення;
- ψ коефіцієнт загальних втрат;
- ψ_p коефіцієнт втрат на розбризкування;
- D_e ефективність наплавлення;
- Мдр. до маса дроту до наплавлення, г;
- Мдр. після маса дроту після наплавлення, г;
- М_{р.др.} маса розплавленого дроту, г;
- М_н маса наплавленого металу, г;
- М_{бр} маса бризок, г;
- е ширина валіка (WB), мм;
- g висота опуклості валіка (THR), мм;
- h глибина проплавлення (BDP), мм;
- $F_{\rm H}$ площа поперечного перерізу наплавленого металу (Ar), мм²;
- F_{np} площа поперечного перерізу проплавлення металу (Ap), мм²;
- D_v ступінь змішування наплавленого металу основним.

ВСТУП

Актуальність теми. Розвиток машинобудівної галузі в Україні сприяє економічному зростанню країни і забезпечення модернізації економіки держави в цілому, тому потрібно постійно вирішувати питання збільшення конкурентоспроможності машинобудівного виробництва.

Постійно зростаючі вимоги споживачів до якості виготовляємої продукції викликають необхідність вдосконалення існуючих та пошуку нових науково-технічних і технологічних рішень. Корінне підвищення якості та конкурентоспроможності виготовляємого устатковання та машин прямо пов'язане з необхідністю поліпшення якості металу і економії його в машинобудуванні, а також зі створенням нових конструкційних матеріалів. Не менш важливим є підвищення властивостей, службових і експлуатаційних характеристик відомих і широко використовуваних в даний час сталей.

Проблема підвищення якості, надійності і довговічності обладнання для видобутку корисних копалин є пріоритетною задачею матеріалознавства. На сучасному етапі актуальним є розробка нових матеріалів для наплавлення, які окрім підвищення експлуатаційної стійкості також забезпечують ефективність зміцнення, що дозволяють підвищити рівень фізико-механічних і експлуатаційних властивостей зміцненого та відновленого обладнання.

Особливо гостро це стосується високоманганових аустенітних сталей, широко застосовуваних у машинобудуванні для виготовлення деталей, що працюють в умовах інтенсивного ударно-абразивного зносу. Широке застосування високоманганових аустенітних сталей типу 110Г13Л обумовлено її унікальними властивостями, зокрема, високим опором поверхонь в деформованому стані абразивного зносу в поєднанні з високою пластичністю.

Одним з найважливіших напрямків сучасного матеріалознавства є створення матеріалів з метастабільними структурами, які є синергетичними системами. До синергетичних систем з повною підставою можливо віднести сталі з метастабільним аустенітом. Під впливом зовнішніх навантажень в ньому протікає динамічне деформаційне мартенситне перетворення (ДДМП). Утворення мартенситу деформації призводить до появи внутрішніх напружень стиску в контактно-поверхневому обсязі металу, охопленому мартенситним перетворенням. На їх релаксацію збільшується споживання енергії абразивної взаємодії. Це служить однією з причин підвищення зносостійкості сталі.

Аналіз експлуатації зносостійких виливків зі сталі 110Г13Л показує, що головною причиною зносу є стирання в результаті недостатньої стійкості їх поверхні при дії абразивного матеріалу, в першу чергу на початковому етапі взаємодії контактних поверхонь. Для підвищення стійкості поверхневих шарів необхідно збільшити їх твердість та оптимізувати рівень легування. Причому, підвищення твердості має відбуватися в результаті прикладання навантажень. Для досягнення цього доцільно використовувати метастабільні аустенітні сталі, які здатні до ДДМП.

Сталь 110Г13Л відноситься до стабільних аустенітних сталей. ДДМП в ній не мають помітного розвитку та істотне зміцнення досягається після відносно великої деформації (навантаження вибухом і т.п.). Тому, експлуатаційна стійкість деталей з цієї сталі, особливо в умовах переважання абразивного зносу, недостатня.

СПД находить найбільш поширене застосування при наплавленні деталей з метою відновлення геометричних параметрів та зміцнення особливо в монтажних умовах. При цьому існує проблема використання СПД – це відставання розплавлення наповнювача в порівнянні з металевою оболонкою, що є значним недоліком, що може призвести до попадання нерозплавленої частини наповнювача до зварювальної ванни. Це призводить до збільшення кількості неметалевих включень, що спричинено попаданням нерозплавленої частини наповнювача у зварювальну ванну, появи хімічної неоднорідності та погіршення зносостійкість механічних властивостей та наплавленого металу. Тому збільшення величини зварювального струму (збільшення швидкості подачі дроту) при наплавленні порошковим дротом, що, з однієї сторони, призводить до

підвищення продуктивності процесу, а з іншої сторони, до подальшого зростання відставання швидкості розплавлення наповнювача та оболонки.

Одним із шляхів покращення характеристик плавлення СПД та вирішення проблеми не рівномірності плавлення наповнювача та оболонки є додавання до складу шихти СПД екзотермічного додатка. Відсутність на теперішній час промислового виробництва СПД з екзотермічним додатком в наповнювачі пов'язано з недостатнім науковим обґрунтуванням її виготовлення та, відповідно, подальшого застосування.

Експлуатаційна стійкість виливків зі сталі 110Г13Л безпосередньо пов'язана з її якістю, резервом поліпшення якої є комплексне легування, що забезпечить необхідну твердість, міцність та пластичність металу. Комплексне легування рідкісноземельними металами (РЗМ) підвищує зносостійкість та опір розвитку тріщин в високоманґановій сталі при втомному та статичному навантаженні, забезпечує підвищення механічних та службових властивостей виливків.

Для підвищення зносостійкості та відновлення поверхневих шарів деталей, що зазнають ударно-абразивного зношування, застосовують дугове наплавлення, в тому числі з використанням самозахисних порошкових дротів (СПД), що забезпечують отримання на поверхні деталей економно-легованого метастабільного аустеніту, здатного до ДДМП в результаті прикладання навантажень.

Разом з тим, застосування РЗМ в складі СПД, утруднено через складність введення в зварювальну ванну через вигоряння та дезактивацію в зоні горіння дуги в процесі наплавлення.

З причини високої собівартості виробництва РЗМ однією з актуальних задач є раціональне їх використання. Для практичного використання представляє інтерес технологія наплавлення порошковим дротом, в якому в якості наповнювача використовується оксид РЗМ і його відновник. Можливо очікувати, що при дуговому процесі наплавлення може утворюватися чистий РЗМ, а при наявності екзотермічної добавки збільшується час протікання реакції відновлення.

У зв'язку з цим актуальним є проведення комплексу теоретичних і експериментальних досліджень, спрямованих на визначення складу і співвідношення компонентів екзотермічного додатка (ЕД) та оксиду РЗМ, теплового ефекту екзотермічної реакції, розробки і вивчення складу СПД, що дозволяє отримати наплавлений метал з хімічної і структурної однорідністю, низьким вмістом неметалічних включень та високою продуктивністю процесу наплавлення.

Таким чином, розробка СПД для підвищення зносостійкості та відновлення поверхневих шарів деталей, що зазнають ударно-абразивного зношування, має важливе науково-технічне значення.

роботи Зв'язок 3 науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконана згідно плану науково-дослідної роботи кафедри «Обладнання та технологій зварювального виробництва» Донбаської державної машинобудівної академії (ДДМА) у рамках держбюджетної теми Дк-04-2019 «Пілвишення ефективності застосування екзотермічних сумішей при електродуговому зварюванні та електрошлакових процесах» (№ держреєстрації 0119U103451 2019-2024 pp.).

Тема дисертаційної роботи відповідає науковій тематиці кафедри «Обладнання та технологій зварювального виробництва» ДДМА в галузі розробки електродних матеріалів для наплавлення.

Мета та задачі дослідження. Метою дисертаційної роботи є підвищення ефективності процесу наплавлення деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу за рахунок введення екзотермічної суміші до складу СПД та покращення механічних і експлуатаційних властивостей наплавленого металу.

Для реалізації цієї мети були поставлені і розв'язувалися наступні задачі:

- вивчити причини недостатньої стійкості деталей, що зазнають ударноабразивного зносу, і визначити чинники, що впливають на підвищення експлуатаційної надійності; - провести теоретичні дослідження відновлення РЗМ з їх оксидів, враховуючи вплив екзотермічного додатка;

 провести комплексні дослідження впливу добавок оксиду РЗМ та екзотермічного додатка, параметрів режиму наплавлення на структурний стан, механічні і експлуатаційні властивості наплавленого металу;

- розробити технологію відновлення поверхні зношених деталей;

 дослідити механізми зміцнення, що діють в поверхневому шарі наплавленого металу;

 встановити залежності між параметрами структури, механічними властивостями, твердості та показниками зносостійкості;

- випробувати розроблений склад СПД в промислових умовах.

Об'єкт дослідження. Процес зміцнення і відновлення робочих поверхонь деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу шляхом наплавлення СПД нових сплавів на основі системи Fe-C-Mn-Cr-Ti.

Предмет дослідження. Зварювально-технологічні характеристики СПД до складу якого введено ЕД та оксид РЗМ, структура, механічні і експлуатаційні властивості наплавленого металу на основі системи Fe-C-Mn-Cr-Ti та технологія зміцнення деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу.

виконанні Методи дослідження. При роботи використовувалися комплексні дослідження. Для виявлення чинників, сприяючих виходу з ладу деталей, проводилися статистичні дослідження впливу хімічного складу, параметрів структури і механічних властивостей на стійкість деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу, металографічний аналіз. Для вивчення механізмів змішнення сталей використовувалися методи металографії, порошкової рентгенівської дифракції, ідентування та склерометричного випробування. Випробування зносостійкості проводилися по методиках, відомих з літературних джерел. Для обробки результатів експериментів застосовувалися математичного планування експерименту методи i кореляційно-регресійний аналіз.

Наукова новизна отриманих результатів.

1. Вперше розроблено склад наповнювача самозахисного порошкового дроту (СПД) з додавання екзотермічного додатка (MnO₂+Al), та її кількісні межі (30%), що забезпечують перебіг екзотермічної реакції з тепловим ефектом 4,85 кДж/г, достатнім для утворення мікроструктури наплавленого металу, яка являє собою аустенітну матрицю з дисперсними карбідами (Cr, Ti, Mn) та відновлення РЗМ з їх оксидів.

2. Доведено доцільність використання в складі наповнювача СПД манганової руди, найпоширенішим мінералом якої є MnO_2 , в якості окислювача екзотермічної суміші, що дозволяє за рахунок утворенням екзотермічного ефекту забезпечити: зниження хімічної неоднорідності наплавленого металу, покращення морфології неметалевих включень, зменшення розміру зерна, а також забезпечує додаткове легування наплавленого металу манганом за рахунок відновлення його з оксиду. Порівнянням результатів термодинамічних розрахунків теплового ефекту екзотермічних реакцій при алюмотермічному відновленні, встановлено, що максимальний тепловий ефект 4,85 кДж/г має екзотермічна система (MnO_2 +Al) та в порівнянні з CuO + Al та Fe₂O₃ + Al має збільшення теплового ефекту на 10-20%.

3. Показано, що висока зносостійкість наплавленого металу в умовах ударно-абразивного зношування досягається за наявністю в наплавленому металі аустенітної матриці, карбонітріду титану та евтектики ($Cr_7C_3 + \alpha$ -Fe) яка складає основу при наявності не більше 30% метастабільного аустеніту і залежить від його характеристик та параметрів деформування.

4. Вперше встановлено, що максимальне збільшення мікротвердості в деформованому абразивом поверхневому шарі спостерігається в сплавах, що вміщують 5...6 % Мп. Зниження абразивної зносостійкості і мікротвердості поверхневого шару при збільшенні вмісту Мп понад 6% пов`язано з підвищенням стабільності аустеніту і його впливу на γ↔α перетворення при деформуванні. 5. Досліджено, що легування наплавленого металу хромом підвищує вміст в матриці $Cr(Mn)_7C_3$ замість первинних карбідів Fe₃C; додаткове легування РЗМ в кількості 0,1% не впливають на розміри і морфологію HMB, але має вплив на основні технологічні властивості розробленого наплавленого металу, що сприяє зростанню в 1,6 рази зносостійкості високоманганової сталі при комплексному використанні Cr, Ti, Mn.

6. Доведено, що працездатність наплавленого металу системи Fe-Mn-Cr-C-Ti в умовах ударно-абразивного зношування залежить від релаксаційних властивостей металу, контролюється мікромеханізмами перетворення структури в умовах деформування і залежить від легування та модифікування металу, що, в свою чергу, забезпечує управління метастабільним аустенітом та формування мартенситу деформації і визначає кількість, тип і розмір карбідної фази.

7. За результатами аналізу діаграм розподілу легуючих елементів в наплавленому металі 140Г6Х3Т встановлено, що вуглець і азот концентрується в області скупчення титану, хром в карбідах, манган розподіляється між матрицею і зміцнюючими фазами. Такий розподіл легуючих сприяє зростанню твердості індентування до 7,64ГПа, модуля пружності до 213,76ГПа, що перевищує показники сталі 110Г13Л і 90Г13Н4, а глибина подряпин, при скретч випробуваннях, зменшується до 0,252мкм.

Особистий внесок здобувача. Автором сформульовані і обґрунтовані цілі роботи, проведені теоретичні дослідження, підготовлені і проведені лабораторні дослідження, оброблені і проаналізовані результати експериментів, сформульовані висновки, підготовлені статті до друку. Виробничі випробування проходили при безпосередній участі здобувача. Постановка задач і обговорення результатів досліджень виконані спільно з науковим керівником і співавторами статей.

Здобувачем проаналізовано сучасний стан проблеми підвищення зносостійкості деталей машин, що працюють в умовах переважного ударноабразивного зносу, зроблено відповідні висновки та сформульовано задачі дослідження, вирішення яких забезпечить суттєве підвищення зносостійкості деталей машин.

Визначено вплив легування на структуру аустенітної матриці, розглянуто співвідношення карбідоутворюючих елементів та вуглецю в мангановій сталі, досліджено комплексний вплив Сr, Тi, Мn та РЗМ на зносостійкість високоманганової сталі, а також показано, що зносостійкість високоманганової сталі в умовах ударно-абразивного зносу залежить від γ↔α перетворень при деформуванні.

Аналіз отриманих результатів досліджень та формування головних висновків та рекомендацій було виконано спільно з науковим керівником.

Практичне значення отриманих результатів. Розроблений і рекомендований для відновлення деталей, які працюють в умовах ударноабразивного зносу, новий високовуглецевий середньомангановий сплав типу 140Г6Х3Т. Цей сплав доцільно використовувати для відновлення та зміцнення деталей машин, так як його зносостійкість після наплавлення в порівняні з прототипом ПП-АН105 (ПП-Нп-90Г13Н4) в 3,1 рази вища, а в порівнянні зі сталлю 110Г13Л вище в 1,6 рази.

Розроблено технологію виготовлення та наплавлення СПД з ЕД в наповнювачі, яка забезпечує отримання задовільної якості наплавленого металу на робочих поверхнях хрестовин стрілочних переводів і черпаків живильника. Технологія зміцнення цих виробів з використанням зносостійкого сплаву 140Г6ХЗТ прийнята у виробництво на ПрАТ «ПОБЕРЕЗЬКИЙ ЗАВОД ПРЕСОВИХ АГРЕГАТІВ», що підтверджено актом випробування та виробничого впровадження. Рекомендований тип наплавленого металу може бути застосований при відновленні та зміцненні широкого спектру деталей машин, які працюють в умовах ударно-абразивного зносу.

Результати дисертаційної роботи впроваджені в навчальний процес на кафедрі «Матеріалознавства» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» та кафедрі «Обладнання і технології зварювального виробництва» Донбаської державної машинобудівної академії.

Апробація результатів дисертації. Основні положення і результати дисертаційної роботи докладалися і обговорювалися на конференціях:

- Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку. Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції 21-24 грудня 2020 року, Краматорськ;

- Зварювання та споріднені технології: перспективи розвитку : тези доповідей V Міжнародної науково-технічної конференції, (Краматорськ, 19–20 жовт. 2021 р.);

- Молода наука - роботизація і нано-технології сучасного машинобудування: збірник наукових праць Міжнародної молодіжної науковотехнічної конференції, 20 червня 2022 р., Краматорськ;

- Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку. Матеріали XX Міжнародної науково-технічної конференції 01 – 03 вересня 2022 року, Краматорськ;

- XVI International Conference "Problems of Corrosion and Corrosion Protection of Materials "(Corrosion-2022). November 15-17, Lviv, Ukraine: pp. 65;

- Молода наука - роботизація і нано-технології сучасного машинобудування: збірник наукових праць Міжнародної молодіжної науковотехнічної конференції, 12-14 квітня 2023 р., Краматорськ;

- *Сучасні матеріали та технології їх обробки*: збірник наукових праць Міжнародної конференції здобувачів вищої освіти і молодих учених (20-21 квітня 2023 року, м. Харків). Харків, 2023;

- Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку. Матеріали XXI Міжнародної науково-технічної конференції 20 – 22 червня 2023 року, Краматорськ;

- Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві. Матеріали IX міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. Краматорськ.

Публікації. Результати дослідження опубліковано у 18 наукових працях, з яких: 7 – статті у наукових фахових виданнях України обсягом 5,37 ум.-друк. арк. (в т.ч. 4 – у виданнях, що входять до міжнародних наукометричних баз); 9 – публікації апробаційного характеру обсягом 1,68 ум.-друк. арк.; 2 – публікації, які додатково висвітлюють результати дослідження, обсягом 1,06 ум.-друк. арк. Загальний обсяг публікацій становить 8,37 ум.-друк. арк.; особисто автору належать 4,37 ум.-друк. арк.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається із вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних джерел (159 найменування на 17 сторінках), 12 додатків (на 12 сторінках), містить 38 таблиць (на 17 сторінках), 74 рисунків (на 43 сторінках). Основний текст роботи викладено на 204 сторінках. Загальний обсяг роботи становить 219 сторінку.

РОЗДІЛ 1

СТАН ДОСЛІДЖЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ЗАЗНАЮТЬ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ЗНОСУ ТА МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЇХ ЗМІЦНЕННЯ

1.1. Аналіз умов експлуатації, причин зносу та руйнування поверхонь деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу.

Сталь Гадфільда (110Г13Л) широко застосовується у машинобудуванні при виготовленні обладнання, що працює в умовах інтенсивного ударноабразивного зносу [1, 2, 3].

Це обумовлено унікальними властивостями сталі 110Г13Л, зокрема, високим опором поверхонь в деформованому стані абразивному зносу в поєднанні з високою пластичністю та міцністю [1, 4].

Здатність сталі Гадфільда зміцнюватися під впливом ударних навантажень або великих тисків робить її в ряді випадків практично незамінною для виготовлення деталей і вузлів машин та механізмів [5], що працюють при інтенсивних динамічних навантаженнях [4].

Аналіз умов експлуатації деталей зі сталі 110Г13Л показує, що першочерговою причиною зносу є стирання в результаті дії абразиву на їх поверхні [1].

Абразивне зношування є основною причиною виходу з ладу значної кількості литих деталей машин, що працюють в різних галузях. Збитки від простоїв устаткування внаслідок зносу окремих деталей та витрати на його ремонт часто перевищують вартість самих деталей. Правильний вибір сплавів для виготовлення деталей, які піддаються інтенсивному зносу, визначає економічну ефективність і тривалість роботи машини [6].

У деяких випадках відбувається руйнування тіла виливки, що пов'язано з високими ударними навантаженнями. Але руйнування ряду виливків (плити жолобів під щоковими дробарками) не можна пояснити цією причиною. Ймовірно, їх руйнування пов'язане з низькими значеннями пластичних властивостей сталі [1].

Має місце практика, коли з високоманганової сталі виготовляють виливки, від яких вимагається, перш за все, висока втомна міцність, тому що лімітуючим фактором є не знос, а крихке руйнування, при цьому найбільш чутливою характеристикою механічних властивостей деталей з високоманганової сталі є ударна в'язкість [4].

Дослідникі стверджують [1, 3, 4, 7, 8], що неможливо домогтися високих показників експлуатаційної стійкості виливків з високоманганової сталі при наявності в них ливарних дефектів різного роду: усадочних раковин, пор, тріщин і т.п. Технологічні ливарні дефекти часто стають осередками зародження тріщин, що призводять до крихкого руйнування виробів [8].

Результати досліджень [1] показало істотне забруднення сталі неметалевими включеннями, грубозернисту будову і досить низьку абразивну зносостійкість. Багато включень розташовується по межах аустенітних зерен, забруднюючи їх і знижуючи міжзерену міцність [1]. Це призводить в ряді випадків до утворення гарячих тріщин та руйнування виливків при кристалізації в формі, під час термічної обробки або в початковий період їх роботи, викликаючи їх поломки [1].

Експлуатаційна стійкість виливків зі сталі 110Г13Л безпосередньо пов'язана з її якістю, поліпшити яку можна комплексним розкисленням, рафінуванням та модифікуванням [1].

Дослідженням причин виходу з ладу виливків із високоманганової сталі встановлено, що всі виливки можна розбити на три характерні групи [4].

1. До першої групи належать виливки, що працюють в абразивному середовищі при порівняно невеликих питомих навантаженнях. Вони, як правило, виходять з експлуатації через повне зношення.

2. До другої групи належать виливки, що працюють в абразивному середовищі при значних ударних навантаженнях і питомих тисках. Хоча критерієм довговічності подібних виливків є зносостійкість, 20-60% їх виходять з експлуатації не через знос, а через руйнування.

3. До третьої групи слід віднести виливки, що працюють в абразивному середовищі при досить значних знакозмінних навантаженнях і питомих тисках. Такі виливки повністю виходять з ладу з причини руйнування, та зносостійкість не лімітує їх довговічності.

В роботі [4] зазначено, що необхідно диференційований підхід до виготовлення відливок з урахуванням умов їх роботи.

Розширення застосування високоманганової сталі 110Г13Л для деталей машин ставить завдання щодо підвищення зносостійкості, втомної міцності і відповідно довговічності деталей [8].

Таким чином, експлуатаційними характеристиками високоманганової сталі (в тому числі сталі Гадфільда) слід вважати не тільки зносостійкість як в умовах абразивного, так і ударно-абразивного зносу, а також якість виливок, втомну міцність та ударну в'язкість.

Враховуючи те, що властивості матеріалів залежать від структурної будови сталі на макрорівні, дієвим рішенням проблеми підвищення якості наплавленого металу є освоєння технології його комплексного розкислення, рафінування та модифікування, використовуючи для цього нові активні комплексні сплави, в тому числі РЗМ.

1.2. Дослідження методів підвищення стійкості деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу.

При експлуатації деталей із високоманганових сталей створюються несприятливі умови, що різко знижують їх надійність і довговічність [8].

Несприятливий вплив виникає також при неминучих зовнішніх або внутрішніх перевантаженнях за рахунок випадкових флуктуацій енергії або дії внутрішніх концентраторів напруг. Створюються умови для появи і розвитку зовнішніх (поверхневих) та внутрішніх пошкоджень у виробах, таких як активний знос поверхонь, поява і розвиток втомних тріщин або, що найбільш небезпечно, крихке руйнування [8].

Високоманганова сталь аустенітного класу поєднує в собі низьку теплопровідність, досить велику лінійну швидкість кристалізації і усадку, має підвищену схильність до стовбчатої кристалізації, має грубозернисту структуру з карбідами, розташованими переважно по границям зерен металу [1].

Технологічні ливарні дефекти часто стають осередками зародження тріщин, що призводять до крихкого руйнування виробів [8].

Слід визнати, що традиційні способи вдосконалення властивостей високоманганових сталей за рахунок їх хімічного складу практично вичерпані. Переважно властивості матеріалів залежать від структурної будови сталі на макрорівні. Рішенням проблеми є освоєння технології модифікування високоманганової сталі, використовуючи для цього нові комплексні сплави. При модифікуванні відбувається покращення якості сталі, яке включає подрібнення структури зерна; зменшення кількості неметалевих включень і зміна їх морфології [3].

В процесі модифікування також змінюються і технологічні властивості сталі, підвищується тріщиностійкість, знижується забрудненість неметалевими включеннями, що є причиною отримання більш високих пластичних властивостей при звичайних та знижених температурах, знижується ліквація вуглецю, сірки та фосфору [3].

Одним із шляхів усунення такого руйнування є комплексне легування сталі та наплавлення швидкозношуваних поверхонь деталей [8].

Тому потрібно покращувати властивості рідкого металу за рахунок зниження кількості неметалевих включень, зміни їх форми і розмірів [1].

Одним з ефективних способів підвищення зносостійкості робочих частин деталей машин є поверхневе легування (поверхневе дифузійне насичення) [9]. В роботі [10] показано можливість суміщати поверхневе легування із кристалізацією розплавів у ливарній формі.

В роботі [9] показана можливість застосування методу поверхневого легування вушок виливків траків із сталі 110Г13Л, що забезпечує підвищення твердості, а відповідно і зносостійкості робочої поверхні.

В роботі [11], автори якої пропонують зміцнювати вироби зі сталі Гадфільда методом дробоструменевої обробки, встановлено, що зі збільшенням тривалості обробки до 2 хвилин твердість збільшується в 4 рази. При цьому залежність зносостійкості від часу обробки має екстремум, що знаходиться в межах від 0,5 до 1,0 хв. При цьому зміцнюється шар на глибині нижче 400 мкм.

Авторами роботи [12] встановлено, що зносостійкість сталі Гадфільда після магнітно-імпульсної обробки вище, ніж у термообробленої (загартованої) сталі.

В роботі [13] встановлено, що значне зміцнення поверхні високоманганової сталі можливо за рахунок електроконтактної обробки виробів. Найбільше зміцнення спостерігалося в поверхневому шарі на глибині не більше 0,2 мм, в якому виявили мартенсит.

В роботі [14] за допомогою високотемпературної газостатичної обробки (ВГО) сталі Гадфільда, суть якої полягає в нагріванні виробу до 1180 °C, витримці під тиском 150 МПа і подальшого гартування, встановили, що знос зразків на порядок менше, ніж після класичного режиму гартування, що пояснюється протіканням пластичної деформації в тілі виробу, що приводить до спотворення ліній ковзання дислокацій і зміни субмікроструктури.

Одним із варіантів зміцнення сталі 110Г13Л є зміцнення вибухом [15], який застосовується для підвищення зносостійкості молотків. В роботі [16] показано, що найбільший вплив вибухова хвиля діє на матеріал в діапазоні товщини від 1 до 11 мм. За результатами металографічних досліджень [5] встановлено, що поверхневий шар (глибиною до 2-3 мм) є дефектним, у ньому
фіксується утворення каверн, тріщин, залишки продуктів детонації, а також відбувається перепал.

Однією з найбільш ефективною технологією зміцнення та відновлення деталей є електродугове наплавлення порошковими електродами [17]. Цей метод дозволяє не тільки підвищити зносостійкість деталей, а також відновити їх геометричні розміри.

1.3 Аналіз впливу мультифазної структури на зносостійкість високоманганової сталі

Підвищення абразивної зносостійкості аустенітних сталей без помітного зниження основних властивостей істотно підвищить ресурс роботи устатковання [Ошибка! Источник ссылки не найден.].

110Г13Л Сталь відноситься стабільних аустенітних сталей. ДО Деформаційні мартенситні перетворення в ній не мають помітного розвитку і істотне змішнення досягається після відносно великої деформації (навантаження вибухом і т.п.). Саме тому, експлуатаційна стійкість деталей з цієї сталі, особливо в умовах переважання абразивного зносу, недостатня [Ошибка! Источник ссылки не найден.].

Для підвищення стійкості поверхневих шарів необхідно збільшити їх твердість [**Ошибка! Источник ссылки не найден.**]. Причому, підвищення твердості має відбуватися в результаті прикладання навантажень. Для досягнення цього доцільно використовувати метастабільні аустенітні сталі, здатні до ДДМП.

Згідно [18] висока зносостійкість матеріалів може забезпечуватися двома шляхами:

1. зміцненням поверхневого шару виробів (деталей) зносостійкими матеріалами;

2. використанням сталей і сплавів, які самі за своїм складом і структурою володіють підвищеною стійкістю проти зносу.

Для виробів і деталей, що експлуатуються в умовах абразивного зносу, використовуються, в основному, 2 групи сталей і сплавів [19].

1. високохромисті сталі (X12, 40X13, X12МФ) і чавуни (ИЧ280X12М), поєднання високої зносо- і корозійної стійкості в яких досягається завдяки наявності в їх структурі високо твердих хромистих карбідів типу Me₃C, Me₂₃C₆, Me₇C₃ і корозійностійкої феритної матриці. Внаслідок підвищеної крихкості карбідних фаз, перераховані сталі та чавуни використовуються, в основному, для виготовлення зносостійких виробів і деталей, що не піддаються при експлуатації сильному ударному впливу і поштовхам.

2. Високоманґанові сталі (110Г13Л, 110Г13Х2БРЛ та ін.) використовуються для зносостійких виробів, що успішно експлуатуються крім інших різновидів зносу, також при ударно-абразивному впливі.

Володіючи високим комплексом механічних властивостей, ударної в'язкості при задовільній твердості, сталь Гадфільда, досить дорога за вартістю через підвищений вміст мангану, не завжди задовольняє умовам експлуатації, особливо в разі інтенсивного масованого впливу частинок абразиву [19]. Тому вельми актуальною є проблема заміни сталі Гадфільда менш легованими сталями (сплавами) з високим рівнем абразивної та ударно-абразивної зносостійкості.

Недостатня зносостійкість стабільного аустеніту призводить ДО необхідності закріпленим застосування ДЛЯ умов зношування i напівзакріпленим абразивом комплексної матриці, що містить аустеніт та [20]. Визначення співвідношення мартенсит оптимального фаз мартенсит/аустеніт залежить від кількості та властивостей твердої фази, а також від наявності та величини ударного навантаження. Чим воно більше, тим більше в сплаві повинно бути аустеніту. При цьому рекомендується, щоб мартенсит був низько вуглецевим. Це пов'язане з тим, що поверхня такого

матеріалу має високу опірність абразивному зношуванню, а наявність в'язкої аустенітної серцевини забезпечує відсутність тріщин і відколів металу.

В роботі [21] показано, що найбільшого опору зношування і руйнування можна досягти, збільшивши здатність сталі до зміцнення.

Якщо ж, слідуючи основним положенням синергетики, зовнішні впливи строго регламентувати по їх рівню (величиною), то станеться самоорганізація структури металу, виникає певний тип дисипативної структури, пристосованої (відповідної) цим зовнішнім впливам. Звідси відкривається новий шлях попереднього, організованого створення оптимальних структур сплавів за типом дисипативних структур зміцнення, значно збільшують надійність і довговічність виробів в процесі з експлуатації [8].

Синергетичний підхід до цієї проблеми, що передбачає обов'язковий обмін ентропією системи з зовнішнім середовищем, може бути виражений в дозованому підводі зовнішньої енергії, необхідної і достатньої для розвитку внутрішніх, що само організуються колективних явищ в металі для створення пристосованих, дісспасивних субструктур [8].

Одним з найважливіших напрямків сучасного матеріалознавства є створення матеріалів з метастабільними структурами, які є синергетичними системами [22].

До синергетичних систем з повною підставою можна віднести сталі та чавуни з метастабільним аустенітом [23]. Найбільш важливу роль в адаптації та формуванні їх властивостей грають динамічні мартенситні перетворення та (або) двійникування, що протікають при навантаженні. Свій внесок також вносять структурні зміни: утворення дефектів упаковки, збільшення щільності дислокацій, подрібнення зерна, формування субструктури, динамічне старіння [24].

В середині 50-х років минулого століття І. Н. Богачевим та Р. І. Минцем висловлена і реалізована надзвичайно плідна ідея [25, 26], суть якої полягала в використанні мартенситних перетворень не до зміцнюваної обробки сталей з метастабільним аустенітом, як це було зазвичай прийнято, а при навантаженні в процесі випробувань механічних властивостей і експлуатації [23].

Цим була визначена [27, 28] нова область використання метастабільного аустеніту для підвищення опору поверхні матеріалів контактному динамічному навантаженню, яке реалізується при механічних видах зношування, зокрема, при абразивному зносі [19].

Аналіз літературних джерел [29, 30, 31, 32, 33] свідчить, що високу зносостійкість в умовах абразивного зношування показують матеріали з нестабільною аустенітною, аустенітно-карбідною структурою, а також зі структурою мартенситу з нестабільним аустенітом [Ошибка! Источник ссылки не найден.]. Легований аустеніт за міцністю посідає проміжне місце між феритом і мартенситом, має значну в'язкість, близькі параметри ґратки з карбідною фазою, що сприяє кращому закріпленню карбідів в основі матеріалу, тим самим підвищує ударно-абразивну зносостійкість [29].

Для оптимізації динамічних мартенситних перетворень необхідно попередньою деформацією створити сприятливу дислокаційну структуру аустеніту і забезпечити його зміцнення, а також дисперсність і рівномірність розподілу утворюючих фаз (мартенситу і карбідів) [22].

Збільшення зносостійкості сталей зі структурою метастабільного аустеніту знайшло достатнє обґрунтування з позицій енергетичної теорії в роботі В.С. Попова зі співробітниками [32]. Основні положення цієї теорії добре узгоджуються з послідовними стадіями трансформації структури металу контактної поверхні в результаті абразивного впливу. Дійсно, такого роду трансформація структури контактної поверхні деталі, ЩО зношується, здійснюється в результаті передачі їй енергії від часток абразиву або від абразивного тіла. Руйнування починається в той момент, коли в локальному обсязі контактної поверхні відбувається поглинання енергії граничної величини, яка визначається силами зв'язку в металі, що зношується і енергоємністю фазово-структурних перетворень, що відбуваються в ньому. Перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ по мартенситному механізму, що здійснюється в при

контактно-поверхневому шарі при зношуванні, не вимагає дуже великих витрат енергії, воно відіграє суттєву роль в підвищенні зносостійкості сплавів [19].

Утворення мартенситу деформації призводить до появи внутрішніх напружень стиску в контактно-поверхневому обсязі металу, охопленому мартенситним перетворенням [19]. На їх релаксацію збільшується споживання енергії абразивного взаємодії, в результаті чого знижується загальна витрата енергії на утворення в контактно-поверхневому шарі сталі ячеїстої дислокаційної субструктури з грубими межами, а також на подальший розвиток мікро- і макротріщин, що викликають руйнування металу. Це і служить причиною підвищення зносостійкості сталі.

В процесі мартенситних перетворень, що протікають при навантаженні, відбувається не тільки зміцнення, що було загальновідомо, але і релаксація напружень, що забезпечує підвищену працездатність мікрооб'ємів металу [23]. Крім того, на розвиток деформаційних перетворень витрачається значна частина енергії зовнішнього впливу, і, відповідно, менша її частка йде на руйнування [34, 35].

Перспективним є науковий напрямок, згідно з яким для підвищення механічних і службових властивостей сплавів різних класів і призначення в них необхідно створювати багатофазну структуру, в якій поряд з такими складовими як мартенсит, бейніт, ферит, карбіди, карбонітриди, інтерметаліди та інші, повинен бути отриманий метастабільний аустеніт, що зазнає мартенситні перетворення навантаженні процесі при В випробувань властивостей експлуатації. його кількістю або Важливо управляти та стабільністю [22].

В роботі [32] для підвищення зносостійкості пропонується застосовувати комплексно леговані сплави, армовані дисперсними карбідами високої твердості (NbC, VC, TiC), що мають в складі металевої матриці метастабільний аустеніт. При цьому відзначається позитивний вплив підвищеної твердості карбідів, а також близькості їх кристалічної будови та аустеніту, що забезпечує краще їх утримування металевою матрицею [17]. Отримання дисперсних

карбідів також забезпечує подрібнення первинної структури наплавленого металу (модифікування), що підвищує стійкість проти утворення кристалізаційних тріщин [36].

Зносостійкість наплавленого металу істотно залежить від типу і кількості карбідної фази [37]. Збільшення частки карбідів до оптимальної кількості підвищує зносостійкість, але понад цього призводить до її зниження через викришування [29].

Зносостійкість забезпечується наплавленням матеріалами, структура яких гетерогенна [37]. Вона складається з відносно м'якою матриці (аустенітна, аустенітно-мартенситна, феритна, мартенситна і т.п.) та значного (зазвичай до 50%) кількості карбідної складової у вигляді карбідів і карбідної евтектики високої твердості.

У таблиці 1.1 представлена структура та властивості деяких карбідів перехідних металів та фаз матриці [38, 39].

Карбід або матрична фаза	Кристалічна решітка	t _{пл} , °С	Мікротвердість, кгс/мм ²
TiC		3067	2900
VC	Кубічна	2648	2900
NbC		3600	2400
Cr ₇ C ₃	Гексагональна	1780	1380
Mo ₂ C		2400	1500
Мартенсит	Об'ємноцентрований куб	-	1000
Аустеніт	Гранецентрований куб	-	~ 200 HB

Таблиця 1.1 – Структура та властивості карбідів та фаз матриці [38, 39]

Наявність в структурі наплавленого шару карбідів тугоплавких металів (TiC, VC, NbC, MoC) підвищує твердість і зносостійкість металу, що працює в умовах абразивного зношування [38, 39]. Утворення карбідної фази в наплавленому металі можливо двома способами [38, 39]:

1. При роздільному способі легування збільшення вмісту карбідоутворюючих елементів призводить до їх неприпустимих втрат внаслідок інтенсивного окислення, до перерозподілу між матрицею сплаву і високоміцної фазою, при цьому карбідна фаза розподіляється переважно по межах зерен кристалізуючого металу, що сприяє охрупчіванню матриці, зниженню ударної в'язкості і зносостійкості сплаву. В структурі сплаву спостерігаються дрібні коагульовані карбідні включення, рівномірно розташовані по всьому перетину шліфа. Карбіди титану у вигляді евтектики зосереджуються на межі зерен.

2. При комплексному способі легування, коли вводять готові карбідні з'єднання, можливе отримання структури наплавленого металу зі зміцніючою карбідної фазою, розташованої безпосередньо в тілі зерна, що забезпечує високу зносостійкість і твердість сплаву при збереженні на достатньому рівні його ударної в'язкості. В структурі металу, поряд з дрібними карбідними включеннями, отримають більші з чітко вираженими гранями, кількість яких значно більше, ніж при легуванні роздільним способом, за рахунок більшого переходу титану і вуглецю в наплавлений метал. Карбіди титану у вигляді евтектики розташовуються безпосередньо В тілі зерна. Крім того, спостерігається деяке зменшення вмісту залишкового аустеніту і подрібнення зерен наплавленого металу.

Перехід титану в наплавлений метал в разі легування карбідами збільшується на цілий порядок в порівнянні з роздільним введенням ферротитана і графіту. При цьому найбільший коефіцієнт переходу досягається в тому випадку, якщо карбід титану входить до складу комплексного карбіду [40].

При легуванні роздільним способом метал має крупноігольчату мартенситну структуру і високий вміст залишкового аустеніту. При введенні карбіду титану метал має мартенситно-карбідну структуру з явно вираженою карбідної сіткою по межах зерен і окремими карбідами, розподіленими по тілу зерна. Вміст залишкового аустеніту при цьому значно менший. Ще активніше випадання фази карбіду спостерігається при введенні комплексного карбіду. Мартенсит при цьому має більш дисперсну структуру [40].

Створення керметів, зв'язка яких здатна до зміцнення в процесі пластичної деформації за рахунок структурно-фазових перетворень, описано в [40, 41], як матричний сплав в карбідосталях на основі карбідів ТіС та WC використовували високоманґанову сталь (сталь Гадфільда) [42].

Передумовою для розробки керметів з матричною фазою (сталлю Гадфільда), яка зберігає вихідний рівень властивостей, було використання карбідної фази, яка одночасно проявляє хімічну інертність по відношенню до сталі та добре нею змочується [42].

Згідно з даними [43], такі властивості, зокрема по відношенню до вуглецевих сталей, має монокарбід ніобію NbC.

В роботі [44] показано, що найбільші напруги діють на кордоні включення – матриця. В реальних сплавах міцність, пластичність і зносостійкість підвищуються внаслідок зменшення концентрації мікронапруг на кордоні фаз шляхом створення когерентних кордонів, утворення конгломератів карбідів зі зміцніючою оболонкою.

Встановлено, що низька зносостійкість легованих сплавів визначається нерівномірністю розподілу мікродеформацій і мікронапруг [45], міцністю міжфазної межі структурних складових, відповідність їх кристалічних решіток і концентрацією напружень на межі розділу фаз [46].

Метастабільний аустеніт, будучи в'язкої складової металевої матриці, забезпечує краще, в порівнянні з мартенситом і феритом, утримання карбідів, і підвищує стійкість до утворення і розвитку тріщин. Під впливом абразиву аустеніт перетворюється в мартенсит деформації, різко збільшуючи твердість поверхневого шару [47].

При цьому значна частина енергії зовнішньої дії витрачається на реалізацію поліморфного перетворення, а не на руйнування металу [48], що забезпечує значне ресурсозбереження [49]. У міру збільшення інтенсивності ударної дії для досягнення найбільшої зносостійкості необхідно підвищувати в структурі кількість аустеніту та його стабільність, відповідно вони повинні регулюватися стосовно до конкретних умов експлуатації [47].

Принцип дисперсно-композиційного зміцнення зносостійких сплавів був сформульований і розвинутий в роботах А.П. Чейляха [50, 51]. Показаний істотний вклад дисперсно-зернистих (гетерофазних) структурних композицій в підвищенні зносостійкості сплавів, що фактично служить одним з наочних прикладів реалізації принципу Шарпі. З точки зору енергетичного підходу можна вважати, що енергія абразивної взаємодії в контактно-поверхневому шарі матеріалу, що зношується, додатково акумулюється на численних кордонах розділу дисперсна частка / матриця. В результаті цього послідовні стадії трансформації субструктури в контактно-поверхневому шарі, що викликають руйнування металу, в часі суттєво гальмуються, що і забезпечує підвищення його зносостійкості. Принципи створення різно функціональних сплавів і технологій деформаційно-термічної обробки (ДТО), що враховують ефекти метастабільності і дисперсно-композиційного зміцнення, обгрунтовані в роботах А.П. Чейляха [52, 53]. Вони передбачають [19]:

1. Створення і цілеспрямоване використання фазово-структурної метастабільності при випробуваннях, ДТО і експлуатації сталей і сплавів.

2. Управління кінетикою деформаційно-фазових перетворень при випробуваннях і експлуатації сталей і сплавів.

3. Комплексне використання механізмів зміцнення і формування спеціальних властивостей матеріалів.

4. Комплексне легування і взаємозамінність легуючих елементів при розробці нових метастабільних дисперсно-зміцнених сталей і сплавів.

В останні роки дослідження та розробки в області створення нових зносостійких манганових сталей та сплавів ґрунтуються на принципах зеренограничного, твердо розчинного і дисперсно-композиційного зміцнення (тобто, в цілому, комбінованого зміцнення) зазначених матеріалів [53, 54, 55]. 1.4. Сучасні наплавочні матеріалі для відновлення деталей, що зазнають ударно-абразивного зносу.

Матеріали, що застосовуються для наплавлення, істотно відрізняються за типом і ступенем легування, а дорогі легуючі елементи часто використовуються не ефективно [17].

Більшість сучасних сплавів, які використовують як зносостійкі, вміщують у своєму складі значну кількість дорогих елементів, таких як нікель, молібден, ванадій, хром тощо [6].

Актуальність проблеми для України полягає ще й у тому, що з одного боку відсутні ресурси дорогих легувальних елементів (Ni, Mo, Co, W), а з іншого боку, в різних галузях промисловості (як в Україні, так і за кордоном) спостерігається тенденція до погіршення умов роботи машин і механізмів внаслідок інтенсифікації абразивного зношування [6].

Найбільш ефективно завдання ресурсозбереження вирішується за рахунок підвищення довговічності при економному легуванні, шляхом отримання для конкретних умов експлуатації найбільш раціонального структурно-фазового стану наплавленого металу [17].

Істотним фактором при виборі матеріалів для наплавлення є їх вартість, яка визначається собівартістю компонентів, що використовуються для їх виготовлення [17].

Це робить необхідним використання системного підходу у вивченні залежностей зносостійкості наплавленого металу в різних умовах абразивного і ударно-абразивного впливу від хімічного складу і структурного стану [17].

У світовій і вітчизняній практиці накопичений значний досвід використання як зносостійких матеріалів оптимально легованих високохромистих і хромоманганових чавунів [6, 46, 47, 48, 49, 54, 55]. Вибір зносостійких матеріалів повинен базуватися на умовах експлуатації, що характеризуються умовами зносу, середовищем та інтенсивністю ударного навантаження.

В роботі [55] запропоновано для характеристики різних умов зношування використовувати «коефіцієнт динамічності» Кд, який визначається як відношення твердості зразка зі сталі 110Г13Л після зношування в даних умовах до його вихідної твердості. Сталь 110Г13Л накопичує енергію зовнішнього впливу, зміцнюючись при цьому, а рівень її зміцнення дозволяє судити про інтегральну інтенсивність ударно-абразивного впливу.

Наплавлення металу, аналогічного за хімічним складом сталі 110Г13Л, що широко застосовується в промисловості, виявила його схильність до утворення кристалізаційних «гарячих» тріщин та низьку абразивну зносостійкість є_а [17].

Вуглець підвищує твердість HRC та абразивну зносостійкість ε_a , знижує ударно-абразивну зносостійкість ε_{v-a} , а також технологічну міцність [17].

Зменшення вмісту мангану до 10% в наплавленого металу забезпечило підвищення твердості і зносостійкості при абразивному ε_a і ударно-абразивному ε_{y-a} зношуванні за рахунок зменшення стабільності аустеніту і реалізації в поверхневому шарі ДДМП [47].

Легування хромом [17] у кількості ~ 3% наплавленого металу дозволило виключити утворення гарячих тріщин і забезпечити збільшення зносостійкості, при цьому приріст абразивної зносостійкості є_а більше, ніж для ударноабразивної є_{у-а}.

Додаткове легування [17] сильними карбідоутворюючими елементами (~ 1% Ті і ~ 1% V) підвищує твердість, абразивну ε_a і ударно-абразивну зносостійкість ε_{y-a} , при цьому легування ванадієм в порівнянні з титаном забезпечило більше підвищення зносостійкості ε_a і ε_{y-a} .

Збільшення в наплавленого металу вмісту мангану від 6% до 8%, знижує абразивну ε_a і підвищує ударно-абразивну ε_{y-a} зносостійкість внаслідок підвищення стабільності аустеніту [47].

Легування ніобієм або ванадієм підвищує твердість, абразивну ε_a та ударно-абразивну ε_{y-a} зносостійкість наплавленого металу. При їх легуванні в кількостях ~ 1% спостерігається відмінність в морфології карбідної фази. Карбіди ванадію входять до складу потрійної евтектики $Cr_7C_3 + VC + \gamma$, збільшуючи її кількість в структурі наплавленого метала, а ніобій формує дисперсні карбіди, армуючи матрицю, що забезпечує модифікування [17].

Для наплавлення деталей, що працюють в подібних умовах абразивного та ударно-абразивного зношування, застосовуються матеріали, що забезпечують отримання в наплавленому шарі сплавів, що кардинально відрізняються за своїм хімічним складом і властивостями [17]. Наприклад, ПП-АН105 (90Г13Н4), ВСН-6 (110Х14В13Ф2), ЦНИИН-4 (65Х25Г13Н3) [34].

В таблиці 1.2 наведені приклади застосування сплавів для наплавлення залежно від виду контактної взаємодії та виду зношування [56].

Таблиця 1.2 – Приклади застосування сплавів для наплавлення залежно від виду зношування [56]

Вид контактної взаємодії	Вид зношування	Приклади наплавлених деталей	Сплави для наплавлення
1	2	3	4
Тверде тіло – тверде тіло	Зношування при коченні Зношування при терті	Трамвайні та залізничні рейки, стрілочні переводи	Fe9, Fe10
Тверде тіло – тверде тіло з		Деталі дробарок	Fe6, Fe8, Fe14
прошарком абразиву	Зношування при	Лопати мішалок	Fe6, Fe8, Fe9
- Cor	терті ковзання з ударами	Деталі млинів	Fe6, Fe8, Fe14, Fe15

Продовження таблиці 1.2

1	2	3	4
Тверлі частки, високий	Зношування при	Лемехи плугів	Fe15
поверхневий тиск, удари	терті ковзання з ударами	Бункери	Fe14, Fe15
Тверле тіло – тверле тіло	Зношування	Деталі ковшів	Fe15
із абразивом, високий тиск	різанням з поверхневим тиском	Деталі млинів	Fe14

З таблиці 1.2 видно, що в умовах ударного навантаження використовують всі сплави за винятком Fe10, який в своєму складі має мінімальний вміст вуглецю і максимальний нікелю, що сприяє утворенню аустенітної структури з високими пластичними властивостями, наявність хрому сприяє утворенню карбідної фази але її кількість не значна, що обумовлено низьким вмістом вуглецю (0,25%).

В таблиці 1.3 наведено хімічний склад сплавів для наплавлення.

Таблиця 1.3 – Хімічний склад сплавів Fe6, Fe8, Fe9, Fe10, Fe14 та Fe15

Сплави для		Хімічний склад, % (мас. доля)						
наплавлення	С	Cr	Ni	Mn	Mo	W	V	
Fe6	≤ 2,5	≤ 10,0	-	≤ 3,0	≤ 3,0	-	-	
Fe8	0,2-2,0	5-20	-	≤ 3,0	≤ 5,0	≤ 2,0	\leq 2,0	
Fe9	≤ 1,2	≤20,0	≤ 5,0	9-20	≤ 2,0	-	≤ 1,0	
Fe10	≤ 0,25	17-22	7-11	3-8	≤1,5	-	-	
Fe14	1,5-4,5	25-40	≤4,0	≤ 3,0	≤4,0	-	-	
Fe15	3,0-7,0	20-40	≤4,0	≤ 3,0	≤ 2,0	-	-	

[56]

При експлуатації деталей в умовах тертя ковзанням з ударами (щокова дробарка, била молоткових дробарок, молотки млинів) найбільше поширення знаходять сплави Fe6 та Fe8 (система Cr-Mn-Mo), які мають мікроструктуру мартенсит + карбіди та максимальну твердість 48-65 HRC, що пов'язано з розчинністю Mo, Cr, V в цементиті.

В умовах зношення при коченні та терті (стрілочні переводи, залізничні рейки) найбільше поширення знаходять сплави Fe9 (система Cr-Mn) та Fe10 (система Cr-Mn-Ni), які мають аустенітну структуру та твердість до 250 HB.

У випадку зношення різанням (лемехи плугів, бункери) та при терті ковзання з ударами (молотки млинів, деталі ковшів) найбільше поширення знаходять сплави Fe14 та Fe15 (система Cr-Mn-Mo з високим вмістом вуглецю), які мають структуру мартенсит + аустеніт + карбіди та твердість 40-65 HRC.

Таким чином, для умов адарного навантаження основною є система легування Fe-C-Cr-Mn, що додатково легована Mo, Ni, V та Al.

В таблиці 1.4 наведені властивості сплавів Fe6, Fe8, Fe9, Fe10, Fe14 та Fe15 (їх структура та твердість), які мають відмінну стійкість в умовах ударного навантаження [56].

Таблиця 1.4 – Властивості	сплавів	Fe6,	Fe8,	Fe9,	Fe10,	Fe14	та	Fe15,	ïΧ
структура та твердість [56]									

Сплав	Опір	Опір	Корозійна	Тріщино-	Оброблю	Мікро-	Твер	одість
Ciniuz	тертю	ударам	стійкість	стійкість	-ваність	структура	HB	HRC
Fe6	1	1	4	2 i 3	3 i 4	Мартенсит	-	48-55 ^a
Fe8	1 i 2	1 i 2	3	2 i 3	3 i 4	+ карбіди	-	50-65
Fe9	4	1	2 i 3	1 i 2	3		200-	40-50 ⁶
						Аустенітна	230	
Fe10	4	1	2	1	2		180-	$38-42^{6}$
							200	
Fe14	1	3 i 4	2	4	4	Мартенсит	-	40-60
			_			+ аустеніт		
Fe15	1	4	3	4	4	. .	-	55-65
						+ кароїди		
1	1	1	1	1	1	1		

Критерії властивостей: 1 – відмінно, 2 – добре, 3 – прийнятно, 4 – не прийнятно, ^а – після штучного старіння за температури 480 °С протягом 3-4 год, ⁶ – після зміцнення в процесі експлуатації.

Найвищий опір ударам забезпечують сплави Fe6, Fe8 та Fe9. Краща тріщиностійкість, оброблюваність та здатність до зміцнення характерна для сплавів Fe9 та Fe10, що обумовлено фазовим складом металу.

Наплавочні матеріали (порошкові дроти самозахисні та з додатковим захистом в захисних газах), які представлені на ринку провідними виробниками (ESAB, Lincoln Electric, UTP) згідно з їх каталогами, наведені в таблиці 1.5.

Таблиця 1.5 – Марки наплавочних порошкових дротів (електродів) згідно з каталогами виробників [57, 58, 59]

Символ	Марка наплавочного матеріалу згідно з каталогом виробника						
сплаву	ESAB	Lincoln Electric	UTP				
Fe6	OK Tubrodur 58 O/G M	-	UTP AF ROBOTIC 606				
Fe8	-	Lincore 50	(UTP 670)				
Fe9*	OK Tubrodur 15CrMn O/G	Lincore M	-				
Fe10	OK Tubrodur 200 O D	-	(UTP 63)				
Fe14	OK Tubrodur 55 O A	-	(UTP LEDURIT 61)				
Fe15	_	Lincore 60-O (Wearshield 60 (e))	_				

* Примітка: ПП-АН105 (90Г13Н4)

В таблиці 1.6 наведено хімічний склад матеріалів для наплавлення.

Сплави Fe9 та Fe10 мають значення еквівалента вуглецю вищий ніж у сплавів Fe6 та Fe8, а твердість меншу. Це пов'язано з високим вмістом нікелю (8,5-9,0 %), який є аустеніт утворюючим елементом.

Матеріал для	Хімічний склад, % (мас. доля)							
наплавлення	С	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Fe
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Симв	ол спла	ву Ге	6 згідн	o EN	14700			
OK Tubrodur 58 O/G M	0,4	0,3	1,2	5,0	1,2	-	0,6 Al	решта
UTP AF ROBOTIC 606	0,5	0,6	1,4	6,0	0,5	-	-	решта
Симв	ол спла	ву Ге	8 згідн	O EN	14700			
(UTP 670)	0,4	1,0	1,0	9,5	0,6	-	1,5	решта
Lincore 50	2,2	1,0	1,2	11,0	0,5	-	0,6 Al	решта
Симв	Символ сплаву Fe9 згідно EN 14700							
OK Tubrodur 15CrMn O/G	0,3	0,6	13,5	15,5	1,20	1,8	0,6	решта
Lincore M	0,6	0,4	13,0	4,9	-	0,5	-	решта
ПП-АН105 (90Г13Н4)	0,8	0,3	14,0	-	-	4,0	-	решта
Симво	ол спла	by Fel	0 згіді	но ЕЛ	14700)		
(UTP 63)	0,1	0,5	5,5	19,0	-	-	8,5 Ni	решта
OK Tubrodur 200 O D	≤0,15	≤1,0	5,5	19,0	-	-	9,0 Ni	решта
Символ сплаву Fe14 згідно EN 14700								
(UTP LEDURIT 61)	3,2	1,3	-	32,0	-	-	-	решта
OK Tubrodur 55 O A	3,5	0,5	0,9	21,0	3,50	-	0,4	решта
Символ сплаву Fe15 згідно EN 14700								
(Wearshield 60 (e))	5,0	4,0	-	35,0	-	-	-	решта
Lincore 60-O	4,2	1,3	1,6	25,4	-	0,6	-	решта

Таблиця 1.6 – Хімічний склад матеріалів для наплавлення [57, 58, 59]

Найбільш поширеною системою легування матеріалів для наплавлення деталей, що працюють в умовах ударно-абразивного зносу, є Fe-C-Mn-Cr легованої Ni, Mo, V, Al.

Для підвищення зносостійкості застосовують комплексно леговані сплави, армовані дисперсними карбідами високої твердості (NbC, VC, TiC), що

мають в складі металевої матриці метастабільний аустеніт. При цьому відзначається позитивний вплив підвищеної твердості карбідів, а також близькості їх кристалічної будови та аустеніту, що забезпечує краще їх утримування металевою матрицею.

У світовій і вітчизняній практиці накопичений значний досвід використання як зносостійких матеріалів економно легованих сплавів системи легування Fe-C-Mn-Cr [6, 17, 45, 50], які додатково леговані такими легуючими елементами, як Ti, V, Nb, а також Mo, Cu, B [2, 50, 54].

Відомо [60, 61, 62], що використання РЗМ і їх оксидів в електродних матеріалах впливає на очищення границь зерен металу, підвищенню міжкристалічних зв'язків, сприяє збільшенню кількості карбідної фази та її подрібненню. Все це забезпечує підвищення зносостійкості наплавленого металу.

Таким чином, перспективним напрямком є розробка економно-легованого складу самозахисного порошкового дроту для підвищення зносостійкості деталей, що зазнають ударно-абразивного впливу, на основі системи Fe-C-Mn-Cr-Ti з додатковим введенням активних матеріалів, в тому числі РЗМ та їх оксидів.

1.5. Аналіз ефективності газошлакових систем самозахисних порошкових дротів.

Газошлакова система самозахисного порошкового дроту (СПД) має значний вплив на вміст газів та неметалевих включень в наплавленому металі, перенесення електродного металу, зварювально-технологічні властивості дроту [63], коефіцієнт переходу легуючих елементів у наплавлений метал [64].

Враховуючи те, що найбільш раціональним для наплавлення є використання СПД, то вибір типу осердя буде розглядатися серед рутил-

органічного, карбонатно-флюоритного та флюоритного, які переважно використовуються при виготовленні СПД [63].

Шлаки, що утворюються при плавленні СПД рутил-органічного типу, за основними складовими відносять до систем $TiO_2-SiO_2-Al_2O_3$, $TiO_2-SiO_2-MgO_3$ переважним вмістом діоксиду титану, які мають хороші зварювальнотехнологічні властивості [63]. Враховуючи те, що в якості газоутворювальних речовин в осерді служать органічні матеріали (крохмаль, целюлоза), що легко розкладаються в дузі з утворенням газової середи, що містить водень, ці системи не дозволяють отримувати в металі шва низький вміст газів та неметалевих включень оксидного характеру [63].

СПД з наповнювачем карбонатно-флюоритного та флюоритного типів забезпечують при зварюванні високий рівень розкислення, низький вміст кисню і неметалічних включень в металі шва [63], а можливість використання підвищеного зварювального струму мають високі показники продуктивності наплавлення [65]. Ступінь легування металу може бути високим; тому ці типи осердя використовують при виготовленні СПД для наплавлення. Шлакову основу в спрощеному вигляді відносять до систем: CaO-CaF₂-Al₂O₃, CaO-CaF₂-TiO₂-Na₂O, MgO-CaF₂ і т.п. з використанням в якості основи флюсу агента флюориту або інших фторвмісних солей. Наявність основних оксидів в шлаку сприяє видаленню S і P [63].

Оптимальним, з точки зору забезпечення високого рівня розкислення, низького вмісту кисню, сірки та фосфору, неметалевих включень є використання карботнатно-флюоритного типу осердя, що забезпечує шлак системи CaO-CaF₂-Al₂O₃.

Оксидно-фторидний шлак системи CaO-CaF₂-Al₂O₃ відноситься до рафінувальних шлаків [66], що забезпечує захист поверхні металу від поглинання газів з навколишньої атмосфери та видалення шкідливих домішок з металу (сірки, кисню, неметалічних включень).

При наплавленні шлаки мають особливе значення, оскільки від їх властивостей і будови залежить якість наплавленого металу [67].

Для технологічних процесів наплавлення основне значення мають високотемпературні властивості шлаків (в'язкість, густина, поверхневе та міжфазне натяжіння), в розплавленому стані [67].

Шлаки системи CaF₂-Al₂O₃-CaO застосовуються при механізованому наплавленні, тому що вони більш повно задовольняють технологічним вимогам [67].

Діаграма стану системи CaF₂-Al₂O₃-CaO [68] показана на рисунку 1.1.



Рисунок 1.1 – Діаграма стану системи CaF₂ – Al₂O₃ – CaO [68, с. 55].

Аналіз системи шлаку $CaF_2-Al_2O_3-CaO$ показує існування найбільш легкоплавкої евтектики (температура плавлення становить 1393 °C) з масовою часткою: CaF_2 30%, Al_2O_3 28% та CaO 42%.

Отримання шлаку з досить низькою температурою плавлення важливо з точки зору забезпечення повноти протікання металургійних реакцій між наплавленим металом та шлаком, а також формування поверхні металу.

Розглянемо властивості шлаку системи CaF₂-Al₂O₃-CaO та шлаку з найбільш легкоплавкою евтектикою (30% CaF₂, 28% Al₂O₃ та 42% CaO).

Щільність розплавів системи CaF₂-Al₂O₃-CaO при 1873 К показана на рисунку 1.2 [69]. Для обраного шлака (30% CaF₂, 28% Al₂O₃ та 42% CaO)

щільність складає приблизно 2,55...2,60 г/см³, що з точки зору фізичної взаємодії є задовільним.



Рисунок 1.2 – Діаграма щільності системи CaF₂-Al₂O₃-CaO при 1873 К (т/м³) [69].

Діаграма поверхневого натягу шлаків системи CaF₂-Al₂O₃-CaO при 1873 К [69] показана на рисунку 1.3. Для обраного шлака (30% CaF₂, 28% Al₂O₃ та 42% CaO) поверхневого натягу дорівнює 410 мH/м, що є задовільним.



Рисунок 1.3 – Діаграма поверхневого натягу (мН/м) шлаків системи CaF₂-Al₂O₃-CaO при 1873 К [69].



Рисунок 1.4 – Діаграми в'язкості шлаків системи CaF₂-Al₂O₃-CaO при 1673 К [70].

Аналіз системи шлаку CaF₂-Al₂O₃-CaO показав, що вона є доцільною для використання при розробці СПД для наплавлення, а склад шлаку (30% CaF₂, 28% Al₂O₃ та 42% CaO) є технологічним з урахуванням його властивостей.

З метою отримання оптимальних зварювально-технологічних характеристик СПД рекомендується додавати в наповнювач TiO₂ [71].

1.6. Використання екзотермічної добавки та рідкісноземельних металів в наповнювачі самозахисного порошкового дроту.

В даний час розробленню та дослідженню нових матеріалів для відновлення деталей машин гірничо-металургійного комплексу методом наплавлення порошковим дротом приділяється велика увага як в Україні, так і за кордоном [72].

Особливо гостро це стосується високоманганових аустенітних сталей типу 110Г13Л, які широко застосовуються у машинобудуванні для виготовлення деталей, що працюють в умовах інтенсивного ударноабразивного зносу.

Широке поширення для наплавлення сталей, що працюють в умовах ударно-абразивного зносу, отримали порошкові дроти з манганом, в яких в якості наповнювачів служать відновлений манган у вигляді феросплавів, лігатур і металевого порошку різного ступеня чистоти. З огляду на зростаючу вартість мангану однією з актуальних завдань є раціональне його використання.

Один із перспективних напрямів при розробці зварювальних і наплавочних матеріалів – є використання додаткової теплової енергії для плавлення електродів, яка виділяється при екзотермічних реакціях [73].

Перспективним напрямком у розробці самозахисних порошкових дротів для відновлення та зміцнення деталей машин є введення в склад шихти екзотермічної добавки [74]. Додавання екзотермічної добавки до шихти значно покращує якість наплавленого металу та підвищує показники плавлення [75, 76, 77].

Як відомо, основною екзотермічних добавок є окалина [78]. Проте використання окалини обмежує область легування, особливо для СПД, що додатково містять газошлакоутворюючі компоненти [79].

Використання в якості ЕД компонентів, які при відновленні забезпечують додаткове легування наплавленого металу, є більш раціональним [79].

Необхідною умовою для одержання потрібного ефекту є те, що кількість тепла, що виділяється при згоранні ЕД, повинна бути більшою, ніж необхідна для розкладу оксиду [80].

Аналіз ефективності використання екзотермічної добавки полягає у визначенні кількості теплоти екзотермічної реакцій, що виділяється з одиниці маси речовин, що беруть участь в хімічному перетворенні [81].

Відповідно до правила Жемчужного, для успішного розвитку металотермічного відновлення без зовнішнього підігріву, термічність шихти повинна бути більше, ніж 2300 Дж/г [82].

Реакції процесу алюмотермічного відновлення оксидів металів і відповідне їм тепловиділення наведені в таблиці 1.7 [83].

Метал, оксид якого	Реакція вілновлення	Тепловиділення процесу
відновлюється	теакція відповлення	відновлення, кДж/кг
Манган	$3Mn_3O_4 + 8Al \rightarrow 9Mn + 4Al_2O_3$	2490
	$3MnO_2 + 4Al \rightarrow 3Mn + 2Al_2O_3$	4750
Залізо	$3Fe_3O_4 + 8Al \rightarrow 9Fe + 4Al_2O_3$	3560
Молібден	$3MoO_2 + 4Al \rightarrow 3Mo + 2Al_2O_3$	3050
	$MoO_3 + 2Al \rightarrow Mo + Al_2O_3$	4520
Хром	$CrO_3 + 2Al \rightarrow Cr + Al_2O_3$	6700
Ванадій	$3V_2O_3 + 10Al \rightarrow 6V + 5Al_2O_3$	3370

Таблиця 1.7 – Реакції процесу алюмотермічного відновлення оксидів металів і відповідне їм тепловиділення [83]

Для практичного застосування представляє інтерес технологія наплавлення високо манганових сталей шляхом використання самозахисного порошкового дроту, в якому в якості наповнювача використовується, з одного боку – оксид мангану, а з іншого – відновник (алюміній).

Тому постає завдання з оцінки можливості використання екзотермічної добавки MnO₂ + Al в складі СПД, який буде використовуватися для наплавлення високо манганових сталей.

Розрахунок складу екзотермічної суміші для відновлення металу з оксиду безпосередньо в обсязі рідкого металевого розплаву виконують згідно зі стехіометричним співвідношенням [81].

Відновлення оксидів металів, що мають кілька ступенів окислення (MnO₂, Mn₂O₃, Mn₃O₄, MnO), відбувається послідовно [82].

Аналіз таблиці 1 показує, що алюмотермічна реакція відновлення оксиду мангану MnO₂ супроводжується значним тепловиділенням.

Таким чином, з метою підвищення показників плавлення, забезпечення економії ресурсів та забезпечення необхідного вмісту мангану при наплавленні високоманганових сталей, пропонується застосування екзотермічної суміші на основі оксиду мангану та алюмінію в складі шихти СПД.

Приоритетним у XXI столітті, як відзначає академік І. К. Походня [84], стане вдосконалення іх складу з метою покращення як металургійних характеристик процесу зварювання так й властивостей наплавленого металу, а саме: мінімізація вмісту шкідливих домішок (сірки, фосфору та інших); мікролегування титаном, бором, РЗМ та іншими добавками.

Одним із пріоритетних напрямків є введення рідкісноземельних металів (РЗМ) в металеві (в тому числі і зварювальні) матеріали [85]: це сприятливо позначається на формуванні структури, приводить до помітного зростання в'язкості та пластичності при тих же, а іноді і більш високих значень характеристик міцності.

Вищенаведене визначає актуальність і важливість робіт, спрямованих на узагальнення існуючих положень щодо механізму та характеру впливу РЗМ на структуру та властивості матеріалів з метою їх більш ефективного використання в зварювальному виробництві.

Один із ефективних способів покращення механічних властивостей високоманганових сталей є мікролегуванням, комплексне розкислення,

рафінування та модифікуванням [1, 4]. У металургії РЗМ використовуються в якості модифікаторів, рафінуючих та мікролегуючих добавок при виробництві сталей і сплавів (у т.ч. чавунів) [85].

В останні роки мікролегування сталі, в тому числі високоманганових, РЗМ отримує все більшого застосування. Це пов'язано з високою ефективністю цих металів, яка визначається високим ступенем їх спорідненості до шкідливих домішок [85].

Встановлено [86], що РЗМ, володіючи великою спорідненістю з домішками залізовуглецевих сплавів (O, N, S), пов'язують їх в нерозчинні оксиди, нітриди і сульфіди, зменшуючи кількість домішок в розплаві. Дрібнодисперсні продукти взаємодії РЗМ з киснем, азотом і сіркою збільшують кількість активних зародкових центрів кристалізації і суттєво впливають на структуру Fe-C сплавів, що твердіють, подрібнюючи зерно.

В роботі [6] показано, що для підвищення твердості та зносостійкості хромоманганового чавуну його доцільно модифікувати присадками РЗМ у межах 0,10...0,30 %. Про підвищення зносостійкості в результаті комплексного легування РЗМ високоманганової сталі повідомляється також в роботі [8].

Враховуючи значні витрати на його отримання, перспективним є напрямок дослідження використання в якості модифікуючого елементу оксидів РЗМ.

В роботі [87] експериментально доведена можливість відновлення оксиду РЗМ вуглецем при наплавленні порошковим дротом.

Автором роботи [87] показано, що збільшення кількості РЗМ в наплавленому металі за рахунок відновленні їх з оксиду можливо з підвищенням температури в зоні протікання реакції відновлення.

На думку автора забезпечення протікання та можливість регулювання реакції відновлення РЗМ з оксиду можливо здійснити за рахунок введення екзотермічної добавки в осердя порошкового дроту. 1.7. Аналіз систем легування сплавів, що зазнають ударно-абразивного зносу

Властивості сталей і сплавів визначаються хімічним складом, що впливає на структуру металу, його механічні та фізичні властивості, а також стійкість до ударно-абразивного впливу. Саме тому, вибір системи легування є важливим завданням при розробці нових та вдосконаленні існуючих сплавів для наплавлення з метою підвищення стійкості деталей з урахуванням умов експлуатації.

Проаналізуємо сучасні системи легування наплавленого металу, що використовуються для умов ударно-абразивного впливу.

Дослідники [88, 89, 90], які мають на меті дослідження безвольфрамових систем для отримання зносостійких поверхонь шляхом наплавлення, використовують системи на основі Fe-Cr-C або Fe-Ti-C з добавками деяких металів з IV- VI група періодичної системи елементів.

Матеріали на основі Fe-C-Cr характеризуються високою твердістю, але така твердість досягається завдяки структурі, що складається з грубих протяжних карбідів хрому типу Ме₇C₃ (~ 13 ГПа) і евтектики типу Fe(Cr)+(Me₇C₃) з низьким опором до тріщиноутворення. З іншого боку, у випадку матеріалів на основі Fe-C-Ті тверді карбіди титану (~ 30 ГПа) мають наддрібний розмір, що призводить до їх виключення з рештою матеріалу під час абразивного зносу. Для вирішення подібних завдань та досягнення тріщиностійкості підвищеної твердості матеріалознавці та також експериментують із легуванням вищезгаданих систем бором, Nb, V та Mo. Переважно метали для дослідження використовуються у вигляді феросплавів, але є роботи, спрямовані на використання чистих металевих порошків для досягнення конструкцій з підвищеними механічними параметрами, що характеризуються більш високою зносостійкістю [91].

При постійних концентраціях вуглецю з підвищенням вмісту бору значно збільшується твердість аустенітно-мартенситної матриці та евтектики [92].

Система легування Fe-C-Cr-B знаходить застосування за різних умов зношування [93] та забезпечує високу зносостійкість наплавленому металу за зношування закріпленим і незакріпленим абразивом завдяки тому, що в мікроструктурі наплавленого металу у м'якій матриці FeCr формуються тверді фази карбоборидів FeCrB₂C [94]. В роботі [95] показано, що за ударних навантажень така мікроструктура виявила занизький опір до зношування. Причиною низького опору до ударного зношування є гострокутна морфологія включень твердої фази (Fe,Cr)B₂C в околі їх вершин, що призводить до виникнення на мікроструктурному рівні концентрації напружень на межі «тверда фаза-матриця», що сприяє зародженню мікротріщин та руйнування наплавленого металу [96].

Зі збільшенням вмісту бору (концентраціях вуглецю постійна) в системі Fe-C-Cr-В значно збільшується твердість аустенітно-мартенситної матриці та евтектики (особливо для сплавів із незначною концентрацією титану) [92].

Виробниче використання наплавних сталей системи Fe-C-Cr-B-Ti обмежується схильністю до утворенню тріщин і поганою оброблюваністю [92].

Для сталей та сплавів системи легування Fe-C-Cr-Mn-Ti-Si з матрицею у вигляді маловуглецевого аустеніту та значною часткою карбідів TiC характерно значне зменшення інтенсивності зношування зі збільшенням твердості матриці [92].

Таким чином, перспективним є розробка складу самозахисного порошкового дроту на основі системи Fe-C-Mn-Cr з додатковим легуванням для підвищення зносостійкості деталей, що зазнають ударно-абразивного впливу.

1.8. Вплив механічних властивостей високоманганової сталі на зносостійкість

Твердість матеріалу часто розглядається як один із найважливіших факторів, що впливають на його поведінку при зношуванні. Декілька досліджень показали, що підвищення твердості загалом покращує зносостійкість, зменшуючи сприйнятливість матеріалу до деформації під дією абразивних сил. Наприклад, автори роботи [97] виявили, що твердість позитивно корелює зі зносостійкістю в різних сталях, включаючи сплави з високим вмістом мангану, в умовах абразивного зношування. Підвищена твердість загартованої поверхні діє як бар'єр для проникнення абразивних частинок, таким чином зменшуючи втрати матеріалу.

У той час як макротвердість забезпечує загальну міру стійкості матеріалу до пластичної деформації, мікротвердість дає уявлення про локалізований опір менших областей, таких як виділення або фази в мікроструктурі. Дослідження показали, що мікротвердість може значно відрізнятися в одній і тій же сталі з високим вмістом мангану, особливо в областях, що містять різні фази або карбіди, які впливають на загальну зносостійкість матеріалу. Відповідно до [98], мікротвердість може запропонувати краще розуміння того, як локалізовані області сталі, такі як агрегати карбіду або межі аустеніт-мартенсит, поводяться в умовах зношування. Наприклад, ділянки, багаті карбідами, як правило, мають більш високі значення мікротвердості і, отже, можуть забезпечити кращу стійкість до абразивного зношування. Навпаки, області з більш м'якими аустенітними фазами можуть демонструвати вищу швидкість зношування через їх нижчу мікротвердість. Таким чином, розподіл мікротвердості в сталі може мати значний вплив на її загальні характеристики в ударно-абразивних середовищах.

Однак залежність між твердістю і зносостійкістю не завжди є лінійною. У сталях з високим вмістом мангану на твердість впливає не тільки склад, але й

мікроструктурні особливості, такі як розмір зерна, вміст карбіду та розподіл фаз у матриці. Автори [99] повідомили, що, хоча твердість поверхні відіграє значну роль, в'язкість і пластичність матеріалу, які також визначаються мікроструктурою, однаково важливі для визначення його загальної поведінки при зношуванні. Це особливо вірно в умовах ударно-абразивного зношування, коли необхідний баланс між твердістю та вязкістю, щоб протистояти розтріскуванням і крихкому руйнуванню.

В.М. Стеченко [100] запропонував, що крім твердості, значну роль відіграють такі властивості, як міцність на стиск та ударна в'язкість, які більшою мірою відображають здатність матеріалу протистояти ударам та абразивному стирання. Міцність на стиск була виділена як важливий параметр, що визначає здатність матеріалу витримувати зовнішні дії, пов'язані з ударним характером навантаження. У той час як ударна в'язкість, на думку автора, вказує на здатність матеріалу поглинати енергію удару, запобігаючи утворенню тріщин та руйнуванню поверхні.

Пластичність високоманганових сталей відіграє важливу роль в їх здатності протистояти ударному навантаженню. Чим більш пластичний матеріал, тим легше він деформується при ударі, що допомагає розсіювати енергію удару і зменшувати ймовірність утворення тріщин. Однак, якщо пластичність занадто висока, сталь може деформуватися занадто сильно, що також сприяє розміру у вигляді утворення виступів і мікротрещин на поверхні [101].

Ударна в'язкість визначає здатність матеріалу поглинати енергію при швидкому ударі. Висока ударна в'язкість дозволяє стати ефективно поглинати і розсіювати енергію удару, мінімізуючи утворення трещин і зменшуючи саме прискорене значення [102, 103].

Експонента зміцнення (Strain Hardening Exponent) зміцнення характеризує здатність матеріалу посилювати свою твердість та міцність під дією пластичної деформації. Для високоманганових сталей, які мають здатність до значного зміцнення при деформації (особливо при подовженні), цей параметр відіграє ключову роль у їх стійкості до ударно-абразивного зносу. Високе значення експонентів укріплення (n > 0,2) сприяє формуванню більш міцної і жорсткої структури при деформації, що затрудняє подальшу пластичну деформацію і руйнування матеріалу. Це може знизити швидкість зносу, оскільки процес пошкодження вимагає значних зусиль для подальшого здвигу або пластичної деформації [104, 105]. Однак занадто високе значення n може призвести до підвищеної крихкості при ударних навантаженнях, що може збільшити ймовірність утворення тріщин при сумарній дії ударних і абразивних навантажень [101].

Механізм зміцнення аустенітних манганових сталей під час пластичної деформації визначають за величиною енергії дефекту упаковки SFE. Коли SFE був нижчим за 18 мДж м⁻², гранецентрований кубічний аустеніт α перетворюється на гексагональний мартенсит із закритою упаковкою ε . Коли SFE знаходиться в діапазоні 12–35 мДж м⁻², у зернах аустеніту виникають подвійні структури, і двійники легше активуються, коли SFE зменшуєтьсяся в цьому діапазоні. Отже, з додаванням легуючих елементів, які могли б зменшити SFE для сприяння утворенню двійників і посилення взаємодії з дислокаціями, здатність сталі Гадфілда до робочого зміцнення суттєво зростає [106].

Таким чином, для досягнення максимальної стійкості до зносу необхідно враховувати не тільки основні компоненти сплаву, але і вплив елементів, що легують, які можуть значно змінювати мікроструктуру і механічні властивості сталі. Додавання елементів, таких як хром, молібден, ванадій, нікель та інші, може суттєво вплинути на стійкість матеріалу до абразивного зношування та його здатність протистояти ударам. Вплив легуючих елементів на механізми зношування та на процес формування стійкості до ударно-абразивного зношування є актуальним завданням для розробки та покращення сталевих сплавів, здатних ефективно працювати в умовах жорстких експлуатаційних факторів. Такі карбідоутворюючі елементи як хром, молібден, титан і ванадій, сприяють поліпшенню структури сталі за рахунок стабілізації аустеніту та утворення твердих фаз, що призводить до збільшення її зносостійкості та опору до ударних навантажень.

Манган є основним легуючим елементом сталі типу Гадфільда. Він значно впливає на механічні властивості матеріалу, такі як міцність і ударну в'язкість. Високий вміст мангану сприяє утворенню аустенітної структури, що надає сталі високу ударну в'язкість та покращує її опір до ударно-абразивного зносу. Крім того, манган активує процес формування мартенситу в мікроструктурі сталі, що впливає на її твердість [107].

Вплив хрому на ударну в'язкість сталі залишається спірним. У деяких дослідженнях зазначено, що підвищені концентрації хрому (більше 4%) може зменшити пластичність матеріалу, що в свою чергу знижує його ударну в'язкість і робить матеріал більш схильним до руйнування при ударних навантаженнях [108]. Дослідження El-Mahallawi et al показало, що додавання Cr до сталі з високим вмістом мангану призвело до збільшення твердості та загартовуваності, а також до зниження в'язкості. Встановлено, що вплив на зносостійкість залежить від умов зношування. Сталі з високим вмістом мангану та леговані хромом, продемонстрували кращу зносостійкість у порівнянні зі звичайними сталями Гадфільда, переважали корозія, стирання де та комбіновані умови ударного стирання. Такі умови вимагали високої твердості поверхні. Звичайна сталь Гадфільда продемонструвала чудову зносостійкість в умовах чистого ударного зносу. Такі умови вимагали підвищення в'язкості, а не твердості поверхні. Подібні дані отримали Park [109], що вивчали вплив додавання Cr. Оптимізований вміст Cr приблизно 2 мас.%, чудова стійкість до корозії та ерозії-корозії проявляється завдяки виключенню грубого М₇С₃ та тонкого оксидного шару, збагаченого Cr, який переважно утворенню складається з Fe_{3-x}Cr_xO₄ на поверхні під час корозії. Хром сприяє утворенню карбідів, які підвищують твердість та зносостійкість сталі.

Механічні властивості середньо манганових сталей сильно залежать від властивостей аустенітної фази, таких як кількість, розмір і стабільність, тому контроль властивостей аустенітної фази середньо манганових сталей є особливо важливим [110]. Спочатку для фазової стабільності аустеніту використовували манганові та нікелеві елементи, але через високу ціну нікелевого елемента найбільшу увагу стали приділяти фазовій стабільності аустеніту в сталях з манганом (без великої кількості нікелю) [111]. Нікель впливає на підвищення в'язкості та ударної міцності сталі, що робить її більш стійкою до руйнування при ударах. Він сприяє покращенню аустенітної структури, що збільшує пластичність та протистояння матеріалу при високонавантажених умовах експлуатації. Значно підвищує її стійкість до втомного руйнування, а також покращує механічні властивості при низьких температурах. [106]

Таким чином, всебічне дослідження механічних властивостей сталей з високим вмістом мангану в цих умовах зношування має важливе значення для вдосконалення їх розробки та застосування в галузях, що вимагають високої довговічності та надійності [112]. У літературі широко обговорюються різні підходи до покращення зносостійкості матеріалів, такі як легування, термічна обробка та розробка композитних матеріалів. Однак залишається багато невирішених питань щодо точних механізмів кореляції між механічними властивостями та інтенсивністю зношування.

Висновки до розділу 1 та постановка задачі дослідження

1. Огляд літературних даних підкреслює необхідність подальших досліджень механізмів, що регулюють поведінку зношування сталей з високим вмістом мангану, а також розробки оптимізованих композицій сплавів і термічної обробки, які можуть максимізувати їх продуктивність у необхідних межах.

2. Враховуючи те, що експлуатаційними характеристиками наплавленого металу на основі високоманганової сталі є не тільки зносостійкість як в умовах

абразивного, так і ударно-абразивного зносу, а також якість сталі, втомна міцність та ударна в'язкість, а також властивості матеріалів, що залежать від структурної будови сплаву на макрорівні, дієвим рішенням проблеми підвищення якості наплавленого металу є освоєння технології його комплексного розкислення, рафінування та модифікування, використовуючи для цього нові комплексні сплави, в тому числі оксиди РЗМ.

3. Розроблення зносостійких матеріалів повинне базуватися на умовах експлуатації, що характеризуються умовами зносу, середовищем та інтенсивністю ударного навантаження. Актуальним є створення матеріалів з метастабільними структурами, які схильні до динамічних деформаційних, та, відповідно, управління механізмом зміцнення високоманганової сталі за рахунок вибору легуючого комплексу з метою підвищення здатності до зміцнення.

4. Для практичного застосування представляє інтерес технологія наплавлення високо манганових сталей шляхом використання СПД з додаванням екзотермічного додатка на основі MnO₂+Al з метою підвищення показників плавлення, забезпечення економії ресурсів та забезпечення необхідного вмісту мангану при наплавленні високоманганових сталей. Оптимальним, з точки зору забезпечення високого рівня розкислення, низького вмісту кисню, сірки та фосфору, неметалевих включень є карботнатнофлюоритний тип осердя, що забезпечує шлак CaO-CaF₂-Al₂O₃.

5. Перспективним є напрямок дослідження системи легування Fe-C-Mn-Сr для умов ударно-абразивного впливу з використання в якості модифікуючого елементу оксидів РЗМ. Виходячи з аналізу літературних даних пропонується дослідження і розроблення хімічного складу наплавного металу виконувати в таких межах вмісту легуючих елементів, %: С 1,1-1,5; Mn 5-8, Si 0,3-0,6; Cr 2,0-4,0; Ti 0,1-0,5; РЗМ 0,1-0,3.

6. Для підвищення механічних і службових властивостей сплавів різного призначення в них необхідно створювати багатофазну структуру, в якій поряд з мартенситом, карбідами, карбонітридами та іншими, повинен бути

метастабільний аустеніт, що зазнає мартенситні перетворення при навантаженні в процесі експлуатації. Важливо управляти його кількістю та стабільністю.

Для досягнення мети розробки СПД для наплавлення деталей з високоманганової сталі необхідно вирішити наступні задачі:

1. Обґрунтувати вибір напрямків та методик дослідження зварюваль-нотехнологічних властивостей розробленого складу самозахисного порошкового дроту та комплексу властивостей наплавленого металу;

2. Розробити склад наповнювача СПД для наплавлення деталей, працюючих в умовах ударно-абразивного зносу, технологію виготовлення та дослідити показники розплавлення та наплавлення таким СПД з екзотермічним додатком в наповнювачі;

3. Виконати теоретичний аналіз можливості використання та термодинамічні розрахунки протікання екзотермічного реакції MnO₂+Al та її вплив на можливість відновлення рідкісноземельних металів із оксидів;

4. Дослідити вплив параметрів режиму наплавлення, оксиду РЗМ, екзотермічного додатка MnO₂+Al, зміни його вмісту та співвідношення MnO₂/Al, а також, вмісту Mn та C, на показники розплавлення та наплавлення СПД, рівномірність плавлення СПД, морфологію неметалевих включень, розмір зерна, фазовий склад та структуру, трибологічні властивості наплавленого металу розробленого СПД та порівняння його з прототипом.

Список використанних джерел до розділу 1

1. Мулявко Н. М. Анализ эксплуатационной стойкости отливок из стали 110Г13Л. Известия Челябинского научного центра. 2001. Вып. 4 (13). С. 28–30.

2. Del Río López, B.; García Diez, A.; Mier Buenhombre, J.L.; Camba Fabal, C.; Filgueira Vizoso, A. Microstructural Analysis and Tribology Behavior of a Medium-Mn Steel with Mo. *Metals* **2018**, *8*, 745.

3. Исагулов А. З., Ахметов А. Б., Кусжанова А. А. Исследование эффективности модифицирования высокомарганцовистой стали. Карагандинский государственный технический университет Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации (Сагиновские чтения №8): Труды Междунар. науч.-практ. конф. 23-24 июня 2016 г. Караганда: КарГТУ, 2016. Ч. 3. С. 178–180.

4. Кудин В. В., Сажнев В. Н., Кудин В. Т. Влияние металлургических и технологических факторов на долговечность литых деталей из высокомарганцевой стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2007. № 4. С. 35–38.

5. Гуськов А. В., Долматов А. С., Милевский К. Е., Яковлева Ю. П. Исследование механических свойств стали Гадфильда после ударно-волнового нагружения. *Решетневские чтения : материалы 20 юбил. междунар. науч.-* практ. конф., посвящ. памяти генер. конструктора ракетно-косм. систем акад. М. Ф. Решетнева (Красноярск, 9–12 нояб. 2016 г.): в 2 ч. Красноярск, 2016. Ч. 1. С. 551–552.

6. Ямшинський М. М., Федоров Г. Е. Вплив процесів додаткового легування, мікролегування та модифікування на властивості хромомарганцевого чавуну. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2017. № 2. С. 82–88.

7. Синицкий Е. В., Нефедьев А. А., Ахметова А. А. и др. Обзор результатов исследований, направленных на улучшение свойств отливок из

высокомарганцевой стали. *Теория и технология металлургического* производства. 2016. № 2(19). С. 42–57.

8. Маркин С. Г. Повышение долговечности узлов трения пожарных машин. *Молодой ученый*. 2016. № 9. 213–217.

9. Цоцко В. І., Пелешенко Б. Г., Мельник П. І. Легування поверхневого шару ливарної заготовки в процесі лиття. *Металознавство та обробка металів*. 2009. № 2. С. 27–30.

10. Tsotsko V. I., Burya A. I., Shemavnev V. I. Application of casting surface alloying for hardening surface of track pin holes. *2nd international Conference "Research and Development in Mechanical Industry"* (RaDMI 2002), 01-04 September 2002, Vrnjauka Banja, Yugoslavia. 2002. V.2. P. 1100–1105.

 Yan W., Fang L., Zheng Z., Sun K., Xu Y. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel. *Tribology International*. 5 (2009), 634–641.

12. Volodin V. L., Zuev L. B., Volodin T. V., Gromov V. E. Structure, strength, and wear resistance of hadfield steel subjected to surface magnetic-pulse treatment, Steel in Translation. 8, Volume 42 (2009) 629–632.

13. Байжабагинова Г. А., Сейдинова Г. А., Муравьёв О. П. Изменение структуры стали 110Г13Л при электроконтактной обработке. *Труды университета*. 2010. № 1. С. 21–23.

14. Блурцян Р. Ш., Блурцян Д. Р., Блурцян И. Р. Исследование износостойкости сердечников стрелочных переводов из высокомарганцовистой стали 110Г13Л, подвергнутых высокотемпературной газостатической обработке. *Современные проблемы науки и образования*. 2013. № 2. С. 237–243.

15. Рубанов С. И. Методы повышения износостойкости стали 110Г13Л. МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ БГТУ ИМ. В.Г. ШУХОВА Белгород, 01-30 мая 2015 г. с. 1490–1492.

16. Уванов М. И., Гуськов А. В. Численное моделирование процесса взрывного нагружения стали 110Г13Л. *Наука. Технологии. Инновации : сб. науч.*
тр.: в 9 ч., Новосибирск, 3–7 дек. 2018 г. Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2018. Ч. 9. С. 135–139.

17. B. Л. Износостойкость Малинов наплавленного металла с метастабильным аустенитом абразивном при И ударно-абразивном воздействии. Вісник Приазовського державного технічного університету: зб. наукових праць. ПДТУ. Маріуполь, 2012. Вип. 25. С. 146–157.

Меськин В. С. Основы легирования стали. – М.: Металлургия, 1964.
 – 684 с.

19. Плюта В. Л., Нестеренко А. М., Бобырь С. В. Экономнолегированные износостойкие сплавы: проблемы и перспективы. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. Дніпропетровськ.: ІЧМ НАН України, 2008. Вип. 17. С. 231–239.

20. Антонюк Д. А., Редька М. О. Зносостійкість матеріалів в умовах зношування напівзакріпленим абразивом з локальними ударними навантаженнями та защемленням часток. <u>Проблеми трибології</u>. 2012. № 3. С. 87–93.

21. Попов В. С. Исследование изнашивания легированных сплавов: Дис. Доктора техн. наук, М., 1973. 539 с.

22. Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материало. *Металлы*. 1992. № 2. С. 11–20.

23. Малинов Л. С. Получение метастабильного аустенита и оптимизация его количества и стабильности в сталях и чугунках. *Металл и литье Украины*. 2009. № 7-8. С. 25–32.

24. Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в которых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск: ПГАСиА, 2002. Вып. 15, ч. 1. С. 79–83.

25. Богачев И. Н., Минц Р. И. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов. М., Свердловск: ГНТИ Машиностроительной литературы, 1959. 110 с.

26. Богачев И. Н., Малинов Л. С., Минц Р. И. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка. М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1967. 47 с.

27. Богачев И. Н., Минц Р. И. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин. М.: Машиностроение, 1964. 144 с.

28. Виноградов В. Н., Сорокин Г. М., Альбагачиев А. Ю. Изнашивание при ударе. М.: Машиностроение, 1982. 192 с.

29. Малинов В. Л. Разработка экономнолегированных наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.06. Мариуполь, 1999. 135 с.

30. Попов В. С., Брыков Н. Н., Дмитриченко Н. С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства. М.: Металлургия, 1971. 220 с.

31. Данильченко Б. В. Выбор износостойкого наплавленного металла для работы в условиях абразивного изнашивания. *Сварочное производство*. 1992. № 5. С. 31–33.

32. Малинов Л. С. Кинетика образования эпсилон-фазы в легированных железомарганцовистых сплавах: Дис. ... канд. техн. наук. Свердловск, 1963. 144 с.

33. Малинов Л. С., Эйсмондт Т. Д. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей. *ФХММ*. 1968. Т. 4, № 6. С. 691–696.

34. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. Харьков: Металлургиздат, 1961. 422 с.

35. Панфилов А. И., Копошко А. В., Кусков Ю. М. Перспективы использования биметаллических износостойких листов SWIP в угольной

промышленности. Физико-технические проблемы горного производства: Сб. научн. тр. 2011. Вип. 14. С. 181–187.

36. Энциклопедия неорганических материалов. Под ред. И. М. Федорченко и др. т. 1. Киев, 1977. 840 с.

37. Ксьондзик Г. В. Застосування стійких проти спрацювання чавунів для наплавлювання стальних деталей. Київ: Техніка, 1968. 80 с.

38. Кульков С. Н., Гнюсов С. Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: Изд-во НТЛ, 2006. 240 с.

39. Яблокова О. В., Кульков С. Н., Панин В. Е. Формирование межфазной границы при спекании карбида титана со сталью Гадфильда. *Порошковая металлургия*. 1985. №7. С. 75–79.

40. Криль Я. А., Присяжнюк П. М. Структуроутворення та властивості керметів NbC-сталь Гадфільда. *Сверхтвердые материалы*. 2013. № 5. С. 49–55.

41. Панасюк А. Д., Фоменко В. С., Глебова Г. Г. Стойкость неметаллических материалов в расплавах: Справочник. Киев: Наук. думка, 1986. 351 с.

42. Сущенко С. А., Шмелев А. В., Коршиков Л. А., Соловьева Е. К., Васильченко И. П., Малежик М. П. Моделирование влияния структурных факторов на износостойкость наплавленных сплавов. *Сварочное производство*. 1989. № 2. С. 37–39.

43. Богачев И. Н., Вайнштейн А. А., Волков С. Д. Статистическое металловедение. М.: Металлургия, 1984. – 176 с.

44. Панин В. Е., Лихочев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985. 229 с.

45. Малинов В. Л. Экономнолегированные электродные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле деформационное упрочнение при эксплуатации. *Автоматическая сварка*. 2006. № 8 (640). С. 29–32.

46. Попов В. С., Брыков И. Н. Износостойкость сталей и сплавов. Запорожье: ИПК Запорожье, 1996. 180 с. 47. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Экономно легированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии. Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2007. 352 с.

48. Жуков А. А., Сильман Г. И., Фрольцов М. С. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов. М.: Машиностроение, 1984. 104 с.

49. Жуков А. А., Сильман Г. И. Ванадиевые и некоторые другие легированные чугуны, отвечающие принципу Шарпи. *Чугунное литье*. М.: Машиностроение, 1978. С. 127–131.

50. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. 212 с.

51. Чейлях А. П. Создание и управление свойствами экономнолегированных метастабильных сплавов нового поколения. *Металл и литье Украины*, 2005. № 7-8. С. 49–55.

52. Чейлях А. П., Олейник И. М., Локшина Е. Б. и др. О влиянии фазовых превращений на износостойкость сплавов с метастабильным аустенитом. *Металлы*. 2000. № 1. С. 66–71.

53. Соколов О. Г., Кацов К. Б. Железомарганцевые сплавы. Киев: Наукова думка, 1982. 212 с.

54. Нестеренко А. М., Плюта В. Л., Дёмина Е. Г., Свистельник О. Я. Структурообразование в экономнолегированных хромомарганцевых сплавах для изготовления деталей сменного металлургического оборудования. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. Дніпропетровськ. ІЧМ НАН України, 2010. Вип. 21. С. 266–272.

55. Петров И. В. Исследование износостойкости наплавочных материалов при абразивном износе и динамических нагрузка: Дис. ... канд. техн. наук. М., 1965. 152 с.

56. EN 14700:2014 «Welding consumables – Welding consumables for hardfacing».

57. <u>https://www.esab.ru/ru/ru/weldingmats/files/assets/basic-</u> <u>html/index.html#8</u>

58. <u>https://www.lincolnelectric.com/ru-</u>

ru/support/promotions/Documents/Consumables-rus-2016.pdf

59. https://ru.calameo.com/read/005519914b477fccabdd2

60. Ефименко Н. Г. и др. Влияние иттрия наплавлен структуру металла шва при сварке плавленим. *Сварочное производство*, № 4, 1985. С. 6–8.

61. Карпенко В. М., Гринь А. Г. Сталь для наплавки рабочих частей разделительных штампов. *Кузнечно-штамповое производство*. 1989. № 4. С.26–27.

62. Гринь А. Г. Условие восстановления редкоземельных металлов из оксидов при наплавке порошковой проволокой. *Научный вестник Донбасской государственной машиностроительной академии* [Электронный ресурс]. Краматорск, 2015. № 3 (18Е). С. 86–91.

63. Походня И. К., Альтер В. Ф. и др. Производство порошковой проволоки. Киев: Высшая школа, 1980. 232 с.

64. Билык Г. Б., Карпенко В. М., Дорофеев Ю. Д., Журба В. Т. Влияние газошлакообразующих компонентов самозащитной порошковой проволоки на переход легирующих элементов в наплавленный металл. *Автоматическая сварка*, 1981. № 8. С. 60–62.

65. Походня И. К., Суптель А. М., Шлепаков В. А. и др. Порошковые проволоки для электродуговой сварки: каталог-справочник. Киев. Наукова думка. 1980. 180 с.

66. Басов А. В., Магидсон И. А., Смирнов Н. А. Физические свойства рафинировочных шлаков. *Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия*. 2015. № 3. С. 43–53.

67. Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г. Сварочные шлаки. К.: Наук. думка, 1988. 254 с.

68. Рузинов Л. П., Веселая Г. Н., Голубкова Т. Н. Извлечение технологической информации из термодинамического расчета. М.: ГИРЕДМЕТ, 1967. 82 с.

69. Mills K. C., Keene B. J. Physicochemical properties of molten CaF2 – based slags. *Int. Met. Reys.* 1981. N 1. P. 21–69.

70. Жмойдин Г. Н., Молдавский О. Д. Вязкость фторсодержащих расплавов. Изв. АН СССР. Сер. Металлы. 1970. № 1. С. 70–73.

71. Trembach B. O., Grin O. G., Trembach I. A. Determination of the optimum combination of the physical properties of the slags system CaO-CaF₂-SiO₂-TiO₂. *International periodic scientific journal. Modern scientific researches*. Part.1. 2020. No.13. p. 42–47.

72. Крюков Р. Е., Бендре Ю. В., Горюшкин В. Ф., Козырев Н. А.,
Шурупов В. М. Некоторые термодинамические аспекты восстановления WO₃
алюминием. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019.
Том 62. № 2. С. 128–133.

73. Чигарев В. В., Зареченский Д. А. Исследование показателей горения экзотермических смесей. *Вісник приазовського державного технічного університету*. 2006. Вип. №16. С. 1–4.

74. Гринь А. Г., Трембач Б. А,, Жариков С. В., Трембач И. А. Перспективные направления разработки самозащитных порошковых проволок с экзотермическими смесями. Зварювання та споріднені технології – сьогодні і майбутнє : Тези стенд. доп. Міжнародна Асоціація Зварювання. Київ, 2018. С. 30–31.

75. Иоффе И. С., Кузнецов О. М., Питецкий В. М. Влияние титанотермитной смеси, входящей в электродное покрытие, на повышение производительности сварки. *Сварочное производство*. 1980. № 3. С. 26–28.

76. Зареченский А. В., Лещинский Л. К., Чигарев В. В. Особенности плавления порошковых лент с термитными смесями. *Сварочное производство*. 1985. № 8. С. 39–41.

77. Trembach B., Grin A., Zharikov S., Trembach I. Investigation of powder wire with the CuO / Al exothermicmixture. *Scientific Journal of TNTU*. Tern.: TNTU, 2018. T.92. No 4. C. 13–23.

78. Trembach B., Grin A., Trembach I. Study of the influence of the addition of an exothermic mixture and the ratio of the components of the exothermic mixture on the melting indices at FCAW. *Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Materials Science*. 2020. T. 6. №. 1. C. 47–53.

79. Власов А. Ф., Макаренко Н. А., Волков Д. А. Интенсификация дуговых и электрошлаковых процессов сварки путем введения экзотермической смеси. *Автоматическая сварка*. 2017. № 1. С. 19–25.

80. Трембач Б. А., Гринь А. Г., Милосердов П. А., Трембач И. А. Термодинамические исследования экзотермической смеси CUO-FE2O3-A1 с комбинированным окислителем в составе самозащитных порошковых проволок. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. Краматорськ. ДДМА. 2019. № 2 (46). С. 41–47.

81. Рудь В. Д., Самчук Л. М., Савюк І. В., Повстяна Ю. С. Характеристика термітних сумішей на основі оксиду заліза Fe₃O₄ та методика розрахунку температури горіння на прикладі залізо-алюмінієвого терміту. *Вісник Вінницького політехнічного інституту*. 2015. № 5. С. 136–140.

82. Молчанов Л. С., Низяев К. Г., Бойченко Б. М., Стоянов А. Н., Синегин Е. В. Термодинамический анализ процессов восстановления оксидов магния для десульфурации железоуглеродистых расплавов. *Металл и литье Украины*. 2013. № 7. С. 25–30.

Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов.
 Учебное пособие для ВУЗов. М. 1989. 288 с.

84. Походня И. К. Сварочные материалы: состояние и тенденции развития. *Автоматическая сварка*. 2003. № 3. С. 9–20.

85. Ефименко Н. Г. Редкоземельные металлы в сварочных материалах. Монография. Харьков. Коллегиум. 2017. 188 с.

86. Чигарев В. В., Рассохин Д. А., Лоза А. В. Пути повышения качества металла в крупных стальных оливках. *Вісник Донбаської держ. машинобудівної академії: зб. наук. праць.* Краматорськ, 2011. N 1 (22). С. 255–260.

87. Гринь А. Г. Условие восстановления редкоземельных металлов из оксидов при наплавке порошковой проволокой. *Научный Вестник ДГМА*. 2015.
 № 3 (18E). С. 86–91.

88. Wang, Q. and Li, X. (2010). Effects of Nb, V and W on Microstructure and Abrasion Resistance of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys. *Welding Journal*, 89(7), pp. 133-139.

89. Tang, W.B. et al. (2011). The Effect of Microstructure on Properties of Fe-Cr-Nb/Ti Hardfacing Alloy. *Advanced Materials Research*, 279, pp. 126-131.

90. Wang, X-h. et al. (2008). Microstructure of the Fe-based hardfacing layers reinforced by TiC-VC-Mo2C particles. *Surface and Coating Technology*, 202 (8), pp. 1502-1509.

91. Ivanov O., Prysyazhnyuk P., Romanyshyn L., Romanyshyn T. and Mosora Y. Using FCAW with Electrodes Based on Fe-Ti-Mo-B-C System for Increasing of Durability of Junk Removal Tools. *Multidisciplinary Aspects of Production Engineering* 4, no.1 (2021). 132–141. <u>https://doi.org/10.2478/mape-2021-0012</u>.

92. Петренко А. Н., Кальянов В. Н. Наклеп и изнашивание Fe–C–Cr– Mn–Ti–Si и Fe–C–Cr–B–Ti сплавов. Восточно-европейский журнал передовых технологий. 2006. N 1/1 (19). С. 53–56.

93. Yuksel N., Sahin S. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys. *Materials and Design*. 58. 2014. P. 491–498.

94. Sorour A. A., Chromik R. R., Gauvin R., Brochu M. Understanding the solidification and microstructure evolution during CSC-MIG welding of Fe–Cr–B-based alloy. *Material scharacterizaon*. 86. 2013. C. 127–138.

95. Похмурська Г. В., Войтович А. А. Ударно-абразивне зношування поверхневих шарів, наплавлених порошковими дротами системи Fe-Cr-B-C. Науковий вісник НЛТУ України. 2015. Вип. 25.3. С. 129–135.

96. Войтович А. А., Похмурська Г. В., Студент М. М., Студент О. З. Особливості формування та руйнування наплавлених шарів з порошкових дротів системи Fe-Cr-B-C за ударних навантажень. *Проблеми трибології*. 2015. № 4. С. 105–114.

97. Bhattacharjee, S., et al. Correlation between hardness and wear resistance in high-manganese steels. *Materials Science and Engineering*. 2017, A, 686, 144-151.

98. Chakraborti, A., et al. Microhardness and wear resistance of carbide reinforced high-manganese steels. *Tribology International*. 2018, 118, 224-234.

99. Wang, L., et al. The role of microstructure in the wear resistance of highmanganese steel under impact-abrasive conditions. *Journal of Materials Science*. 2019, 54(15), 10348-10358.

100. Стеченко В. М. Влияние механических свойств металлов на их износостойкость при ударно-абразивных загрузках. В. М. Стеченко. Тр. НИИ металлургии, 1990. Т. 3. С. 112–118.

101. Chen, W., & Zhang, X. Investigation on the role of strain hardening in wear resistance of high-manganese steels under impact-abrasion conditions. *Materials Science and Engineering*. 2020, A, 777, 140-148.

102. Wang, B., & Li, J. Impact and abrasive wear behavior of highmanganese steels: A review. Tribology International. 2019, 135, 268-277.

103. Li, Z., Zhang, S., & Zhao, X. Strain hardening and wear mechanisms in high-manganese steels under abrasive conditions. *Wear*. 2017, 392-393, 77-85.

104. Chen, S., R. Rana, A. Haldar, and R. K. Ray. Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Prog. Mater Sci.* 2017, 89 (Aug): 345–391. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.05.002.

105. Zhang, J.-Y., P. Jiang, Z. Zhu, Q. Chen, J. Zhou, and Y. Meng. Tensile properties and strain hardening mechanism of Cr-Mn-Si-Ni alloyed ultra-strength

steel at different temperatures and strain rates. *J. Alloys Compd.* 2020, 842 (Nov): 155856. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155856.

106. C. Chen, F.C. Zhang, F. Wang, H. Liu, B.D. Yu Effect of N+Cr alloying on the microstructures and tensile properties of Hadfield steel. Materials Science & Engineering. A 679 (2017) 95–103 <u>https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.106</u>.

107. Куцова В. З., Ковзель М. А., Носко О. А. Леговані сталі та сплави з особливими властивостями. Підручник. Дніпропетровськ: НМетАУ, 2008. 348 с.

108. El-Mahallawi I, Abdel-karim R, Naguib A. Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel. Materials Science and Technology. 2001;17(11):1385-1390. doi:10.1179/026708301101509340.

109. Park, J.S.; Lee, S.G.; Choi, J.K.; Kim, S.J. Advanced Hadfield steel with Cr-optimization resists against corrosion and erosion-corrosion. Appl. Surf. Sci. 2023, 637, 157875. <u>https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2023.157875</u>.

110. Madadi, M.; Yeganeh, M.; Eskandari, M. Nano-Steels in the Automotive Industry. In Nanotechnology in the Automotive Industry; Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 2022; pp. 287–313.

111. S.-J. Lee, S. Lee, B.C. De Cooman, Mn partitioning during the intercritical annealing of ultrafinegrained 6% Mn transformation induced plasticity steel, Scr. Mater. 64 (2011) 649–652.

112. Wang, B., Zhou, X., & Li, J. Evaluation of wear properties of highmanganese steels under different operational conditions. *Wear*. 2020, 474-475, 114372.

РОЗДІЛ 2

ВИБІР НАПРЯМКІВ І МЕТОДИК ДОСЛІДЖЕНЬ САМОЗАХИСНОГО ПОРОШКОВОГО ДРОТУ ТА НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

2.1. Термодинамічний розрахунок відновлення мангану алюмінієм з манганової руди та рідкісноземельних металів з їх оксидів

Повнота відновлення оксидів визначається температурою, тиском, концентрацією (активністю) реагентів, температурним та шлаковим режимами відновлення оксидів [1], а також термодинамічною міцністю (величиною ΔG°_{f} 298) і температурою початку їх відновлення (T_{пв}) [1, 2].

Загальний вигляд рівняння взаємодії оксидів з алюмінієм (2.1):

$$2/_{m} \cdot Me_{n}O_{m} + 4/_{3} \cdot Al = 2n/_{m} \cdot Me + 2/_{3} \cdot Al_{2}O_{3}$$
 (2.1)

Самовільний перебіг цієї реакції можливий за умови високої термодинамічної міцності оксидів алюмінію в порівнянні з оксидами металів, що відновлюються [3].

Питомий тепловий ефект q, що характеризує алюмотермічний процес, можна визначити [4] як відношення теплового ефекту реакції ΔH_{298}^0 до суми молекулярних мас усіх реагуючих речовин $\sum M$, кДж/кг (2.2):

$$q = -\frac{\Delta H_{298}^0}{\sum M},$$
 (2.2)

Відповідно до правила С. Ф. Жемчужного [5], для успішного розвитку металотермічного відновлення без зовнішнього підігріву, термічність шихти має бути більшою, ніж 2300 Дж/г.

Реакції алюмінотермічного відновлення мангану з оксидів у розрахунку на 1 моль кисню наведено нижче:

$$MnO_{2} + \frac{4}{3}Al = Mn + \frac{2}{3}Al_{2}O_{3};$$
(2.3)

$$\frac{2}{3}Mn_2O_3 + \frac{4}{3}Al = \frac{4}{3}Mn + \frac{2}{3}Al_2O_3;$$
(2.4)

$$\frac{1}{2}Mn_{3}O_{4} + \frac{4}{3}Al = \frac{3}{2}Mn + \frac{2}{3}Al_{2}O_{3};$$
(2.5)

$$2MnO + \frac{4}{3}Al = 2Mn + \frac{2}{3}Al_2O_3;$$
(2.6)

За даними стандартної теплоти утворення оксидів [4] знаходимо стандартні значення теплових ефектів для реакцій (2.3)-(2.6):

$$\left(\Delta H^{0}_{298}\right)_{2.3} = \frac{2}{3} \left(\Delta H^{0}_{298}\right)_{Al_{2}O_{3}} - \left(\Delta H^{0}_{298}\right)_{MnO_{2}} = \frac{2}{3} \cdot \left(-1676,8\right) - \left(-521,84\right) = -596,0 \kappa \square \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{M}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} = -596,0 \kappa \square \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} = -596,0 \kappa \square \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} = -596,0 \kappa \square \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} / \mathcal{H}^{\mathcal{H}} = -596,0 \kappa \square \mathcal{H}^{\mathcal{H}} = -596,0 \kappa$$

Знаходимо суму молекулярних мас вихідних речовин для реакцій (2.3)-(2.6):

$$\left(\sum M\right)_{2.3} = M_{MnO_2} + \frac{4}{3}M_{Al} = (54,938 + 2 \cdot 16) + \frac{4}{3} \cdot (26,981) = 122,902 / \text{ моль};$$

$$\left(\sum M\right)_{2.4} = \frac{2}{3}M_{Mn_2O_3} + \frac{4}{3}M_{Al} = \frac{2}{3} \cdot (2 \cdot 54,938 + 3 \cdot 16) + \frac{4}{3} \cdot (26,981) = 141,232 / \text{ моль};$$

$$\left(\sum M\right)_{2.5} = \frac{1}{2}M_{Mn_{3}O_{4}} + \frac{4}{3}M_{Al} = \frac{1}{2}\cdot\left(3\cdot54,938+4\cdot16\right) + \frac{4}{3}\cdot\left(26,981\right) = 150,402 / \text{ моль};$$

$$\left(\sum M\right)_{2.6} = 2M_{MnO} + \frac{4}{3}M_{Al} = 2\cdot\left(54,938+16\right) + \frac{4}{3}\cdot\left(26,981\right) = 177,852 / \text{ моль}.$$

Визначаємо термічність шихти для реакцій (2.3)-(2.6):

$$q_{2.3} = -\frac{(-596000)}{122,90} = 4850(\mathcal{AH}/c);$$

$$q_{2.4} = -\frac{(-339800)}{141,23} = 2406(\square \varkappa c/\varepsilon);$$

$$q_{2.5} = -\frac{(-423600)}{150,40} = 2816(\square \varkappa c/\varepsilon);$$

$$q_{2.6} = -\frac{(-347200)}{177,85} = 1952(\square \varkappa c/\varepsilon).$$

З результатів розрахунків випливає, що нормальний розвиток металотермічного процесу забезпечується у разі використання у складі шихти оксидів Mn₂O₃ та Mn₃O₄.

Застосування MnO₂ призводить до бурхливого розвитку алюмінотермічного процесу, для якого характерне значні втрати мангану [6].

Манганові руди зазвичай містять манган як MnO₂ [1]. Тому для алюмінотермічного процесу такі руди піддають термічній обробці – відпалу при 1000-1100 °C, щоб перевести MnO₂ в Mn₃O₄.

Враховуючи те, що відпал MnO_2 до Mn_3O_4 призводить до додаткових материальних витрат, актуальним є застосування в якості окислювача MnO_2 .

В розділі 1 зазначена перспективність застосування оксидів РЗМ в якості модифікуючого елементу при наплавленні високоманганових сталей.

Тому актуальним постає питання можливості протікання реакції відновлення РЗМ з їх оксидів в умовах наплавлення з використанням СПД.

За даними роботи [7] відновлення РЗМ із їх оксидів вуглецем відбувається при температурі більше 2400 К за реакцією (2.7):

$$2R_2O_3 + 3C = 3CO_2 + 4R \tag{2.7}$$

де *R* – оксид РЗМ.

Можливість відновлення РЗМ із їх оксидів підтверджено розрахунком величини вільної енергії ΔG . Зміна ізобарно-ізотермічного потенціалу утворення продуктів реакції в досліджуваному інтервалі температур показано на рисунку 2.1.



Рисунку 2.1 – Температурна залежність ізобарно-ізотермічного потенціалу окислення деяких РЗМ [7].

Найбільш активним з досліджених розкислювачів на всьому інтервалі прийнятих для розрахунку температур є вуглець. З підвищенням температури протікання реакції спорідненість вуглецю до кисню зростає (дис. рис. 2.1).

В роботі [7] зазначено, що підвищити коефіцієнт використання оксидів РЗМ можливо шляхом використання в складі наповнювача СПД екзотермічної добавки. Враховуючи те, що В наповнювачі СПД буде додатково використовуватися екзотермічна добавка MnO₂+Al, ЩО призведе ДО додаткового нагрівання та підвищення ефективності відновлення РЗМ із їх оксидів.

2.2 Трибологічні дослідження наплавленого металу

Для випробувань матеріалів на абразивний та ударно-абразивний знос використовували стандартні методики випробувань, що мають велику практичну цінність та дають змогу порівняти стандартний матеріал або матеріал прототипу з експериментальним матеріалом. Для оцінки стійкості проти абразивного зношування використовували два показники: відносне зношування *є* та інтенсивність зношування *ІЗ*.

При цьому відносне зношування ε (%) визначалося за рівнянням (2.8):

$$\varepsilon = \frac{m_0 - m_i}{m_0} \cdot 100\% \tag{2.8}$$

де *m*₀ – маса зразка до випробувань, г;

m_i – маса зразка після випробувань через певний прийнятий час, г.

Інтенсивність зношування *I3* (мм³/Н·м) визначалось за рівнянням (2.9):

$$I3 = \frac{OM}{N \cdot L} \tag{2.9}$$

де *ОМ* – видалений об'єм матеріалу, що випробовували, мм³;

N – нормальне навантаження, H;

L – шлях тертя, м.

2.2.1 Методика оцінки стійкості наплавленого металу до абразивного зношування

При порівняльних дослідженнях на абразивний знос закріпленим абразивом використовували абразивний диск із електрокорунду середньо твердості СМ-2 на керамічній зв'язці 7К15 діаметром 150 мм та шириною 8 мм (рисунок 2.2). Зернистість диску становила 250...315 µм (25A, 25H), лінійна швидкість тертя – 100 м/хв, навантаження в зоні лінійного контакту – 15 H.



Рисунок 2.2 – Схема установки для дослідження зношування зразків жорстко закріпленим абразивом: 1 – зразок; 2 – абразивний диск.

Абразивний знос незакріпленим абразивом оцінювали згідно вимог ГОСТ 23.208-79 [8] (рисунок 2.3).



Рисунок 2.3 – Схема установки для дослідження зношування зразків незакріпленим абразивом (Брінелля-Хаворта): 1 – зразок; 2 – абразивний диск.

Випробування за схемою Брінелля-Хаворта (рис. 2.3) проводили на випробувальній установці, яка містить привід 7, що забезпечує обертання навколо горизонтальної осі гумового ролика 6, тримач зразків 2, важіль 3, що притискає зразок 1 до ролика, пристрій 5, який дозує подачу абразивних частинок в зону тертя по направляючому лотку 4, пристрій 8 для контролю сумарної кількості обертів ролика в процесі випробувань.

Абразив перед випробуванням просушували (вологість не повинна перевищувати 0,16 %), а також робили приробіток гумового диску шліфувальною шкуркою типу 2 ГОСТ 6456-82 [9] зернистістю №8П ГОСТ 3647-80 [10], закріпленою в тримач зразків на плоскій сталевій пластині.

2.2.2 Методика оцінки стійкості наплавленого металу до ударноабразивного зношування

При порівняльних дослідженнях ударно-абразивне зношування викликане багаторазовими прямими ударами поверхні, що зношується під дією абразивного прошарку.

Сутність методу полягає в тому, що проводять повторні удари зразком через шар твердих абразивних частинок по нерухомій ковадлі із заданими енергією удару, швидкістю і частотою зіткнень, і оцінюють відносну зносостійкість матеріалу шляхом порівняння зносу випробуваних та еталонних зразків, випробуваних в ідентичних умовах.

Схема випробувальної установки наведена на рис. 2.4.



Рисунок 2.4 – Схема установки для дослідження ударно-абразивного зносу.

Ударний механізм містить пристрої для кріплення зразка 6 і знімних вантажів 8 масою до 30 кг, за допомогою яких регулюють швидкість удару зразка про змінний вкладиш 2 ковадла 1, а також пристрій, що містить змінні торсіони, що забезпечують завдання енергії удару при закручуванні торсіону на кут не менше 15 °, ударник 7 з моментом інерції щодо осі обертання $I_{ya} = 17,87$ 10^{-4} кг·м².

Бункер *3* з напрямним каналом *5* призначений для подачі потоку абразивних частинок матеріалу в зону зіткнення. Заслінку бункера *4* відкривають та включають привід випробувальної установки.

При положенні кулачка 9, що відповідає максимальному віддаленню зразка 6 від змінного вкладиша 2 ковадла 1, роблять закручування торсіону 10 до моменту М_{закр} = 39,258 Н·м і закріплюють торсіон.

При загальній порівняльній оцінці зносостійкості випробуваного матеріалу проводять випробування з енергією удару E = 4,9 Дж, швидкості зіткнення v = 1 м/с і частоті зіткнення n = 100 хв⁻¹, що забезпечується кутом закручування торсіону і встановлюємою масою знімних вантажів.

2.2.3. Оцінка механічних характеристик сталі методом ідентування.

Для оцінки механічні характеристики металів та сплавів широке застосувння знаходить методи індентування. В роботі для аналізу властивостей струтурних складових використовували універсального мікро/нано твердоміра «Micron-Gamma» [11; 12]. Механічні характеристики визначались методом інструментального індентування алмазним наконечником Берковича при навантажені 50 г, крок між уколами становив 50мкм. Метод інструментального інденування базується на автоматичній реєстрації навантаження P на індентор та глибини його вдавлювання h. Результати вимірювань подаються у вигляді діаграми вдавлювання (індентування), яка дає більш повну інформацію про фізико-механічні властивості матеріалу, ніж розмір відновленого відбитка.

2.2.4. Оцінка трибологічних властивостей сталей склерометричним випробуванням.

Склерометричні випробування, в залежності від реєтруємих параметрів та закону прикладеного навантаження на індентор, дозволяють досліджувати механічні та трибологічні властивості матеріалів, оцінювати адгезійні властивостей тонких плівок та покриттів, моделювати процеси тертя та зношування, досліджувати процеси мікродеформації та руйнування, оцінювати анізотропію властивостей вздовж траси сканування [13]. Оцінка адгезійної міцності покриттів методом прогресивної склерометрії (поступове збільшення навантаження на індентор під час сканування) з реєстрацією тангенціальної сили [14; 15]. Методом статичної склерометриї (постійне навантаженням на сканування) проводились дослідження індентор під трибологічних час властивостей оксидно-керамічних шарів синтезованих поверхні на алюмінієвого сплаву Д16Т [16] та дослідження стійкості до абразивного зносу сталі 30MnB5 після різних режимів термічної обробки [17].

2.2.5. Дослідження динамічного зміцнення ультразвуковою ударною обробкою.

Метод ультразвукової ударної обробки (УЗУО) є найбільш контрольованим та ефективним для досягнення зумовленого деформацією подрібнення зеренної структури до наномасштабного рівня, деформаційного зміцнення та підвищення функціональних характеристик матеріалів [18].

На рисунку 2.5 показан ультразвуковий генератор DG-01 для УЗУО.



Рисунок 2.5 – Обладнання для виконання УЗУО (УЗ генератор DG-01).

2.3. Методика дослідження службових характеристик самозахисного порошкового дроту.

В даній роботі використовувалися наступні методики дослідження службових характеристик самозахисного порошкового дроту: визначення коефіцієнту заповнення та стану поверхні, визначення температури початку протікання екзотермічної реакції у наповнювачі, визначення рівномірності плавлення.

2.3.1. Визначення коефіцієнту заповнення СПД

Коефіцієнт заповнення порошкових дротів визначається відповідно до [19]. Для визначення коефіцієнта заповнення порошкових дротів від кожного з відібраних для випробувань мотків відрізали по два зразка довжиною 120...150 мм. Зразок зважували на електронних вагах з точністю 0,001 г. Після дріт розшивали шляхом розтину, ретельно очищали оболонку від наповнювача (порошкоподібного наповнювача). Після отриману порожню металеву оболонку зважували і для кожного експериментального зразка визначали коефіцієнт заповнення.

2.3.2. Визначення стану поверхні СПД

Шорсткість поверхні доцільно оцінювати кількісним методом за допомогою профілометрів. Профілометр TR200 Time group Inc дозволяє визначати середню шорсткість поверхні, а також проводити запис профілограм. При вимірюванні шорсткості ділянки поверхні датчик поміщають на поверхню і виробляють його трасування з постійною швидкістю. Інформація про шорсткість знімається датчиком з гострим щупом на кінці. Шорсткість викликає зміщення датчика і, як результат, зміна величини індуктивності котушок, що виробляє аналоговий сигнал, пропорційний шорсткості поверхні, на виході фазочутливого детектора. Після перетворення і посилення цей сигнал надходить на обробку, потім виводиться на вбудований індикатор, передається на комп'ютер або принтер.

2.3.3. Визначення температури початку протікання екзотермічної реакції у наповнювачі

Проведення експерименту з визначення температури початку протікання екзотермічної реакції у наповнювачі в СПД виконується за схемою, що наведена на рисунок 2.6.



Рисунок 2.6 – Схема проведення експерименту.

До відрізку СПД 1, з досліджуваним складом шихти, підведено струм від джерела живлення G1 (ВД-306) за допомогою контактних затискачів 2. Для вимірювання сили струму використовували амперметр РА, включений в електричне коло через вимірювальний шунт RS.

Для вимірювання температури в осерді порошкового дроту в оболонці дроту було просвердлено отвір діаметром Ø 0,6...0,7 мм і через отвір в наповнювач встановлювали робочий спай термопари. Виводи термопари приєднували до входу першого каналу (СН1) цифрового осцилографа. Чутливість осцилографа встановлено – 50мВ на поділ шкали. При проведенні досліджень запускається розгортка осцилографа і одразу ж (з запізненням 0,5…1,0 с) включається джерело живлення нагрівання дроту.

2.3.4. Визначення рівномірності плавлення

При застосуванні способу оцінки зварювально-технологічних властивостей СПД трубчастого перетину, спрямованого на визначення нерівномірності плавлення її наповнювача при наплавленні, при якому беруть серію СПД з різними складами шихти, оплавляють торці дротів і вимірюють довжину виступаючої частини наповнювача.

2.4 Дослідження структури та фазового складу наплавленого металу

При дослідженні структури та фазового складу наплавленого металу використовувалися наступні методи: металографічні (включають дослідження макро- та мікроструктури) та визначення механічних властивостей (загальна твердість, твердість матриці та структурних складових).

Металографічні методи дослідження наплавленого металу включають в себе виготовлення мікрошлифів, дослідження неметалевих включень, визначення розміру зерен, визначення об'ємної частки твердої та м'якої фаз, виконання електронномікроскопічні дослідження, енергодисперсійний рентгенівський та рентгеноструктурний аналізи.

Методика виготовлення мікрошліфів складається з вирізання зразків, їх подальшого шліфування з метою зняття грубих рисок на досліджуваній поверхні, полірування та травлення. Для травлення поверхні використовували склад реактиву з 50 мл HCl та 50 мл H₂O при температурі 60 °C тривалістю 20 хвилин.

Дослідження неметалевих включень виконували за методикою згідно стандарту ДСТУ 8966:2019 [20] з використанням мікроскопу МІМ-8М. При

цьому збільшення складало ×50 з фіксацією і збереженням знімку з використанням цифрової фотокамери.

Визначення розміру зерна виконувалося за методикою згідно стандарту ГОСТ 5639-82 [21]. Оцінку розміру зерна виконували за 12-бальною шкалою відповідно до вимог стандарту ГОСТ 5639.

Електронно-мікроскопічні дослідження наплавленого шару виконували з використанням електронно-скануючого мікроскопа ZEISSEVO 40XVP з системою рентгенівського мікроаналізу INCAEnergy (рисунок 2.7).



Рисунок 2.7 – Електронний скануючий мікроскоп ZEISSEVO 40XVP.

Енергодисперсійний рентгенівський аналіз виконували за допомогою установки INCA ENERGY 350. Методика виготовлення зразків подібно для SEM.

Рентгеноструктурні дослідження виконували з використанням рентгенівського дифрактометра ДРОН-3М (рисунок 2.8).



Рисунок 2.8 – Рентгенівський дифрактометр ДРОН-3М.

2.5 Методи визначення фізико-механічних характеристик наплавленого металу

В роботі буде використовуватися метод мікромеханічних випробувань, заснований на безпреревній реєстрації вдавлювання індентора.

Реалізація методу здійснювали шляхом одночасної реєстрації глибини вдавлювання індентора h і навантаження P, на основі чого будували двокоординатні діаграми P = f(h) (рисунок 2.9).



Рисунок 2.9 – Обладнання для мікромеханічних випробувань.

Дослідження проводились з використанням універсального мікро, нано твердоміра «Місгоп-Gamma». Принципова схема випробувальної установки для визначення механічних випробувань методом мікроіндентуваням наведена на рисунок 2.10.



Рисунок 2.10 – Принципова схема випробувальної установки для визначення механічних випробувань методом мікроіндентуваням.

За допомогою наноіндентування вимірювали твердість *H* та зменшений модуль пружності *E*_{IT} фаз у зразках.

Висновки до розділу 2

1. З метою вирішення поставлених в роботі задач визначено методики досліджень як самозахисного порошкового дроту (в тому числі зварювальнотехнологічні властивості, коефіцієнту заповнення, стану поверхні та рівномірності плавлення), так і наплавленого металу (структури та фазового складу, фізико-механічних характеристик наплавленого металу, трибологічних досліджень), запропоновано відповідне обладнання.

2. Наведена методика термодинамічних розрахунків за якою визначаються теплові ефекти реакцій, що дозволило обґрунтувати можливість

використання у складі шихти оксидів Mn₂O₃ та Mn₃O₄, та доцільність застосування MnO₂ в складі екзотермічної добавки MnO₂+Al.

3. На основі аналізу протікання металургійних процесів при плавленні СПД, встановлена доцільність додаткового введення в наповнювач дроту оксидів РЗМ, інтенсивність відновлення яких може зростати при використанні екзотермічної добавка MnO₂+Al, що підвищить ефективність модифікації металу.

Список використанних джерел до розділу 2

 Мысик, В. Ф. Металлургия ферросплавов: технологические расчеты: учебное пособие / В. Ф. Мысик, А.В. Жданов, В.А. Павлов. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2018. – 536 с.

Плинер, Ю. Л. Восстановление окислов металлов алюминием / Ю.
 Л. Плинер, Г. Ф. Игнатенко. – М.: Металлургия, 1967. – 248 с.

Мизин, В. Г. Углеродистые восстановители для ферросплавов / В.
 Г. Мизин, Г. В. Серов. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.

4. Казачков, Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов / Е. А. Казачков. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.

5. Ігнатьєв, В. С. Теоретичні основи процесів кольорової металургії: підручник / В. С. Ігнатьєв, В. І. Пожуєв, В. Н. Бредихін та ін. // За ред. д.т.н., професора І. Ф. Червоного. Запоріз. держ. інж. акад. – Запоріжжя: ЗДІА, 2012. – 200 с.

6. Андреев В. В., Ушаков М. В. Термитная и дуговая сварка высокомарганцовистых сталей типа 110Г13Л. *Сварочное производство*. 1987. № 5. С. 13–15.

7. Гринь, А. Г. Условие восстановления редкоземельных металлов из оксидов при наплавке порошковой проволокой. *Научный вестник Донбасской* государственной машиностроительной академии. 2015. № 3. С. 86–91.

 КОСТ 23.208-79. Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы. – Введ. 1981–03–01.
 М.: Изд-во стандартов, 1979. – 6 с. – (Обеспечение износостойкости изделий.
 Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы).

9. ГОСТ 6456-82. Технические условия. – Введ. 1983–01–01. М.: Издво стандартов, 1982. – 12 с. – (ШКУРКА ШЛИФОВАЛЬНАЯ БУМАЖНАЯ). ГОСТ 3647-80. Классификация. Зернистость и зерновой состав.
 Методы контроля. – Введ. 1982–01–01. М.: Изд-во стандартов, 1980. – 28 с. – (МАТЕРИАЛЫ ШЛИФОВАЛЬНЫЕ).

11. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, Y. Kokoieva, Instrumented indentation study of materials edge chipping. *Ceramics International*.
2021. Vol 47, Issue 21. pp. 29638-29645. <u>https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.07.133</u>

12. Игнатович С. Р., Закиев И. М., Закиев В. И. Определение микромеханических характеристик поверхности материалов с использованием наноиндентометра «Микрон-гамма». *Вестник ХНАДУ*. 2008. № 42.

13. V. Yanchuk, I. Kruhlov, V. Zakiev, A. Lozova, B. Trembach, A. Orlov, and S. Voloshko, Thermal and Ion Treatment Effect on Nanoscale Thin Films Scratch Resistance. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2022, 44, No. 10: 1275–1292. https://doi.org/10.15407/mfint.44.10.1275

14. Derevianko O., Derevianko O., Zakiev V., Zgalat-Lozynskyy O.B. 3d Printing of Porous Glass Products Using the Robocasting Technique. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2022. V. 60(9-10). P. 546–555. <u>https://doi.org/10.1007/s11106-022-00267-z</u>

15. Vasylyev M. A., Voloshko S. M., Zakiev V. I., Burmak A. P., Matvienko Ya. I., Rud A. D. Synthesis of Composite with the Eutectic Composition of Al–Cu/C System on the Surface of 2024 Aluminium Alloy by High-Frequency Impact Treatment. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2021. V. 43. No. 11. P. 1455–1470. https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1455

16. V. Hutsaylyuk, M. Student, V. Posuvailo, O. Student, V. Hvozdets'kyi, P. Maruschak, V. Zakiev. The role of hydrogen in the formation of oxide-ceramic layers on aluminum alloys during their plasma-electrolytic oxidation. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 14. pp. 1682-1696. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.082

17. M. S. Khoma, V. A. Vynar, Ch. B. Vasyliv, V. I. Zakiev, B. M. Datsko, M. Ya. Golovchuk. Influence of Heat Treatment of 30MnB5 Steel on its

Micromechanical Properties and Resistance to Abrasion Wear. *Tribology in Industry*. 2022. V. 44, No. 2. pp. 310-321. https://doi.org/10.24874/ti.1146.06.21.02

Ультразвукові методи модифікування поверхні та діагностики 18. новітніх металевих матеріалів (за матеріалами доповіді на засіданні Президії НАН України 23 лютого 2022 р.) / Б.М. Мордюк // Вісник Національної академії наук України. 2022. N⁰ 4. C. 42-53. doi: _ _ _ https://doi.org/10.15407/visn2022.04.042

 ГОСТ 26101–84 Проволока порошковая наплавочная. Технические условия (с Изменением N 1). ГОСТ 26101–84. Группа B05.
 ГОСУДАРСТВЕННЫЙ СТАНДАРТ СОЮЗА ССР.

20. ДСТУ 8966:2019. Сталь. Металографічні методи визначення неметалевих включень. – Введ. 2020–07–01.

21. ГОСТ 5639-82. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 1983–01–01. М.: Изд-во стандартов, 1982. – 12 с. – (СТАЛИ И СПЛАВЫ).

РОЗДІЛ З

РОЗРОБКА СКЛАДУ НАПОВНЮВАЧА СПД З ЕКЗОТЕРМІЧНИМ ДОДАТКОМ MNO2+AL ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ЙОГО ЗВАРЮВАЛЬНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

3.1 Розробка складу та виготовлення самозахисного порошкового дроту з екзотермічним додатком MnO₂+Al у наповнювачі

Метод волочіння, як метод виготовлення порошкового дроту, що запропоновано Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона, одержав переважне поширення як простий та надійний метод [1].

В даній роботі виготовлялась невелика кількість ПД, тому його виробництво доцільно на однобарабанному волочильному стані (рисунок 3.1). При цьому виробництво ПД носить експериментальний характер і не вимагає високої продуктивності.



Рисунок 3.1 – Однобарабанний волочильний стан.

Першою операцією при виготовленні ПД було змішування шихти. Перед змішуванням всі порошкоподібні компоненти просушувалися при температурі 120 °С протягом 2-х годин. Якість змішування шихти (тривалість 16 го) впливає на хімічну однорідність наплавленого металу.

При виготовленні СПД в якості оболонки використовувалася холоднокатана стальна стрічка з низько вуглецевої сталі 08кп розміром 0,5×20, наступного хімічного складу: 0,08% С, 0,0027% Si, 0,38% Mn.

Надалі важливим стало розробка маршруту волочіння. Маршрут волочіння ПД зі стрічки 08кп, 0,5×20 мм: 5,7 - 5,0 - 4,5 - 4,0.

Після волочіння готовий ПД піддавався термічній обробці – відпалу при температурі 200-220 °C. Надалі від бухти ПД відрізали шматки довжиною 150 мм, зважували їх, розкривали замок для видалення наповнювача, та знову зважували оболонку та наповнювач для визначення коефіцієнту заповнення К₃.

Метою розрахунку складу порошкового дроту (ПД) є визначення складу суміші (шихти), яка при запресуванні в якості наповнювача забезпечить отримання після наплавлення метал заданого хімічного складу.

Для виготовлення порошкового дроту використовується стрічка (оболонка) та суміш порошкових компонентів (мінеральних і металевих порошків), що утворюють наповнювач ПД.

Формою і розміром оболонки задається коефіцієнт заповнення ПД шихтою (К₃), що визначається відношенням мас осердя (G_{oc}) і дроту (G_{др}) [1, 2]:

$$K_{_3} = \frac{G_{_{oc}}}{G_{_{\partial p}}}.$$
(3.1)

Коефіцієнт заповнення залежить від товщини та ширини стрічки, а також від діаметру ПД. Для виготовлення ПД діаметром 4,0 мм використовували стрічку із марки сталі 08кп товщиною $\delta_{crp.} = 0,5$ мм та шириною $b_{crp.} = 20,0$ мм.

Для виготовлення самозахисного порошкового дроту (СПД) в наповнювач потрібно додатково вводити газо- та шлакоутворюючі компоненти (мармур, рутил, плавиковий шпат та інші), які забезпечать надійний захист зварювальної ванни від шкідливого впливу атмосферного повітря. Враховуючи те, що в літературі відсутні відомості щодо складу СПД з ЕД у наповнювачі, автором прийнято рішення розробити склад СПД, що буде забезпечувати базовий наплавлений метал відповідно до типу 120Г11 (близький до широко використовуємого у зварювальному виробництві ПД марки ПП-АН105, що забезпечує наплавлений метал типу Нп-90Г13Н4, та сталі 110Г13) без та з додатковим легуванням хромом (до 2 %) і титаном (до 1 %), ЕД МпО₂+Al, оксидом РЗМ у складі наповнювача (таблиця 3.1).

 Хімічний елемент та його вміст в наплавленому металі, %

 C
 Si
 Mn
 Cr
 Ti
 Y (P3M)

 1,2
 0,5
 11,0
 2,0
 1,0
 0,02

Таблиця 3.1 – Заданий хімічний склад наплавленого металу.

Виходячи із хімічного складу наплавленого металу, відсотка елемента в компоненті наповнювача, значень коефіцієнтів переходу в наплавлений метал та коефіцієнт заповнення порошкового дроту (попередньо приймається на рівні 0,33), розраховуємо за формулою (3.2) кількість кожного компонента наповнювача СПД, що забезпечить отримання заданого наплавленого металу (таблиця 3.1).

$$Q_{en.} = \frac{Q_{H.M.}}{\left(\eta \cdot N_{KOMn} \cdot K_{3}\right)}.$$
(3.2)

де Q_{ел} – кількість елемента в наповнювачі порошкового дроту,

Q_{н.м.} – кількість елемента в наплавленому металі,

η – коефіцієнт переходу в наплавлений метал,

N_{комп} – відсоток елемента в компоненті наповнювача,

К₃ – коефіцієнт заповнення порошкового дроту.

Вхідні дані та результат розрахунку наведено в таблиці 3.2.

Склад газо- і шлакоутворюючої системи використано наступний: 10% CaF₂, 3% CaCO₃, 6% TiO₂, 3% ZrO₂. Так як використана екзотермічна добавка MnO₂+Al, то додатково до 21% MnO₂ необхідно додати Al-порошку в кількості

9%, що відповідає стехіометричному співвідношенню MnO₂/Al=0,424. Залишок 1,2% – залізний порошок.

Хімічний елемент та його вміст в наплавленому металі, %										
С	Si	Mn	MnO ₂ +Al	Cr	Ti	Y				
1,2	0,5	1	1	2,0	1,0	0,02				
Відсоток елемента в компоненті наповнювача (N _{комп}), %										
99	90 88 82,8 99 98 50									
Коефіцієнт переходу в наплавлений метал (η)										
0,45	0,81	0,85	0,85	0,94	0,62	0,077				
Коефіцієнт заповнення порошкового дроту (К ₃): 0,33										
Кількість компонента в наповнювачі порошкового дроту, %										
Графіт	FeSi	FeMn	MnO_2+Al	Cr-nop.	Ti-nop.	Y_2O_3				
6,5	2,0	20,0-38,0	21,0+9.0	6,2	5,0	1,6				

Таблиця 3.2 – Склад наповнювача самозахисного порошкового дроту.

Склад 5-ти самозахисних порошкових дротів, які відрізнялися наявністю або відсутністю в наповнювачі ЕД MnO₂+Al, хрому, тітану та оксиду РЗМ (Y₂O₃), наведено в таблиці 3.3.

Далі була виготовлена дослідна партія СПД згідно п. 3.1 з метою дослідження зварювально-технологічних властивостей, визначення хімічного складу наплавленного металу та шлаку (з метою встановлення факту протікання екзотермічної реакції відновлення мангану алюмінієм з оксиду MnO2), мікроструктури та неметалевих включень.

Для визначення хімічного складу наплавленого металу та шлаку кожного із складу СПД, було виконано наплавлення на пластину зі сталі Ст3 п'ять шарів наплавленого металу кожного складу з додаванням екзотермічного додатка MnO_2 +Al та оксиду P3M (Y₂O₃). Після кожного проходу зразок з наплавленим металом охолоджували до 50-70 °C.

Variational nononinopaula	Склад наповнювача СПД №, %								
компонент наповнювача	1	2	3	4	5				
Плавиковий шпат	10,0	10,0	10,0	10,0	10,0				
Рутиловий концентрат	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0				
Мармур	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0				
Діоксид цирконію	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0				
Графіт	6,5	6,5	6,5	6,5	6,5				
Феромарганець	38,0	38,0	38,0	20,0	20,0				
Ферокремній	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0				
Хром	-	6,2	6,2	6,2	6,2				
Титан	-	5	5	5	5				
Оксид РЗМ – Y ₂ O ₃	-	-	1,6	-	1,6				
Оксид мангану	-	-	-	21	21				
Алюміній	-	-	-	9	9				
Залізний порошок	31,5	20,3	18,7	8,3	6,7				

Таблиця 3.3 – Склад наповнювача 5 самозахисних порошкових дротів.

На рисунку 3.2 наведено фото зразка після наплавлення з метою дослідження хімічного складу, мікроструктури та неметалевих включень.



Рисунок 3.2 – Фото наплавленого зразка.

Хімічний склад наплавленого металу наведено в таблиці 3.4, а хімічний склад шлаку – в таблиці 3.5 для 5 складів дослідних СПД,

Склад СПД /	Вміст легуючого елемента, %								
Тип металу	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ti		
1 – 120Γ11	1,55	1,40	9,95	0,063	0,012	-	0,23		
2 – 120Γ11X2T	1,33	1,52	10,48	0,066	0,012	2,71	0,28		
$3 - 120\Gamma 11X2T + Y_2O_3$	1,41	1,65	11,94	0,067	0,009	2,62	0,32		
4 – 120Г11Х2Т + ЕД	1,16	1,24	9,86	0,054	0,010	2,44	0,41		
5-120Г11Х2Т + Y ₂ O ₃ + ЕД	1,23	1,34	10,41	0,049	0,008	2,53	0,40		

Таблиця 3.4 – Хімічний склад наплавленого металу

Отримані дані (таблиця 3.4) використовувалися для подальшого розрахунку складу порошкового дроту з урахуванням переходу елементів.

Таблиця 3.5 – Хімічний склад шлаку

Склад СПД /	Компонент шлаку, %									
Тип металу	CaO	SiO ₂	MnO	P_2O_5	S	Cr ₂ O ₃	Al_2O_3	FeO	TiO ₂	MgO
1-120Г11	17,26	18,04	17,77	3,81	0,08	0,37	3,27	3,42	14,96	4,09
2-120Г11Х2Т	17,84	8,66	13,06	5,29	0,09	1,53	3,88	9,36	21,40	3,93
3-120Г11Х2ТЧ	16,07	6,86	11,57	5,04	0,08	1,67	4,68	7,96	25,54	3,69
4-120Г11Х2Т+ЕД	16,36	4,19	9,43	3,84	0,05	0,82	33,06	2,64	20,75	3,36
5-120Г11Х2ТЧ+ЕД	14,56	3,74	8,88	3,65	0,05	1,00	32,18	2,38	21,40	3,23

Аналіз даних таблиці 3.4 показав, що вміст у шлаку:

1) СаО зменшується (склад № 3-5) в межах 1-3 % в порівнянні з 1 і 2 складом внаслідок додавання до складу СПД легуючих елементів (Al, P3M), які мають більш високу розкислюючу здатність, ніж Са;

2) SiO₂ та MnO значно зменшується в досить широких межах (9,4-14,3 % та 4,7-8,9 % відповідно) внаслідок додавання до складу СПД легуючих елементів (Cr, Ti, Al, P3M), які мають більш високу розкислюючу здатність, ніж Si та Mn;

3) P_2O_5 при додатковому легуванні (Сr, Ti, Al, P3M) спочатку збільшується (склад N_2 2 та N_2 3) в порівнянні з нелегованим високо мангановим (склад N_2 1), що пояснюється, з однієї сторони, більшим вмістом Р в легуючих компонентах - порошок Cr та Ti (склад N_2 2 та N_2 3), а з іншої сторонни внаслідок збільшення вмісту Al_2O_3 зменшувалось на 1,0-1,5 %;

4) S менше у складі з додаванням ЕД (№ 4 і № 5) через те, що значна кількість мангану поступає в наплавлений метал в результаті протікання екзотермічної добавки, а не з феромангану, який містить в значну кількість сірки;

5) Cr_2O_3 збільшується через легування металу хромом (\mathbb{N} 2 і \mathbb{N} 3) та значно зменшується у складах СПД \mathbb{N} 4 і \mathbb{N} 5 внаслідок значної кількості алюмінію, що вводиться в екзотермічну добавку;

6) Al₂O₃ збільшується внаслідок додавання в наповнювач екзотермічної добавки MnO₂+Al та протікання екзотермічної реакції відновлення мангану алюмінієм, в результаті чого наплавлений метал додатково легується манганом, а в шлак переходить значна кількість Al₂O₃;

7) FeO збільшується в складі № 2 і № 3 в порівняні зі складом № 1 через зменшення кількості SiO₂ та MnO, та зменшується в складі № 4 і № 5 через значну кількість алюмінію, що вводиться в екзотермічну добавку;

8) TiO₂ і MgO практично не змінюється від складу № 1 до № 5.

При наплавленні високоманганового аустеніту гарячі тріщини утворюються починаючи з третього шару та розповсюджуються при наплавленні подальших шарів. В окремих випадках спостерігаються тріщини відколи та руйнування внаслідок окрихчення наплавленого металу.

Мікроструктури наплавленого металу в 4-му шарі кожного складу наведені на рис. А1 (ДОДАТОК А) та на рис. А2 (ДОДАТОК А) при збільшення в ×100 раз та ×500 раз відповідно.

Мікроструктура наплавленого металу складу 1 (120Г11) майже повністю складається з аустеніту, та лише з кількома розсіяними карбідами та включеннями. Мікроструктура наплавленого металу складів 2-5 (120Г11Х2Т
без додавання оксиду РЗМ, з додаванням або оксиду РЗМ, або ЕД та з додаванням і оксиду РЗМ, і ЕД) є аустенітною з дисперсними легованими карбідами. При цьому світлі структури округлої форми – це первинний аустеніт, а плямиста структура складається з евтектичної суміші карбідів (більш темніші) та аустеніту (більш світліші).

Результати отриманих досліджень показують можливість протікання екзотермічної реакції MnO₂+Al в напрямку відновлення мангану при введенні ЕД у наповнювачі, та додаткове легування наплавленого металу манганом із оксиду мангану MnO₂, збільшити показники розплавлення та наплавлення електродного металу за рахунок виделення додаткового тепла внаслідок протікання екзотермічної реакції.

Надалі, на основі даних розділу І щодо обґрунтування складу наплавленого металу (таблиця 3.1), що буде використовуватися при розробці складу СПД для наплавлення деталей, що зазнають ударно-абразивний знос, було задано наступний склад наплавленого металу (таблиця 3.6).

Таблиця 3.6 – Хімічний склад наплавленого металу

Хімічний елемент та його вміст в наплавленому металі, %								
С	Si	Ti	Y (P3M)					
1,1-1,5	0,3-0,6	5,0-8,0	2,0-4,0	0,1-0,5	0,01-0,03			

Виходячи із хімічного складу наплавленого металу, відсотка елемента в компоненті наповнювача, значень коефіцієнтів переходу в наплавлений метал хімічних елементів та коефіцієнт заповнення порошкового дроту (попередньо приймається на рівні 0,33), розраховуємо за формулою (3.2) кількість компонентів наповнювача порошкового дроту (таблиця 3.7), що забезпечить отримання наплавленого металу, зазначеного в таблиці 3.6. Вхідні дані та результат розрахунку наведено в таблиці 3.7.

Так як використана екзотермічна добавка MnO₂+Al, то додатково до 21% MnO₂ необхідно додати Al-порошку в кількості 9%, що відповідає стехіометричному співвідношенню MnO₂/Al=0,424. Залишок – Fe порошок.

Хімічний елемент та його вміст в наплавленому металі, %									
С	Si	M	In	Cr	Ti	Y (P3M)			
1,1-1,5	0,3-0,6	5,0-	-8,0	2,0-4,0	0,1-0,5	0,01-0,03			
Відсоток елемента в компоненті наповнювача (N _{комп}), %									
99	85	85	82,8	99	98	50			
	Кое	фіцієнт пере	еходу в напл	авлений м	етал (η)				
0,45	0,45 0,81 0,85 0,80 0,94 0,6				0,62	0,077			
Кількість компонента в наповнювачі порошкового дроту, %									
Графіт	FeSi	FeMn	MnO ₂	Cr-пор.	Ті-пор.	Y_2O_3			
7,5-10,2	1,3-2,6	21,0-33,5	23,0-37,0	6,5-13,0	0,5-2,5	0,8-2,4			

Таблиця 3.7 – Склад наповнювача порошкового дроту

Склад дослідного СПД з ЕД в наповнювачі наведено в таблиці 3.8.

З метою визначення оптимальних параметрів наплавлення СПД, який має у своєму складі екзотермічну добавку MnO₂+Al, було виготовлено дослідну партію СПД, що має склад відповідно до таблиці 3.8.

Складова частина наповнювача	Компонент	Вміст, %
	Плавиковий шпат	9,0-10,0
	Рутиловий концентрат	6,0-7,0
Тазо- та шлакоутворююча	Мармур	2,0-3,0
	внювача Компонент Плавиковий шпат Рутиловий концентрат Мармур Діоксид цирконію Діоксид цирконію Графіт Феромарганець Ферокремній Титановий порошок Хром металічний Оксид іттрія Алюміній Залізний порошок	2,0-3,0
	Графіт	7,5-10,2
Легуюча, розкисляючи, рафінуюча та модифікуюча	Феромарганець	21,0-33,5
	Ферокремній	1,3-2,6
рафінуюча та модифікуюча	на наповнювача Компонент П Плавиковий шпат // Рутиловий концентрат // Мармур // Діоксид цирконію // Діоксид цирконію // Діоксид цирконію // Феромарганець // Феромарганець // Феромарганець // Ферокремній // Титановий порошок // Хром металічний // Оксид іттрія // Алюміній // Залізний порошок // Залізний порошок // С	0,5-2,5
	Хром металічний	6,5-13,0
	Оксид іттрія	0,8-2,4
Eventophique	Оксид мангану	23,0-37,0
Екзотермична	Алюміній	10,0-11,5
Додаткова	Залізний порошок	3,5-11,4

Таблиця 3.8 – Склад самозахисного порошкового дроту

Змінні параметрів режимів наплавлення (швидкість наплавлення (х₁), напруга джерела живлення (x_2) , виліт дроту (x_3) та швидкість подачі дроту (x_4) оптимізовані експериментального плану Box-Behnken за допомогою **STATISTICA** забезпечення (Statsoft Inc., 2006). План програмного експерименту містив чотири змінні процесу, кожна на трьох рівновіддалених рівнях (-1, 0, 1), згідно з попередніми експериментами. Перелік вхідних змінних та їх кодовані значення наведено в таблиці 3.9.

Кол	Вхідні змінні параметри	Розмір-	Позна-		Рівень	
КОД	наплавлення	ність	чення	Нижній	Середній	Високий
A	Швидкість наплавлення	м/год	V _H	16,0	28,0	41,5
В	Напруга джерела живлення	В	U _{дж}	26,0	29,2	32,5
C	Виліт дроту	MM	L	30	40	50
D	Швидкість подачі дроту	м/год	V _{пд}	90	124	164

Таблиця 3.9 – Вхідні змінні параметрів наплавлення та їх значення

Матриця плану експерименту наведена в таблиці 3.10. Для опису зв'язків між відповіддю (Y) та експериментальними змінними (x₁, x₂, x₃, x₄) моделі регресії для дробового факторного аналізу використовуємо наступне рівняння:

$$Y = \beta_0 + \sum_{i=1}^3 \beta_i \cdot x_i + \sum_{i=1}^3 \beta_{ii} \cdot x_i^2$$
(3.3)

де β_0 – сталий, β_i – лінійний та β_{ii} – квадратичний коефіцієнти для основних чинників відповідно.

Згідно плану матриці (таблиця 3.10) виконували наплавлення одиночного валика на пластину та вирізку із середньої частини зразок для визначення геометричних параметрів наплавлення по схемі, наведеній на рисунку 3.3.



Рисунок 3.3 – Схема наплавлення та вирізки зразка.

№	Кодс	вані зна	чення фа	актора	Фактичні значення					
3/П	А	В	С	D	V _н , м/год	U _{дж} , В	L, мм	V _{пд} , м/год		
1	1	1	1	1	16,0	26,0	30	90		
2	1	2	2	2	16,0	29,2	40	124		
3	1	3	3	3	16,0	32,5	50	164		
4	2	1	2	3	28,0	26,0	40	164		
5	2	2	3	1	28,0	29,2	50	90		
6	2	3	1	2	28,0	32,5	30	124		
7	3	1	3	2	41,5	26,0	50	124		
8	3	2	1	3	41,5	29,2	30	164		
9	3	3	2	1	41,5	32,5	40	90		

Таблиця 3.10 – План-матриця експерименту

3.2 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al у наповнювачі на стабільність горіння дуги

На рисунку В (Додаток В) показано експериментальні та розрахункові (отримані за рівняннями математичної моделі) середнє значення (I_{3B} та $U_{д}$), стандартне відхилення (Std(I) та Std(U)) і коефіцієнт варіації (CV(I) та CV(U)) зварювального струму та напруги на дузі відповідно, отримані при наплавленні розробленим самозахисним порошковим дротом (СПД) із екзотермічним додатком (ЕД) МnO₂-Al у наповнювачі.

Осцилограми зварювального струму (щуп номер 1, синя лінія) та напруги на дузі (щуп номер 2, червона лінія) при наплавлені валика на пластину на режимах згідно план-матриці (таблиця 3.10) з використанням цифрового осцилографа OWON SDS5032E наведені на рисунку Г (Додаток Г).

Аналіз осцилограм для 9 режимів наплавлення показав, що більш оптимальними з точки зору стабільності процесу є режими 5, 6 та 8.

На рисунку 3.4 показані середні значення зварювального струму (а) та середньої напруги на дузі (б), а на рисунку 3.5 наведені значення стандартного відхилення зварювального струму (а) та напруги на дузі (б). На рисунку 3.6 показані значення коефіцієнта варіації струму та напруги на дузі.



Рисунок 3.4 – Вплив режимів наплавлення на значення середнього зварювального струму I_a (a) та середньої напруги на дузі U_a (б).



Рисунок 3.5 – Вплив режимів наплавлення на значення стандартного відхилення зварювального струму Std(I) (a) та напруги на дузі Std(U) (б).



Рисунок 3.6 – Вплив режимів наплавлення на значення коефіцієнта варіації зварювального струму CV(I) (а) та напруги на дузі CV(U) (б).

3.2.1 Дисперсійний аналіз (ANOVA) параметрів стабільності горіння дуги

На рисунку 3.7 показано вплив режимів наплавлення на середній зварювальний струм I_{3B} та середню напруги на дузі U_{d} , а також показники стабільності горіння дуги (стандартне відхилення зварювального струму Std(I), коефіцієнт варіації зварювального струму CV(I), стандартне відхилення напруги на дузі Std(U) та коефіцієнт варіації напруги на дузі CV(U).



Рисунок 3.7 – Вплив режимів наплавлення на: а) Середній зварювальний струм Ізв; b) Стандартне відхилення зварювального струму Std(I); c) Коефіцієнт варіації зварювального струму CV(I); d) Середню напругу на дузі Uд; e) Стандартне відхилення напруги на дузі Std(U); f) Коефіцієнт варіації напруги на дузі CV(U).

Виходячи з наведених кругових діаграм, можна зробити висновок про значний вплив такої змінної як напруги джерела живлення на всі показники стабільності струму та напруги, а також середню напругу на дузі (рисунок 3.7). На середній струму цей показник не впливав (рисунок 3.7, а).

Швидкість подачі дроту чинило головний вплив на середнє значення зварювального струму (рисунок 3.7, а). Її внесок складав 90,4%, тоді як вплив інших показників не перевищував значення похибки. Крім того, швидкість подачі дроту мало суттєвий вплив на такі показники, як значення середньої напруги на дузі рисунок 3.7, d та показник стандартного відхилення напруги на дузі рисунок 3.7, f. Його внесок склав 29,7% та 20,95 відровідно.

Аналізуючи крігові діаграми на вплив вильоту дроту, можна зазначити при наявність його впливу майже на всі розглянуті показники стабільності дуги, за вийнятком показнику І_{зв}. Крім того, вплив на середнє значення напруги на дузі та CV(U) не великий, і при побудові математичних моделей задежностей цією змінної можна знехтувати.

Швидкість зварювання, для досліджених діапазонів, не мало вплив на значення зварювального струму та показників стабільності дуги. що добре узгоджується з загальними принципами дуговим зварювання плавленням.

Таким чином на показники стабільності зварювального струму найбільше бути чинити вплив встановлена напруга на джерелі живлення та вильоту дроту, про що свідчать рисунок 3.7, b та с. Тоді як на показники стабільності напруги на дузі матиме найбільший вплив встановлена напруга на джерелі живлення (U_{set}) . Значний вплив матиме також пока.зник швидкості подачі дроту V_д та в меншій мірі вильот дроту CTWD.

3.2.2 Тагучі аналіз стабільності горіння дуги

Для попередньої оптимізації режимів наплавлення нами були проведені На рисунку 3.8 показано результати експерименту обчислених відношень S/N для показників стабільності дуги з використанням метода Тагучі.



Рисунок 3.8 – Діаграма основних ефектів для співвідношення S/N для: а) Середнього зварювального струму I_{3B} ; b) Стандартного відхилення зварювального струму Std(I); c) Коефіцієнта варіації зварювального струму CV(I); d) Середньої напруги на дузі U_{a} ; e) Стандартного відхилення напруги на дузі Std(U); f) Коефіцієнта варіації напруги на дузі CV(U).

Рисунок 3.8, а показує, що найменші значення середнього зварювального струму буде досягатися при швидкості подачі дроту на низькому рівні. Найбільша стабільність зварювального струму буде досягатися при встановлена напруга на джерелі живлення на середньому рівні U_{set}=29В. Тоді як оптимальне значення вильоту дроту знаходиться на низькому рівні CTWD=30мм. Про що

показують діаграми співвідношень S/N для показників standard deviation Std(I) та coefficient of variation CV(I) зварювального струму рисунок 3.8, b та рисунок 3.7, c.

Аналізуючи діаграми співвідношень S/N для показники стабільності зварювальної дуги (Std(U) та CV(U)), можна зазначити оптимальні режими наплавлення для показнику встановлена напруга на джерелі живлення будуть знаходиться на 2 та 3 (U_{set}=29.2-32.5 В). Тоді як значення швидкості подачі дроту та вильоту дроту будуть забезпечувати найкращу стабільність дуги (мінімальні значення Std(U) та CV(U)) на низькому рівні WFS=1.5mm/min та CTWD=30мм.

3.2.3 Розробка математичної моделі показників стабільності горіння дуги

Рівняння математичної залежності (Y) показників та коефіціент достовірності апроксимації (R²) наведені нижче:

Середній зварювальний струм
$$I_{3B}$$
 (I_{aw}):
 $Y(I_{aw}) = 319.144 - 9.867 \cdot CTWD + 12.349 \cdot CTWD^2 + 79.327 \cdot WFS + 8.488 \cdot CTWD \cdot WFS^2$
 $+ +7.3625 \cdot CTWD^2 \cdot WFS - 16.67 \cdot CTWD^2 \cdot WFS^2$;

 $R^2 = 0.99799.$

Стандартне відхилення зварювального струму Std(I): $Y(Std(I) = 126.064 - 56.279 \cdot U_{set} - 31.677 \cdot U_{set}^2 + 18.867 \cdot CTWD + 5.871 \cdot CTWD^2 + 30.149 \cdot WFS - 30.07 \cdot U_{set} \cdot WFS;$

 $R^2 = 0.99687.$

Коефіцієнт варіації зварювального струму CV(I):

 $Y(CV(l) = 39.068 - 14.85 \cdot U_{set} - 7.873 \cdot U_{set}^2 + 5.5 \cdot CTWD + 2.917 \cdot CTWD^2;$

 $R^2 = 0.98204.$

Середня напруга на дузі U_{a} : $Y(U_{aw}) = 23.314 + 3.914 \cdot U_{set} - 2.683 \cdot WFS - 0.634 \cdot WFS^2 - 0.994 \cdot U_{set} \cdot WFS;$

 $R^2 = 0.98027.$

Стандартне відхилення напруги на дузі Std(U): $Y(Std(U) = 4.293 - 1.443 \cdot U_{set} - 0.919 \cdot U_{set}^2 + 0.846 \cdot WFS + 0.976 \cdot U_{set} \cdot WFS;$ $R^2 = 0.93513.$

Коефіцієнт варіації напруги на дузі CV(U):

$$Y(CV(U) = 20.368 - 11.138 \cdot U_{set} - 5.334 \cdot U_{set}^2 + 7.07 \cdot WFS - 7.572 \cdot U_{set} \cdot WFS;$$

 $R^2 = 0.95516.$

Статистична значимість та ступінь впливу кожного з факторів на залежні змінні представлена картами Парето на рисунок 3.9.



Рисунок 3.9 – Карти Парето для показників дуги: а) Середнього зварювального струму I_{3B} ; b) Стандартного відхилення зварювального струму Std(I); c) Коефіцієнта варіації зварювального струму CV(I); d) Середньої напруги на дузі U_{d} ; e) Стандартного відхилення напруги на дузі Std(U); f) Коефіцієнта варіації напруги на дузі CV(U).

Аналіз карт Парето показав, що два члени рівняння математичної моделі (WFS та U_{set}) мають найбільший вплив на всі показники стабільності горіння

дуги, за виключенням середньго значення зварювального струму. На який найбільший вплив має швидкість подачі дроту.

Для оцінки якості побудованих математичних моделей були отримані графіки Спостерігаємі та прогнозуємі значення впливу кожного фактора на залежні змінні, що наведені на рисунок 3.10.



Рисунок 3.10 – Імовірнісні графіки: а) Середнього зварювального струму I_{3B} ; b) Стандартного відхилення зварювального струму Std(I); c) Коефіцієнта варіації зварювального струму CV(I); d) Середньої напруги на дузі U_{a} ; e) Стандартного відхилення напруги на дузі Std(U); f) Коефіцієнта варіації напруги на дузі CV(U).

Аналіз показує високу точність прогнозованих значень для всіх побудованих математичних моделей.

На рисунку 3.11 наведені поверхні відгуку математичної моделі залежності показників стабільності горіння дуги від зварювального току та напруги на дузі.



Рисунок 3.11 – Поверхні відгуку математичної моделі залежності показника стабільності горіння дуги від: а) Середнього зварювального струму I_{3B} ; b) Стандартного відхилення зварювального струму Std(I); c) Коефіцієнта варіації зварювального струму CV(I); d) Середньої напруги на дузі U_{d} ; e) Стандартного відхилення напруги на дузі Std(U); f) Коефіцієнта варіації напруги на дузі CV(U).

3.3 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al на показники розплавлення та наплавлення

В таблиці Г (Додаток Ґ) показано експериментальні та розрахункові значення продуктивності розплавлення G_p та наплавлення G_{μ} , коефіцієнта розплавлення α_p та наплавлення α_{μ} , коефіцієнт розбризкування ϕ_p та ефективності наплавлення D_e , отримані при наплавленні розробленим СПД.

3.3.1 Дисперсійний аналіз (ANOVA) показників розплавлення та наплавлення

На рисунку 3.12 показано вплив режимів наплавлення продуктивності розплавлення G_p (MOR), коефіцієнта розплавлення α_p (Cm), коефіцієнт розбризкування φ_p (SF), продуктивності наплавлення $G_{\rm H}$ (DR), коефіцієнта наплавлення $\alpha_{\rm H}$, (Cd), ефективності наплавлення (De).



Рисунок 3.12 – Вплив режимів наплавлення на: а) продуктивність розплавлення G_p (MOR); б) коефіцієнт розплавлення α_p (Cm); в) коефіцієнт розбризкування ϕ_p (SF); г) продуктивність наплавлення $G_{\rm H}$ (DR); г) коефіцієнт наплавлення $\alpha_{\rm H}$, (Cd), д) ефективність наплавлення (De).

3.3.2 Тагучі аналіз показників розплавлення та наплавлення

Результати дослідження спільного впливу зміни параметрів режиму наплавлення на продуктивність розплавлення G_p та наплавлення G_{μ} , коефіцієнт розплавлення α_p та наплавлення α_{μ} , коефіцієнт загальних втрат ψ та розбризкування ψ_p показані на рисунку 3.13.



Рисунок 3.13 – Вплив зміни параметрів режиму наплавлення на продуктивність розплавлення G_p (a) та наплавлення G_H (б), коефіцієнт розплавлення α_p (в) та наплавлення α_{μ} (г), коефіцієнт розбризкування ψ_p (г) та ефективність наплавлення D_e (д).

Відповідно до результатів сигналу-шуму для показників плавлення, можна зробити наступні висновки для найбільш значущих змінних для кожного показнику плавлення, виходячи з отриманих результатів аналізу ANOVA. Оптимальні значення швидкості подачі дроту для показників, на які він чинить найбільший внесок, знаходиться на високим третьому рівні і дорівнює $V_{ng} =$ 164 м/год (рисунок 3.13 a, б, в). В той час як для показнику встановлена напруга на джерелі живлення найменші значення коефіцієнту розбризкування будуть досягатися при U_{дж} на низькому рівні 26 В (рисунок 3.13 г), тоді як найбільша ефективність наплавлення та коефіцієнт наплавлення будуть досягнуті при середньому рівні U_{дж} =29,2 В (рисунок 3.13 г, д).

Розглядаючи показник виліт електроду зазначаємо, що найкращі значення таких параметрів: продуктивність наплавлення $G_{\rm H}$, коефіцієнт наплавлення $\alpha_{\rm H}$ та ефективність наплавлення De буде досягатися при значеннях вильоту дроту на низькому рівні L = 30 мм.

Оптимальні значення параметру швидкості зварювання обирались по показнику коефіцієнта розбризкування, на який він мав значний вплив відповідно до рисунок 3.13 г буде знаходитися на високому рівні V_н = 41,5 м/год.

3.3.3 Розробка математичної моделі показників розплавлення та наплавлення

Рівняння математичної залежності (Y) показників та коефіціент достовірності апроксимації (R²) наведені нижче:

Продуктивність розплавлення G_р (MOR):

 $Y(MOR) = 6.693 - 0.366 \cdot CTWD^2 + 1.68 \cdot WFS - 0.335 \cdot WFS^2 - 0.314 \cdot CTWD \cdot WFS^2 - 0.309 \cdot CTWD^2 \cdot WFS;$

 $R^2 = 0.97632.$

Коефіцієнт розплавлення α_p (Cm):

$$\begin{split} Y(Cm) &= 27.06 - 15,954 \cdot U_{set} + 25.238 \cdot CTWD - 331.251 \cdot CTWD^2 + 327.369 \cdot WFS + \\ &+ 656.716 \cdot U_{set} \cdot CTWD + 10.071 \cdot U_{set} \cdot CTWD^2 - 659.269 \cdot U_{set} \cdot WFS; \\ R^2 &= 0.99827. \end{split}$$

Коефіцієнт розбризкування фр (SF):

 $Y(SF) = 18.311 - 10.785 \cdot TS + 1.519 \cdot U_{set}^{2} + 6.794 \cdot CTWD - 1.021 \cdot CTWD^{2} - -11.072 \cdot TS \cdot CTWD + 8.759 \cdot TS \cdot CTWD^{2} - 12.133 \cdot U_{set} \cdot CTWD;$ $R^{2} = 0.99978.$

Продуктивність наплавлення G_н (DR):

$$\begin{split} Y(DR) &= 3.192 - 0.412 \cdot U_{set} + 0.369 \cdot U_{set}^2 - 0.728 \cdot CTWD + 0.298 \cdot CTWD^2 + 0.632 \cdot WFS; \\ R^2 &= 0.93029. \\ \text{Коефіцієнт наплавлення } \alpha_{\text{H}}, \text{(Cd):} \\ Y(Cd) &= 10.082 - 1.038 \cdot U_{set} + 1.177 \cdot U_{set}^2 - 1.959 \cdot CTWD + 0.612 \cdot CTWD^2 + \\ &+ 1.104 \cdot U_{set} \cdot CTWD^2; \\ R^2 &= 0.95731. \end{split}$$

```
Ефективність наплавлення (De):

Y(De) = 0.487 - 0.075 \cdot U_{set} + 0.046 \cdot U_{set}^2 - 0.078 \cdot CTWD + 0.071 \cdot CTWD^2 + +0.049 \cdot U_{set} \cdot CTWD^2;
```

 $R^2 = 0.94671.$

Статистична значимість та ступінь впливу кожного з факторів на залежні змінні представлена картами Парето на рисунку 3.14.



Рисунок 3.14 – Карти Парето: а) продуктивність розплавлення G_p (MOR); б) коефіцієнт розплавлення α_p (Cm); в) коефіцієнт розбризкування ϕ_p (SF); г) продуктивність наплавлення G_H (DR); г) коефіцієнт наплавлення α_H , (Cd), д) ефективність наплавлення (De).

Аналіз карт Парето показав, що значний ефект на більшість показників Melt-offrate (MOR) (рисунок 3.14, а), Deposition rate (DR) (рисунок 3.14, г), Deposition efficiency (De) (рисунок 3.14, д), Melting factor (Cm) (рисунок 3.14, б) та Deposition rate factor (Cd) (рисунок 3.14, г) надають такі члени рівняння математичної моделі, як WFS та CTWD, відповідна колонка яких перетинає вертикальну лінію 95%-го інтервалу довірчої вірогідності. На показник Spattering factor (SF) (рисунок 3.14, в) значний ефект дають члени рівняння математичної моделі TS та CTWD.

Спостерігаємі та прогнозуємі значення впливу кожного фактора на залежні змінні представлено на рисунку 3.15 імовірнісними графіками.



Рисунок 3.15 – Імовірнісні графіки: а) продуктивність розплавлення G_p (MOR); б) коефіцієнт розплавлення α_p (Cm); в) коефіцієнт розбризкування φ_p (SF); г) продуктивність наплавлення $G_{\rm H}$ (DR); г) коефіцієнт наплавлення $\alpha_{\rm H}$, (Cd), д) ефективність наплавлення (De).

Аналіз рисунку 3.15 показав, що найбільше відповідність спостерігаємих та прогнозуємих значень впливу спостерігається для факторів коефіцієнт розплавлення α_p (Cm) (рисунок 3.15, б), коефіцієнт розбризкування ϕ_p (SF) (рисунок 3.15, б) та продуктивність наплавлення G_н (DR) (рисунок 3.15, г).

На рисунку 3.16 (Full Factor) та 3.17 (Factor) наведені поверхні відгуку математичної моделі залежності показника стабільності горіння дуги від параметрів режиму наплавлення.



Рисунок 3.16 – Поверхні відгуку математичної моделі залежності показників: а) продуктивність розплавлення G_p (MOR); б) коефіцієнт наплавлення α_н (Cd); в) ефективність наплавлення (De).

Аналіз даних рисунку 3.16 показав, що найбільше значення показника продуктивність розплавлення G_p (MOR) (рисунок 3.16, а) спостерігається при максимальній WFS, а найбільше значення коефіцієнт наплавлення $\alpha_{\rm H}$ (Cd) (рисунок 3.16, б) та ефективність наплавлення (De) (рисунок 3.16, в) досягається при середніх значеннях СТWD та U_{set}.

Найбільшого значення коефіцієнт розплавлення α_p (Cm) (рисунок 3.17, a1-a3) досягається в широкому діапазоні значення WFS (рисунок 3.17, a2 та a3), максимальному значенні U_{set} (рисунок 3.17, a1 та a2) та середньому значенні CTWD (рисунок 3.17, a2 та a3). Мінімальне значення коефіцієнт розбризкування φ_p (SF) (рисунок 3.17, б1-б3) можливо отримати при найменших значеннях U_{set} та CTWD в широкому діапазоні значень TS. Найбільше значення показника продуктивність наплавлення G_н (DR) (рисунок

3.17, в1-в3) можливо досягти при максимальній WFS, малих значеннях CTWD та середньому значенні U_{set}.



Рисунок 3.17 – Поверхні відгуку математичної моделі залежності показників: a1-a3) коефіцієнт розплавлення α_p (Cm); б1-б3) Spatteringfactor(SF); в1-в3) Depositionrate(DR).

3.4 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al на на геометричні параметри наплавленого валіка

Поперечні перерізи наплавленого валика приведено на рисунок 3.18.



Рисунок 3.18 – Поперечний переріз валиків наплавленого металу.

В таблиці Ґ (Додаток Ґ) показано експериментальні та розрахункові значення геометричних параметрів наплавлення: ширини валіка е (WB), висоти опуклості валіка g (THR), глибини проплавлення h (BDP), площі поперечного перерізу наплавленого металу $F_{\rm H}$ (Ar), площі поперечного перерізу проплавлення металу $F_{\rm np}$ (Ap), ступеня змішування наплавленого металу основним (Dv), які отримані при наплавленні розробленим СПД з ЕД MnO₂+Al в наповнювачі.

3.4.1 Дисперсійний аналіз (ANOVA) геометричних параметрів наплавленого валіка

На рисунку 3.19 показано вплив режимів наплавлення на геометричні параметри наплавленого валіка: ширину валіка е (WB), висота опуклості валіка g (THR); в) глибину проплавлення h (BDP); г) площу поперечного перерізу наплавленого металу $F_{\rm H}$ (Ar); г) площу поперечного перерізу проплавлення металу $F_{\rm np}$ (Ap), д) ступінь змішування наплавленого металу основним (Dv).



Рисунок 3.19 – Вплив режимів наплавлення на: а) ширину валіка е (WB); б) висота опуклості валіка g (THR); в) глибину проплавлення h (BDP); г) площу поперечного перерізу наплавленого металу $F_{\rm H}$ (Ar); г) площу поперечного перерізу проплавлення металу $F_{\rm np}$ (Ap), д) ступінь змішування наплавленого металу основним (Dv).

На ширину валіка WB (рисунок 3.19, а), висоту випуклості THR (рисунок 3.19, б) та площу поперечного перерізу наплавленого металу Ar (рисунок 3.19, г) найбільший вплив чинить швидкість наплавлення (TS), значно менший вплив має напруження на дузі (U_{set}) та виліт електроду (CTWD).

Найбільший вплив на глибину проплавлення BDP (рисунок 3.19, в), площу поперечного перерізу проплавленого металу Ap (рисунок 3.19, г) та ступінь змішування Dv (рисунок 3.19, д) виявляє напруження на дузі (U_{set}), менший вплив мають виліт електроду (CTWD) та швидкість наплавлення (TS).

3.4.2 Тагучі аналіз геометричних параметрів наплавленого валіка

На рисунку 3.20 показано результати експерименту для геометричних параметрів наплавлення з використанням метода Тагучі.



Рисунок 3.20 – Результати експерименту для геометричних параметрів валіка: а) ширина валіка е (WB); б) висота опуклості валіка g (THR); в) глибина проплавлення h (BDP); г) площа поперечного перерізу наплавленого металу $F_{\rm H}$ (Ar); г) площа поперечного перерізу проплавлення металу $F_{\rm np}$ (Ap), д) ступінь змішування наплавленого металу основним (Dv).

Рисунок 3.20 показує, що ширина валіка (WB) (рисунук 3.20, а) залежить від швидкості наплавлення (TS) та встановленої напруги на джерелі живлення (U_{set}), при цьому значний вплив чинить параметр швидкості наплавлення (TS) зі зменшенням якого ширина валіка е збільшується, а встновлена напруга на джерелі живлення має протилежний вплив – спостерігається збільшення ширини валіка е з підвищенням напруги (U_{set}). На висоту випуклості g (THR) (рисунок 3.20, б) впливають два параметри наплавлення – швидкість наплавлення (TS) та виліт електрода (CTWD). Зі збільшенням швидкості наплавлення та вильоту електрода висота випуклості g (THR) зменшується. Найбільший вплив на глибину проплавлення h (BDP) (рисунок 3.20, в) виявляє напруга джерела живлення (U_{set}), збільшення якої призводить до зменшення глибини проплавлення. Зі збільшенням вильота електроду (CTWD) глибина проплавлення h спочатку зростає (рисунок 3.20, в, рівень 2), а потім значно зменшується. Зростання параметру швидкості подачі дроту (WFS) призводить до збільшення глибини проплавлення h (BDP). Площа поперечного перерізу наплавленого металу (Ar) (рисунок 3.20, г) зменшується зі збільшенням параметру швидкості наплавлення. Площа поперечного перерізу проплавленого металу (Ар) (рисунок 3.20, г) зменшується зі збільшенням параметру напруги, яка чинить значний вплив порівняно з іншими параметрами (CTWD, TS та WFS). На ступінь змішування наплавленого металу (Dv) значний вплив надає встановлена напруга на дузі, зі збільшенням якої значення Dv зменшується.

3.4.3 Розробка математичної моделі геометричних параметрів наплавленого валіка

Рівняння математичної залежності (Y) показників та коефіціент достовірності апроксимації (R²) наведені нижче:

Ширина валіка е (WB):

 $Y(WB) = 12.172 - 3.4 \cdot TS + 2.633 \cdot U_{set} - 1.284 \cdot WFS + 0.788 \cdot WFS^{2} - 2.588 \cdot TS \cdot U_{set};$ $R^{2} = 0.98693.$

Висота опуклості валіка g (THR)

 $Y(THR) = 3.326 - 0.893 \cdot TS - 0.261 \cdot TS^2 - 0.645 \cdot CTWD - 0.349 \cdot TS^2 \cdot CTWD;$

 $R^2 = 0.98239.$

Глибина проплавлення h (BDP):

$$\begin{split} Y(BDP) &= 1.771 + 0.661 \cdot U_{set} + 0.508 \cdot CTWD - 0.368 \cdot CTWD^2 + 4.817 \cdot WFS + 3.571 \cdot U_{set} \cdot CTWD^2 + 4.439 \cdot U_{set}^2 \cdot CTWD - 0.389 \cdot CTWD \cdot WFS; \\ R^2 &= 0.999999. \end{split}$$

Площа поперечного перерізу наплавленого металу F_{H} (Ar): $Y(Ar) = 32.654 - 15.376 \cdot TS + 6.851 \cdot U_{set} - 4,988 \cdot TS \cdot U_{set} + 4.641 \cdot TS^2 \cdot U_{set}; R^2 = 0.99506.$

Площа поперечного перерізу проплавлення металу F_{np} (Ap):

$$\begin{split} Y(Ap) &= 11.938 - 3.598 \cdot TS + 1.363 \cdot TS^2 + 7.309 \cdot U_{set} - 1.384 \cdot U_{set}^2 + 3.235 \cdot CTWD - 2.313 \\ &\cdot CTWD^2; R^2 = 0.99281. \end{split}$$

Ступінь змішування наплавленого металу основним (Dv): $Y(Dv) = 25.546 + 8.345 \cdot U_{set} - 2.483 \cdot U_{set}^2 + 4.722 \cdot CTWD - 3.106 \cdot U_{set} \cdot CTWD +$ $+3.581 \cdot U_{set} \cdot CTWD^2;$ $R^2 = 0.91709.$

Статистична значимість та ступінь впливу кожного з факторів на залежні змінні представлена картами Парето на рисунку 3.21.



Рисунок 3.21 – Карти Парето впливу режимів на: а) ширину валіка е (WB); б) висоту опуклості валіка g (THR); в) глибину проплавлення h (BDP); г) площу поперечного перерізу наплавлення F_{μ} (Ar); г) площу поперечного перерізу проплавлення $F_{\pi p}$ (Ap), д) ступінь змішування наплавленого металу (Dv).

Аналіз карт Парето показав, що значний ефект на ширину валіка е (WB) (рисунок 3.21, а), висоту опуклості валіка g (THR) (рисунок 3.21, б), глибину проплавлення h (BDP) (рисунок 3.21, в), площу поперечного перерізу наплавленого металу $F_{\rm H}$ (Ar) (рисунок 3.21, г), площу поперечного перерізу проплавлення металу $F_{\rm np}$ (Ap) (рисунок 3.21, г) та ступінь змішування (Dv) (рисунок 3.21, д) надають такі члени рівняння математичної моделі, як TS, U_{set}та CTWD.

Спостерігаємі та прогнозуємі значення впливу кожного фактора на залежні змінні представлено на рисунок 3.22 імовірнісними графіками.



Рисунок 3.22. Імовірнісні графіки: а) ширина валіка е (WB); б) висота опуклості валіка g (THR); в) глибина проплавлення h (BDP); г) площа поперечного перерізу наплавлення F_{μ} (Ar); г) площа поперечного перерізу проплавлення F_{μ} (Ap), д) ступінь змішування наплавленого металу (Dv).

Аналіз рисунка 3.22 показав, що найбільше відповідність спостерігаємих та прогнозуємих значень впливу спостерігається для факторів ширина валіка е (WB) (рисунка 3.22, а) та площа проплавлення F_{пр} (Ap) (рисунка 3.22, г).

На рисунку 3.23 (Full Factor) та 3.24 (Factor) наведені поверхні відгуку математичної моделі залежності геометричних параметрів наплавленого валіка від параметрів режиму наплавлення.



Рисунок 3.23 – Поверхні відгуку математичної моделі залежності показників геометрії валіка: а) висота опуклості валіка g (THR); б) площа поперечного перерізу наплавлення F_н (Ar); в) ступінь змішування (Dv).

Аналіз даних рисунка 3.23 показав, що найбільше значення показника висота опуклості валіка g (THR) (рисунка 3.23, а) та мінімальне значення ступеня змішування (Dv) (рисунка 3.23, в) спостерігаються при мінімальних значеннях режимів наплавлення TS та CTWD. Найбільше значення площа поперечного перерізу наплавлення $F_{\rm H}$ (Ar) (рисунка 3.23, б) досягається при мінімальній швидкості наплавлення (TS) та максимальній напруги на дузі (U_{set}).

Найбільшого значення ширина валіка е (WB) отримана при мінімальному значенні TS (рисунок 3.24, a1), максимальному значенні U_{set} (рисунок 3.21, a1 та a3) та досягається в широкому діапазоні значення WFS (рисунок 3.24, a2). Мінімальна глибина проплавлення h (BDP) можливо отримати при найменших значеннях U_{set} і в широкому діапазоні значень CTWD та WFS. Мінімальна площа поперечного перерізу проплавлення F_{np} (Ap) досягається при мінімальному рівні U_{set}, CTWD та TS.



Рисунок 3.24 – Поверхні відгуку математичної моделі залежності геометричних параметрів наплавленого валіка: a1-a3) ширина валіка е (WB); б1-б3) глибина проплавлення h (BDP); в1-в3) площа поперечного перерізу проплавлення F_{пр} (Ap).

3.5 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al на параметри термічного циклу

3.5.1 Дисперсійний аналіз (ANOVA) термічного циклу наплавлення

В таблиці В4 (ДОДАТОК В) показано експериментальні та розрахункові (отримані за рівняннями математичної моделі) значення теплового вкладення

HI, часу охолодження в інтервалі температур 800-500 °C Δt_{8/5}, швидкість охолодження CR наплавленого металу в інтервалі температур 800-500 °C та розрахункове значення твердості HB, отримані при наплавленні розробленим СПД із екзотермічним додатком MnO₂-Al у наповнювачі.

На рисунку 3.25 показано вплив параметрів режимів наплавлення на показники тепло вкладення HI, час охолодження в інтервалі температур 800-500 °C $\Delta t_{8/5}$ та швидкість охолодження CR наплавленого металу в інтервалі температур 800-500 °C.



Рисунок 3.25 – Кругові діаграми впливу параметрів режиму наплавлення на характеристик термічного циклу наплавлення.

Виходячи з наведеної кругової діаграми (рисунок 3.25) можна зробити висновок, що на параметри термічного циклу зварювання основний та найбільший внесок має швидкість наплавлення TS. Незначний вплив чинить показник U_{set}. Вплив інших режимів наплавлення на показники термічного циклу наплавлення знаходиться на рівні шуму.

3.5.2 Тагучі аналіз термічного циклу наплавлення

На рисунку 3.26 показано результати експерименту обчислених відношень S/N для параметрів термічного циклу наплавлення з використанням метода Тагучі.



Рисунок 3.26 – Діаграма основних ефектів співвідношення S/N для характеристик термічного циклу наплавлення: (а) теплового вкладення HI; (б) час охолодження в інтервалі температур 800-500 °C $\Delta t_{8/5}$; (в) швидкість охолодження CR.

Аналіз даних рисунка 3.26 (а) показує, що найменше значення тепло вкладення НІ та час охолодження в інтервалі температур 800-500 °С $\Delta t_{8/5}$ досягнуто при низькому рівні швидкості наплавлення TS = 16 м/год. Чим менше значення тепло вкладення НІ та час охолодження в інтервалі температур 800-500 °С $\Delta t_{8/5}$, тим менше рівень перегрівання та, відповідно, вищі технологічні властивості наплавленого металу. При виборі оптимальних параметрів наплавлення важливе значення має забезпечення низького рівня тепло вкладення та високої швидкості охолодження в інтервалі температур 800-500 °С $\Delta t_{8/5}$.

3.5.3 Розробка математичної моделі впливу режимів наплавлення на параметри термічного циклу

Рівняння математичної залежності (Y) показників термічного ціклу наведені нижче. Коефіцієнт достовірності апроксимації R² дорівнює 0.94589.

Теплове вкладення (HI):

 $Y(HI) = 0.78 - 0.687 \cdot TS - 0.151 \cdot TS^{2} + 0.285 \cdot U_{set} - 0.274 \cdot TS \cdot U_{set}.$

час охолодження в інтервалі температур 800-500 °С ($\Delta t_{8/5}$):

$$Y(\Delta t_{8/5}) = 3.628 - 3.196 \cdot TS - 0.701 \cdot TS^2 + 1.324 \cdot U_{set} - 1.274 \cdot TS \cdot U_{set}.$$

Швидкість охолодження CR наплавленого металу в інтервалі температур 800-500 °C (CR):

$$\begin{split} Y(CR) &= 96.288 + 76.818 \cdot TS - 23.807 \cdot U_{set} + 2.935 \cdot TS \cdot U_{set} - \\ &- 15.655 \cdot TS \cdot U_{set}^2 + 3.612 \cdot TS^2 \cdot U_{set} + \\ &+ 18.943 \cdot TS^2 \cdot U_{set}^{-2}. \end{split}$$

Статистична значимість та ступінь впливу кожного з факторів на залежні змінні представлена картами Парето на рисунок 3.27 (а-в) та графіки спостережуваних та прогнозованих значень впливу кожного фактора на залежні змінні для оцінки якості побудованих математичних моделей, що наведені на рисунок 3.27 (г-д), відповідно.



Рисунок 3.27. Карти Парето для характеристик термічного циклу наплавлення: (а) теплове вкладення (HI); (б) час охолодження в інтервалі температур 800-500 °C $\Delta t_{8/5}$; (в) швидкість охолодження CR та графіки спостережуваних та прогнозованих значень впливу фактора на змінні (г-е).

Аналіз карт Парето показав, що два члени рівняння математичної моделі (TS та U_{set}) мають найбільший вплив на всі показники термічного циклу наплавлення. При цьому, основним фактором є швидкість наплавлення. Аналіз рисунок 3.27 (d-f) показує достатньо високу точність прогнозованих значень для всіх побудованих математичних моделей.

На рисунку 3.28 наведені поверхні відгуку математичної моделі залежності показників термічного циклу наплавлення від параметрів режимів.



Рисунок 3.28. Поверхні відгуку математичної моделі залежності показників термічного циклу наплавлення: (а) теплове вкладення (HI); (б) час охолодження в інтервалі температур 800-500 °C $\Delta t_{8/5}$; (в) швидкість охолодження CR.

Аналіз рисунка 3.28 показує залежність показників термічного циклу наплавлення від швидкості наплавлення TS та, в меншій мірі, встановленої напруги на джерелі живлення U_{set} , що впливає на швидкість охолодження наплавленого металу. Якщо тепло вкладення HI та швидкість охолодження в інтервалі температур 800-500 °C $\Delta t_{8/5}$ досягають найменших значень при високому рівні TS = 41,5 м/год та не залежить від рівня U_{set} , то швидкість охолодження TS.

Висновки до розділу 3

1. Визначено склад та легуюча частина самозахисного порошкового дроту 140Г6Х3Т, який містить екзотермічний додаток MnO₂+Al.

2. Розроблена технологія виготовлення (волочіння) порошкового дроту з використанням однобарабанного волочильного стану із стрічки 08кп 0,5×20 мм. Визначено оптимальний маршрут волочіння, що забезпечує цілісність дроту і мінімальну шорсткість поверхні.

3. Досліджено та встановлено оптимальні параметри режиму наплавлення (швидкість подачі дроту (WFS), швидкість наплавлення (TS), напруга на дузі (U) та виліт дроту (CTWD)) з використанням цифрового осцилографа OWON SDS5032E.

4. Визначено хімічний склад наплавленого металу та шлаку з метою корегування розрахунку складу самозахисного порошкового дроту. Показано, що мікроструктура наплавленого металу являє собою аустенітну матрицю з дисперсними карбідами легуючих елементів (Cr, Ti, Mn) з різною величиною розміру зерна в залежності від режимів наплавлення.

5. Встановили, що режими наплавлення суттєво впливають на стабільність процесу наплавлення, якість наплавленого металу, його структуру Аналіз впливу режимів наплавлення на показники термічного циклу зварювання показали, що на їх значення головним чином впливає швидкість наплавлення.

Список використанних джерел до розділу 3

Производство порошковой проволоки / И. К. Походня, В. Н. Шлепаков, В. Ф. Альтер и др. — Киев: Вищ. шк., 1980. — 231 с.

Походня И.К. Сварка порошковой проволокой / И.К. Походня, А.М.
 Суптель, В.Н. Шлепаков. – К. : Наукова думка, 1972. – 223 с.

 Лившиц Л.С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений/ Л.С. Лившиц., А.Н. Хакимов. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.

4. Бєлкін М.Я. Короткий курс лекцій з дисципліни «Металознавство, теорія і технологія металообробки» / М.Я. Бєлкін, Л.В. Плеханова. – Краматорськ: ДДМА, 2006. – 72 с.

 Материаловедение / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. – 648 с.

Технология конструкционных материалов / А.М. Дальский, Т.М. Барсукова, А.Ф. Вязов и др. – М.: Машиностроение, 2005. – 592 с.

7. Металознавство / О.М. Бялік, В.С. Чернетко, В.Н. Писаренко та ін. – Видавництво «Політехніка», 2002. – 384 с.

Кузін О.А. Металознавство та термічна обробка металів / О.А.
 Кузін, Р.А. Яцюк. – Львів: Афіша, 2002. – 304 с.

 Лахтин Ю.М. Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М: Машиностроение, 1990. – 528 с.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ НАПЛАВЛЕННЯ СПД З ЕКЗОТЕРМІЧНИМ ДОДАТКОМ MNO2+AL НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

Хімічний склад наплавленого металу, що розроблен на основі літературного огляду в Розділі 1 та результатів досліджень, що наведені в Розділі 3, показано в таблиці 4.1.

Склал	Хімічний е	елемент та	його вміс	го вміст в наплавленому ме <u>Si</u> <u>Cr</u> <u>Ti</u> 0,23 2,0 0,4	иеталі, %	
	С	Mn	Si	Cr	наплавленому м Cr Ti 2,0 0,4	Y_2O_3
1	0,6	7				
2	1,2	9				
3	0,9	11				
4	1,2	7				
5	0,9	9	0,23	2,0	0,4	0,02
6	0,6	11				
7	0,9	7				
8	0,6	9				
9	1,2	11				

Таблиця 4.1 – Заданий хімічний склад наплавленого металу.

Виходячи із хімічного складу наплавленого металу (таблиця 4.1), відсотка елемента в компоненті наповнювача (таблиця 3.2), значень коефіцієнтів переходу хімічних елементів в наплавлений метал (таблиця 3.2) та коефіцієнт заповнення СПД (попередньо приймається на рівні 0,33), розраховуємо за формулою (3.1) кількість компонентів наповнювача СПД (таблиця 4.2), що забезпечить отримання наплавленого металу, зазначеного в таблиці 4.1.

N⁰	FeMn	Графіт	FeSi	FeCr	Ti	MnO ₂ +Al	РЗМ	CaF ₂	CaCO ₃	TiO ₂	ZrO ₂	Fe-п.
1	14,9	4,0	1,0	6,5	2,0		0,0	11,0	3,0	6,0	2,0	29,6
2	22,2	8,0	1,0	6,5	2,0	20	0,0	11,0	3,0	6,0	2,0	18,3
3	29,8	6,0	1,0	6,5	2,0		0,0	11,0	3,0	6,0	2,0	12,7
4	8,6	8,0	1,0	6,5	0,0		1,5	11,0	3,0	6,0	2,0	22,4
5	15,5	6,0	1,0	6,5	0,0	30	1,5	11,0	3,0	6,0	2,0	17,5
6	22,8	4,0	1,0	6,5	0,0		1,5	11,0	3,0	6,0	2,0	12,2
7	2,3	6,0	1,0	6,5	2,0		1,5	11,0	3,0	6,0	2,0	18,7
8	8,9	4,0	1,0	6,5	2,0	40	1,5	11,0	3,0	6,0	2,0	14,1
9	15,8	8,0	1,0	6,5	2,0		1,5	11,0	3,0	6,0	2,0	3,2

Таблиця 4.2 – Склад самозахисного порошкового дроту з ЕД.

В таблиці 4.3 наведені результати визначення коефіцієнта заповнення та густини наповнювача СПД з ЕД.

Параметр	EI1	EI2	EI3	EI4	EI5	EI6	EI7	EI8	EI9
Довжина дроту, мм	200	200	200	200	200	200	200	200	200
Маса шихти, г	3,7	3,2	3,8	3,4	2,8	3,2	3,0	3,6	3,2
Маса оболонки дроту, г	8,7	8,7	8,5	8,6	8,5	8,6	8,5	8,5	8,5
Маса дроту, г	12,4	11,9	12,3	12,0	11,3	11,8	11,5	12,1	11,7
Коефіцієнт заповнення	0,30	0,27	0,31	0,28	0,25	0,27	0,26	0,30	0,27
Густина дроту, г/см ³	4,93	4,73	4,89	4,77	4,50	4,70	4,58	4,81	4,66
Густина шихти, г/см ³	2,62	2,26	2,69	2,41	1,98	2,26	2,12	2,55	2,26

Таблиця 4.3 – Коефіцієнт заповнення та густина наповнювача СПД

Результати дослідження показників розплавлення та наплавлення СПД з ЕД MnO₂+Al в наповнювачі наведені в таблиці Д (ДОДАТОК Д).

На наступному етапі досліджували вплив параметрів режимів наплавлення (швидкість наплавлення (V_н), напруга джерела живлення (U_{дж}),
виліт дроту (L) та швидкість подачі дроту (V_{ng})) на мікроструктуру наплавленого металу, величину зерна наплавленого металу, морфологію неметалевих включень в наплавленому металу при наплавленні розробленим самозахисним порошковим дротом (СПД) із екзотермічним додатком (ЕД) MnO₂-Al у наповнювачі.

Матриця плану експерименту повно факторного аналізу з використанням методу ортогонального масиву наведена в таблиці 4.4.

Таблиця 4.4 – Матриця плану експерименту повно факторного аналізу з використанням методу ортогонального масиву

No	Кодо	ове значе	ення фак	тора	Фактичне значення фактора			
51-	А	В	С	D	V _н , м/год	U _{дж} , В	L, мм	V _{пд} , м/год
1	1	1	1	1	16,0	26,0	30	90
2	1	2	2	2	16,0	29,2	40	124
3	1	3	3	3	16,0	32,5	50	164
4	2	1	2	3	28,0	26,0	40	164
5	2	2	3	1	28,0	29,2	50	90
6	2	3	1	2	28,0	32,5	30	124
7	3	1	3	2	41,5	26,0	50	124
8	3	2	1	3	41,5	29,2	30	164
9	3	3	2	1	41,5	32,5	40	90

4.1 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al на мікроструктуру наплавленого металу

На рисунку 4.1 наведені мікроструктури наплавленого металу з використанням СПД з ЕД в наповнювачі (склад згідно таблиці 4.1), що отримані при наплавленні на режимах, вказаних в таблиці 4.4.



Рисунок 4.1 – Мікроструктура наплавленого металу: (a) № 1, (б) № 2, (в) № 3, (г) № 4, (г) № 5, (д) № 6, (е) № 7, (є) № 8, (ж) № 9.

Мікроструктура наплавленого металу являє собою аустенітну матрицю (а також, перліт, троостит та мартенсит) з дисперсними карбідами легуючих елементів (Cr, Ti, Mn) з різною величиною розміру зерна в залежності від режимів наплавлення.

На рисунку 4.1 (а) показана мікроструктура з вираженими слідами первинної кристалізації, які являють собою збіднені легувальними елементами аустеніт і дуже дисперсними виділеннями другої фази, перш за все, у вигляді нітридів титану ТіN. Аналогічна структура представлена на рисунку 4.10 (б) та рисунку 4.1 (в). Проте в цих випадках спостерігається більш глибока

трансформація дендритів з відповідним зменшенням розвиненості границь поділу і збільшенням рівноважності з термодинамічної точки зору.

Суттєво змінюється морфологія у структурі зразка № 4 (рисунок 4.1 (г)). Дендритна структура прослідковується, однак вона дуже фрагментована. Матриця представляє собою пересичений легувальними елементами аустеніт з дуже дисперсними виділеннями на границях кристалітів (виродженому на між дендритному просторі), куди відтіснялися залишкові легувальні елементи та домішки.

Мікроструктура рис. 4.1 (г) представляє собою голчастий тростит і аустеніт 3 вищими механічними характеристиками, ніж попередні. Мікроструктура рисунку 4.1 (д) має ще вищий комплекс мікромеханічних характеристик, адже складається з дрібноголчатого мартенситу і м'якого аустеніту. Мікроструктура рисунку 4.1 (е) має складну структуру і включає в себе перліт, аустеніт і карбідні включення з розвиненою поверхнею поділу. Мікроструктура рисунку 4.1 (є) складається з матричного аустеніту і розріджених, грубих голок мартенситу. Єдиною мікроструктурою з продуктами розпаду аустеніту (евтектоїдного) є мікроструктура на рисунку 4.1 (ж). Також на ній спостерігається значна кількість неметалевих включень.

4.1 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al на величину зерна наплавленого металу

На рисунку 4.2 наведені мікроструктури наплавленого на режимах, зазначених в таблиці 4.4, металу та позначенням розміру зерна (GS).



Рисунок 4.2 – Розмір зерна наплавленого металу: (а) № 1, (б) № 2, (в) № 3, (г) № 4, (г) № 5, (д) № 6, (е) № 7, (є) № 8, (ж) № 9.

Рисунок 4.3 ілюструє гістограми розподілу величини зерна наплавленого металу за номінальним їх розміром.

В таблиці 4.5 показано експериментальні та розрахункові (отримані за рівняннями математичної моделі) значення розміру зерен GS, отримані при наплавленні розробленим самозахисним порошковим дротом (СПД) із екзотермічним додатком (ЕД) MnO₂-Al у наповнювачі.



Рисунок 4.3 – Гістограма розподілу кількості зерен по розміру по режиму: (a) \mathbb{N} 1, (б) \mathbb{N} 2, (в) \mathbb{N} 3, (г) \mathbb{N} 4, (г) \mathbb{N} 5, (д) \mathbb{N} 6, (е) \mathbb{N} 7, (є) \mathbb{N} 8, (ж) \mathbb{N} 9.

N⁰	GS (e) [µm]	GS (c) [µm]	Різниця	Відхилення				
1	5,10	4,92	0,18	0,035				
2	35,30	24,24	11,06	0,313				
3	0,90	5,57268	-4,6727	-5,192				
4	27,10	23,01	4,09	0,151				
5	24,40	27,71	-3,31	-0,136				
6	16,80	27,85	-11,05	-0,658				
7	3,50	3,52	-0,02	-0,006				
8	3,50	2,92	0,58	0,166				
9	22,50	19,37	3,13	0,139				

Таблиця 4.5 – Експериментальні (е) та розрахункові (с) розміри зерен

В таблиці 4.6 наведені дані морфології розміру зерен.

No	Vizy viery popey	Розмір зерна [мкм]					
JNO	Кількість зерен	Середній	Мінімальне	Максимальне			
1	1291	5,1	0,9	86,1			
2	30	35,3	7,9	133,8			
3	765	0,9	63,5	5,2			
4	31	27,1	7,1	79,9			
5	30	24,4	8,2	57,4			
6	31	16,8	7,0	31,9			
7	1009	3,5	0,9	31,3			
8	1421	3,5	0,9	26,6			
9	31	22,5	8,1	51,1			

Таблиця 4.6 – Морфологія зерен зразків наплавленого металу

4.2.1. Результатів аналізу ANOVA розміру зерен

На рисунку 4.4 показано вплив параметрів наплавлення на розмір зерна.



Рисунок 4.4 – Кругова діаграма впливу режимів наплавлення на розмір зерна.

Аналіз даних кругової діаграми показав, що на розмір зерна наплавленого металу GS значним чином впливає виліт дроту CTWD (внесок 45,35%). Такий вплив вильоту дроту зумовлений зміною теплового режиму, що визначає кристалізацію розплавленого металу. Зміна вильоту призводить до зменшення

або збільшення потужності дуги, що впливає на швидкість охолодження розплавленого металу а тому і на розмір зерна. Менший вплив чинять такі показники, як швидкість наплавлення TS та швидкість подачі дроту WFS. Їх внесок становить 27,82% та 19,63% відповідно. Вплив такого параметру як встановленої напруги на джерелі живлення, значно малий, тому його не брали до розгляд при побудові матиматичних моделей.

4.2.2. Результатів аналізу Тагучі розміру зерен

На рисунок 4.5 показано результати експерименту обчислених результатів сигналу/шуму (S/N) розміру зерна з використанням метода Тагучі.



Рисунок 4.5 – Діаграма основних ефектів для співвідношення сигналу/шуму для характеристики розміру зерна GS.

Аналізуючи діаграму співвідношення сигналу/шуму для показника розміру зерна, можна зазначити, що оптимальним з точки зору отримання мінімального розміру зерна наплавленого металу необхідно виконувати при максимальному вильоті дроту L (CTWD) = 50 мм, при низькому або високому рівні швидкості наплавлення $V_{\rm H}$ (TS = 16 м/год або TS = 41,5 м/год) значенні та швидкості подачі дроту $V_{\rm ng}$ на високому рівні (WFS = 164 м/год).

4.2.3. Розробка математичної моделі впливу параметрів наплавленні на розмір зерна

Рівняння математичної залежності Y(GS) розміру зерна та коефіціент достовірності апроксимації (R²) наведені нижче:

$$Y(GS) = 15.273 + 4.44 \cdot TS^{2} + 19.889 \cdot CTWD^{2} - 13.528 \cdot WFS - 5.19 \cdot WFS^{2} - 18.968 \cdot TS \cdot CTWD^{2} + 2.028 \cdot TS \cdot WFS^{2} - 13.053 \cdot CTWD \cdot WFS^{2};$$

$$R^{2} = 0.99952.$$
(4.2)

Статистична значимість та ступінь впливу кожного з факторів на залежні змінні представлено картою Парето на рисунку 4.6, а. Для оцінки якості побудованої математичної моделі булу отримано графік спостережуваних та прогнозованих значень впливу кожного фактора на залежні змінні, що наведені на рисунку 4.6, б.



Рисунок 4.6 – Карта Парето (а) та спостережувані та прогнозовані значення залежної змінної (б) для розміру зерна.

Аналіз карти Парето рисунок 4.6, а показав, що по впливу на розмір зерна GS значущими параметрами режиму наплавлення є виліт дроту L (CTWD) та швидкість подачі дроту V_{ng} (WFS). Аналіз рисунку 4.6, б показав, що високу точність прогнозованих значень побудованої математичної моделі.

На рисунку 4.7 наведені поверхні відгуку математичних моделей залежності розміру зерна від режимів наплавлення.



Рисунок 4.7 – Поверхні відгуку математичної моделі залежності розміру зерна від режимів наплавлення.

Вплив режимів наплавлення на розмір зерна показав відмінний результат в залежності від комбінації параметрів. Збільшення обох параметрів режиму, як швидкості наплавлення в комбінації з вилітом дроту рисунок 4.7 (a1), так і швидкості наплавлення і швидкості подачі дроту рисунок 4.7 (а3), призводить до зменшення величини зерна наплавленого металу. Це пояснюється тим, що у формулі розрахунку тепловкладення швидкість наплавлення знаходиться в знаменнику дробу. Тобто, збільшення вильоту дроту і швидкості наплавлення призводить до зменшення внесення теплової енергії в розплавлений метал, що спонукає збільшення швидкості кристалізації розплаву та зменшення розміру зерна. Подібний характер впливу на розмір зерна має комбінація режиму виліт дроту / швидкість подачі дроту (рисунок 4.7, а2): величина зерна буде зменшуватися зі збільшенням виліту та зменшенням швидкості подачі дроту (прямо пропорційно зварювальному струму), що знаходиться в чисельнику дробу формули розрахунку тепловкладення. Фізична сутність впливу вильоту дроту L (CTWD) – швидкості подачі дроту V_{пл} (WFS) також полягає в зменшенні теплової енергії розплавленого металу.

4.3 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al на морфологію неметалевих включень



Макроструктури НМВ в наплавленому металі показані на рисунку 4.8.

Рисунок 4.8 – Неметалеві включення в наплавленому металі: (а) № 1, (б) № 2, (в) № 3, (г) № 4, (г) № 5, (д) № 6, (е) № 7, (є) № 8, (ж) № 9.

В таблиці 4.7 показані параметри розміру НМВ в наплавленому металі.

N⁰	Кількість	Середня	Середній	До	вжина, мв	۲M
3/П	HMB	площа, мкм ²	периметр, мкм	Середня	Min	Max
1	2816	8,9	11,6	4,3	81,2	115,9
2	1971	12,2	13,4	4,5	0,9	110,8
3	1483	25,8	77,9	17,9	1,1	555,0
4	617	17,6	19,9	6,8	1,2	67,2
5	214	9,3	12,3	4,5	1,1	21,1
6	229	19,0	18,5	6,2	1,2	118,7
7	589	9,5	12,9	4,9	1,2	109,4
8	128	14,9	14,1	5,3	1,2	39,4
9	429	15,9	14,1	5,0	1,2	59,0

Таблиця 4.7 – Морфологія неметалевих включень в наплавленому металі

4.3.1. Результатів аналізу ANOVA неметалевих включень

Дані про розмір неметалевих включень в наплавленому металі для кожного досліду наведено в таблиці Г (Додаток Г).

На рисунку 4.9 показано вплив режимів наплавлення на параметри НВМ.



Рисунок 4.9 – Кругові діаграми впливу режимів наплавлення на НМВ.

Аналіз кругових діаграм (рисунок 4.9) дає змогу зробити висновок, що домінуючим параметром впливу на значення кількості неметалевих включень N_{NMI} в наплавленому металі є швидкість наплавлення TS (внесок 75,8%). Значно менший вплив на кількість N_{NMI} надає встановлена напруга на дузі (внесок 16,4%). Інші параметри режима не впливають на параметр N_{NMI}.

Також основний вплив швидкість наплавлення TS (внесок 81,2%) надає на найбільшу довжину неметалевих включень LL_{NMI}. Вага інших параметрів (WFS, U_{set}, CTWD) значно мала, то їх впливом можливо знехтувати.

Середня плоша S_{NMI} та середня довжина L_{NMI} неметалевих включень залежать від значення швидкості подачі дроту (внески 43,2% для кожного параметра), а також встановленої напруги на дузі (внески 52,4% та 32,6% відповідно). Незначний вплив на середню довжину L_{NMI} надав виліт дроту CTWD (внесок 13,8%), а швидкістю наплавлення TS не чинить дії. Вплив CTWD та TS на середню площу S_{NMI} відсутній.

4.3.2. Результатів аналізу Тагучі неметалевих включень

Для попередньої оптимізації режимів наплавлення виконано дослідження, результати якого наведено на рисунку 4.10, показано обчислення відношень сигналу/шуму (S/N) для показників НМВ з використанням метода Тагучі.



Рисунок 4.10 – Діаграма основних ефектів співвідношення S/N для характеристик параметрів неметалевих включень: (а) кількість N_{NMI}; (b) середня площа S_{NMI}; (c) максимальна довжина LL_{NMI}; (d) середня довжина L_{NMI}.

Данні рисунку 4.10 свідчать про те, що найменшу кількість, максимальну та середню довжину неметалевих включень можливо отримати при швидкості наплавлення TS на середньому та високому рівнях (TS = 28 м/год та TS = 41,5 м/год), а також при встановленій напрузі на дузі на другому рівні (U_{set} =29,2 В) Найменша площа неметалевих включень забезпечується при наплавленні на мінімальних рівнях встановленої напруги на дузі (U_{set} = 26,0 В) та швидкості подачі дроту (WFS = 90 м/год). Це можливо пояснити тим, що при низькому значенні струму HMB не досягають критичного розміру для вспливання в шлак.

Аналіз діаграм основних ефектів співвідношення S/N (див. рисунок 4.10) показав, що з точки зору отримання мінімальних значень кількості N_{NMI}, площі S_{NMI} та довжини (LL_{NMI} і L_{NMI}) HMB оптимальними режимами наплавлення будуть наступні: швидкість наплавлення V_H = 28,0 м/год, встановлена напруга на джерелі живлення U_{set} = 29,2 B, виліт дроту L = 30 мм та V_{пд} = 90 м/год. Такий режим наплавлення сприяє достатньому часу перебування розплавленого металу в рідкому стані для спливання HMB в шлак, що забезпечує зменшення кількості включень в наплавленому металі.

4.3.3. Розробка математичної моделі впливу режимів наплавленні на параметри НМВ

Рівняння математичної залежності (Y) показників наведені нижче.

Кількість N_{NMI}:

 $Y(N_{NMI}) = 923.45 - 1704.99 \cdot TS - 931.9 \cdot TS^{2} - 615.48 \cdot U_{set} - 260.99 \cdot U_{set}^{2} + 587.49 \cdot TS \cdot U_{set} + 196.15 \cdot TS^{2} \cdot U_{set}$

Середня площа S_{NMI}:

 $Y(S_{NMI}) = 16.18 + 7.97 \cdot U_{set} + 11.15 \cdot WFS - 3.27 \cdot WFS^{2} + 3.44 \cdot U_{set}^{2} \cdot WFS$

Максимальна довжина LL_{NMI}:

 $Y(LL_{_{NMI}}) = 197.02 - 185.41 \cdot TS^{2} + 387.02 \cdot U_{_{set}} + 287.99 \cdot WFS - 228.18 \cdot WFS^{2} - 436.354 \cdot TS \cdot U_{_{set}} + 671.48 \cdot TS \cdot WFS$

Середня довжина L_{NMI}:

$$Y(L_{NMI}) = 9.19 + 7.62 \cdot U_{set} + 0.02 \cdot U_{set} - 5.71 \cdot WFS^{2} - 5.21 \cdot U_{set} \cdot WFS^{2} + 5.26 \cdot U_{set} \cdot WFS$$

Статистична значимість та ступінь впливу кожного з факторів на залежні змінні представлена картами Парето на рис. Ґ (Додаток Ґ).

Розгляд отриманих карт Парето дає можливість заключити те, що основними значимими режимами наплавлення є швидкість наплавлення TS, встановлена напруга на дузі U_{set} та швидкість подачі дроту WFS. Аналіз графіків спостережуваних та прогнозованих значень залежної змінної (Додаток Ґ) показав високу точність для всіх побудованих математичних моделей.

На рисунку 4.11 показано поверхні відгуку математичної моделі залежності параметрів морфології неметалевих включень від режимів наплавлення.



Рисунок 4.11. Поверхні відгуку математичної моделі залежності показників морфології неметалевих включень: (а) кількість N_{NMI}; (b) середня площа S_{NMI}; (c) максимальна довжина LL_{NMI}; (d1-d3) середня довжина L_{NMI}.

Залежність показників морфології неметалевих включень від режимів наплавлення (рисунок 4.11) показує, що найменшої кількості та розмірів неметалевих включень можливо досягти при виконанні наплавлення на режимах: TS = 16,0-28,0 м/год, U_{set} = 29,2 B, CTWD = 30 мм, WFS = 90-124 м/год.

Як показано на 4.9 (а) та рис. 4.10 (а) на загальну кількість НМВ впливає швидкість наплавлення, що можна пояснити впливом швидкості наплавлення на час існування зварювальної ванни. Чим більше швидкість наплавлення, тим менше підведеного тепла, а значить і час існування зварювальної ванни, що є причиною збільшення кількості неметалевих включень в першу чергу великих розмірів. Розміри останньої також визначаються об'ємом розплавленого електродного металу, що визначається швидкістю подачі дроту. Ці параметри наплаплення збільшують теплову потужність дуги, що збільшує час перебування металу в рідкому стані і спливанню більшої кількості неметалевих включень в ключень на межу розподілу «шлак – метал».

4.4 Дослідження впливу режимів наплавлення СПД з екзотермічним додатком MnO₂+Al на твердість наплавленого металу

В таблиці 4.8 показано експериментальні та розрахункові (отримані за рівняннями математичної моделі) значення твердості HRA, отримані при наплавленні на режимах, вказаних в таблиці 4.4, розробленим СПД із екзотермічним додатком (ЕД) MnO₂-Al у наповнювачі.

No	Hardness (HRA)								
J 12	HRA (e)	HRA (c)	Diff.	Dev.					
1	62,00	60,04	1,96	0,032					
2	61,00	63,25	-2,25	-0,037					
3	58,00	57,72	0,28	0,005					
4	69,00	67,55	1,45	0,021					
5	69,00	69,56	-0,56	-0,008					
6	72,00	72,89	-0,89	-0,012					
7	79,00	75,86	3,14	0,040					
8	69,00	70,73	-1,73	-0,025					
9	71,00	72,40	-1,40	-0,020					

Таблиця 4.8 – Експериментальні (е) та розрахункові (с) значення твердості HRA наплавленого металу

4.4.1. Результатів аналізу ANOVA твердості наплавленого металу На рисунку 4.12 показано вплив режимів наплавлення на твердість HRA.



Рисунок 4.12 – Кругова діаграма впливу режимів наплавлення на твердість HRA наплавленого металу.

Аналіз даних кругової діаграми показав найбільший та основний вплив швидкості наплавлення на значення твердості HRA (внесок склав 81,19%), тоді як вплив інших параметрів режиму – не суттєвий, тому їх впливом можна знехтувати.

4.4.2. Результатів аналізу Тагучі твердості наплавленого металу

На рисунку 4.13 показано результати експерименту обчислених відношень S/N для твердості з використанням метода Тагучі.



Рисунок 4.13 – Діаграма основних ефектів для співвідношення S/N для характеристики твердості HRA.

Аналізуючи діаграму співвідношення S/N для твердості HRA, можна зазначити, що оптимальним з точки зору отримання найбільшої твердості HRA наплавлення необхідно виконувати при швидкості наплавлення на низькому рівні (TS = 16,0 м/год) та швидкості подачі дроту на високому рівні (WFS = 164 м/год). Такі режими наплавлення сприяють збільшенню тепловкладення, що спонукає до зниження швидкості охолодження і формуванню відповідної структури при досліджуваному складі металу.

4.4.3. Розробка математичної моделі впливу параметрів наплавленні на твердість наплавленого металу

Рівняння математичної залежності (Y) та коефіціент достовірності апроксимації (R²) наведені нижче:

 $Y(HRA) = 67.875 + 12.667 \cdot TS + 3.706 \cdot TS^{2} - 2 \cdot WFS + 4.331 \cdot WFS^{2} + 4.035 \cdot TS \cdot WFS^{2};$ $R^{2} = 0.98386.$ Статистична значимість та ступінь впливу кожного з факторів на твердість представлено картою Парето на рисунку 4.14, а. Для оцінки якості побудованої математичної моделі був побудований графік отриманих та прогнозованих значень впливу кожного фактора на твердість HRA, що наведено на рисунку 4.14, б.



Рисунок 4.14 – Карта Парето (а) та спостережувані та прогнозовані значення залежної змінної (b) для Hardness HRA.

Аналіз карти Парето рисунку 4.14, а показав, що з точки зору впливу режимів наплавлення на значення твердості найбільш значимим є швидкість наплавлення TS та швидкість подачі дроту WFS. Аналіз рисунку 4.14, б показує високу точність прогнозованих значень для математичної моделі.

На рисунку 4.15 наведена поверхня відгуку математичної моделі залежності твердості наплавленого металу від режимів наплавлення.



Рисунок 4.15. Поверхня відгуку математичної моделі залежності твердості від режимів наплавлення.

4.5 Вплив екзотермічного додатка в наповнювачі самозахисного порошкового дроту на засвоєння легуючих елементів

В таблиці 4.1 наведено розрахунковий склад наплавленого металу згідно матриці дослідження.

В таблиці 4.10 наведений хіміко-спектральний аналіз наплавленого металу.

Силол	Хімічний елемент та його вміст в наплавленому металі, %								
Склад	С	Mn	Si	Cr	Ti				
1	1,06-1,18	4,71-4,75	0,86	2,62-2,92	0,34-0,43				
2	1,75-1,80	6,7	0,85	2,40	0,45				
3	1,50	9,41-9,57	0,81	2,99-3,02	0,33				
4	1,51-1,56	3,96	0,78	2,34	0,16				
5	1,33-1,46	5,18-6,16	0,74	2,34-3,25	0,12-0,18				
6	1,16-1,23	7,65-8,38	0,72	2,93	0,12				
7	1,12-1,23	3,08-3,23	0,75	2,55-2,82	0,46-0,50				
8	1,07	5,79-5,91	0,77	3,4	0,35				
9	1,12-1,17	3,86	0,25	2,24-2,31	0,05				

Таблиця 4.10 – Хіміко-спектральний аналіз наплавленого металу

Порівнюючи розрахунковий (таблиця 4.1) та фактичний (таблиця 4.10) хімічний склад наплавленого металу з хімічним складом, можна зробити наступні виводи:

 Аналіз вмісту мангану показав, що в усіх складах наплавленого металу, за вийнятком складу № 9, протікання екзотермічної реакції MnO₂+Al (2.1) пройшло успішно, що підтверджується вмістом мангану. 2) Зі збільшенням вмісту екзотермічної добавки від 20% (склади № 1-3) і до 40% (склади № 7-9) відсоток переходу мангану з ЕД зменшується, що обумовлено бурхливим (в деяких випадках, піротехнічним) характером протіканням екзотермічної реакції (2.1) з утворенням оксиду Al_2O_3 та відновленням мангану. При 20% ЕД при бажаному вмісті Mn=7% в наплавленому металі фактично отримано 4,7%, при Mn=9% - отримано 6,7%, а при бажаному вмісті Mn=7% в наплавленому вмісті Mn=7% в наплавленому вмісті Mn=7% в наплавленому металі фактично з,4-9,6%, в той час як при 40% ЕД при бажаному вмісті Mn=7% в наплавленому металі фактично з,8-5,9%, а при бажаному Mn=11% - отримано 3,86% - що свідчить про відсутність протікання екзотермічної добавки.

3) Зі збільшенням вмісту ЕД (від 20% в складах 1-3 до 40% в складах 7-9) в наповнювачі СПД вміст вуглецю в наплавленому металі зменшується.

Висновки до розділу 4

1. Скореговано склад наповнювача самозахисного порошкового дроту 140Г6Х3Т, який містить екзотермічний додаток MnO₂+Al.

2. Згідно плану матриці проведено дослідження впливу вмісту екзотерміного додатка MnO₂+Al, співвідношення компонентів екзотермічного додатка MnO₂/Al, вмісту графіту в наповнювачі СПД, а також вмісту мангану, вуглецю та модифікаторів (Ti, P3M) на показники розплавлення та наплавлення СПД,

3. Досліджено вплив параметрів режимів наплавлення (швидкість наплавлення ($V_{\rm H}$), напруга джерела живлення ($U_{\rm дж}$), виліт дроту (L) та швидкість подачі дроту ($V_{\rm ng}$)) на мікроструктуру наплавленого металу, величину зерна наплавленого металу, морфологію неметалевих включень в наплавленому металу.

4. Встановили, що режими наплавлення суттєво впливають на мікроструктуру, величину зерна, морфологію неметалевих включень та твердість наплавленого металу.

5. Проаналізовано вплив екзотермічного додатка на перехід легуючих елементив з наповнювача до наплавленого металу. Зі збільшенням вмісту ЕД в межах 20-40 % в наповнювачі СПД вміст вуглецю в наплавленому металі зменшується.

Список використанних джерел до розділу 4

 Производство порошковой проволоки / И. К. Походня, В. Н. Шлепаков, В. Ф. Альтер и др. — Киев: Вищ. шк., 1980. — 231 с.

Походня И.К. Сварка порошковой проволокой / И.К. Походня, А.М.
 Суптель, В.Н. Шлепаков. – К. : Наукова думка, 1972. – 223 с.

 Лившиц Л.С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений/ Л.С. Лившиц., А.Н. Хакимов. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.

4. Бєлкін М.Я. Короткий курс лекцій з дисципліни «Металознавство, теорія і технологія металообробки» / М.Я. Бєлкін, Л.В. Плеханова. – Краматорськ: ДДМА, 2006. – 72 с.

 Материаловедение / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. – 648 с.

Технология конструкционных материалов / А.М. Дальский, Т.М. Барсукова, А.Ф. Вязов и др. – М.: Машиностроение, 2005. – 592 с.

7. Металознавство / О.М. Бялік, В.С. Чернетко, В.Н. Писаренко та ін. – Видавництво «Політехніка», 2002. – 384 с.

Кузін О.А. Металознавство та термічна обробка металів / О.А.
 Кузін, Р.А. Яцюк. – Львів: Афіша, 2002. – 304 с.

 Лахтин Ю.М. Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М: Машиностроение, 1990. – 528 с.

РОЗДІЛ 5

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ, МЕХАНІЧНИХ ТА ТРИБОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПД 140Г6Х3Т ТА ЙОГО ПРОМИСЛОВЕ ВПРОВАДЖЕННЯ

Згідно результатів дослідів, отриманих в розділі 4, дає змогу прийняти рішення щодо використання сплаву 140Г6Х3Т з метою підвищення зносостійкості високоманганової сталі в умовах ударно-абразивного зносу.

Треба зазначити, що експериментальний склад наплавленого металу 140Г6Х3Т має більший вміст вуглецю (С) та менший вміст мангану (Мп), проте додатково був легований хромом (Сr) і тітаном (Ті), та не мав у своєму складі нікелю (Ni) в порівнянні з прототипом Нп-90Г13Н4. Такі відмінності композиції приймали з усвідомленням результатів літературного огляду проведеного у РОЗДІЛУ 1.

5.1. Порівняльні дослідження мікроструктури, розподілу хімічних елементів та фазового складу наплавленого металу

Хімічний склад наплавленого металу (експериментального 140Г6Х3Т та прототипу Нп-90Г13Н4) у 3-му шарі, сталі 110Г13Л, представлені в таблиці 5.1.

Тип		Вміст хімічних елементів у металі (мас.%)								
матеріалу	С	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Ν	S	Р	Fe
110Г13Л	1,07	12,4	0,67	-	-	_	-	0,042	0,094	Осн.
140Г6Х3Т	1,43	6,16	0,74	3,25	-	0,15	0,046	0,023	0,058	Осн.
Нп-90Г13Н4	0,76	13,7	0,28	-	3,92	-	0,042	0,028	0,063	Осн.

Таблиця 5.1 – Хімічний склад наплавленого металу та сталі 110Г13Л

Для визначення впливу введення екзотермічного додатка MnO₂+Al на мікроструктуру та фазовий склад наплавленого металу проводили рентгеноструктурний XRD-аналіз та аналіз мікроструктури на оптичному та електроному мікроскопах. Результати XRD-аналізу наплавленого металу, отриманого шляхом використання експериментального СПД 140Г6Х3Т з екзотермічним додатком MnO₂+Al в наповнювачі, показано на рисунок 5.1.



Рисунок 5.1 – Діфрактограма наплавленого металу 140Г6Х3Т у 3-му шарі

Відповідно до рисунку 5.1 фази наплавленого металу в основному складаються з γ -Fe та карбідів хрому (Mn, Cr, Fe)₇C₃. Також, ми спостерігаємо фази нітриду титану та оксиду іттрія.

На рисунку 5.2 та рисунку 5.3 зображені мікроструктури (а, в) та фази (б, г) наплавленого металу (EDX спектри окремих фаз) з використанням прототипу Нп-90Г13Н4 та експериментального складу 140Г6Х3Т відовідно, які досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопу (SEM).



Рис. 5.2. Мікроструктура (а, в) ×1000 та фази (б, г) металу Нп-90Г13Н4.



Рис. 5.3. Мікроструктура (а, в) ×1000 та фази (б, г) металу 140Г6Х3Т.

169

В таблиці 5.2 та таблиці 5.3 показано результати локального хімічного складу різних характерних фаз наплавленого металу з використанням штатного Нп-90Г13Н4 та досліджуваного 140Г6Х3Т СПД.

Ліпанка	0/0	- 	Фаза				
дыятка	70	С	Mn	Fe	Si	± uju	
Спектр Л	Ваговий	2,57	13,78	82,31	0,87	у- Fe аустеніт	
cherry i	Атомний	10,80	12,67	74,50	1,56		
Спектр 5	Ваговий	6,77	22,16	69,70	1,29	(Fe Mn)C	
Chemp 5	Атомний	24,90	17,83	55,17	2,04	(10, 111)0	

Таблиця 5.2 – Хімічний склад характерних фаз металу Нп-90Г13Н4

Мікроструктура (таблиця 5.2) наплавленого металу Нп-90Г13Н4 складається з аустенітної матриці та карбідів (Fe, Mn)C, які складають тривимірну мережу, що оточує матрицю.

Піпанка	0/2		J	Легуючі елементи, %					Фаза
дыянка	70	С	Mn	Fe	Cr	Ti	N	Si	Φασα
Спектр	Ваговий	2,57	5,41	88,08	2,93	-	-	0,79	γ-Fe
2	Атомний	10,82	4,98	79,80	2,85	-	-	1,43	(аустеніт)
Спектр	Ваговий	7,79	8,07	80,35	6,17	-	-	-	(Fe,Mn,Cr)C
3	Атомний	18,84	6,95	68,02	5,61	-	-	-	+ феріт
Спектр	Ваговий	-	14,62	-	-	79,22	6,16	-	TiN
4	Атомний	-	11,28	-	-	70,09	18,6	-	

Таблиця 5.3 – Хімічний склад характерних фаз металу 140Г6Х3Т

Мікроструктура (таблиця 5.3) наплавленого металу 140Г6Х3Т складається з аустенітної матриці та евтектики (Cr₇C₃ + α-Fe), які складають матрицю. Структура сплавів показана як евтектична, що містить карбіди хрому

та карбонітріди титану. Наявність карбонітридів титану підтверджують діаграмами розподілу легуючих елементів та мікроструктури (рис. 5.4), що досліджена з використанням електронного мікроскопу.

На рисунку 5.4 показана діаграма розподілу елементів у металі 140Г6Х3Т.



Рисунок 5.4 – Діаграма розподілу елементів в розробленому СПД 140Г6Х3Т: а) SEM зображення; б) статистична діаграма вмісту легуючих елементів; в) вуглецю (С); г) мангану (Мп); д) хрому (Сг); е) титану (Ті); є) алюмінію (Al); ж) кремнію (Si).

Щодо розподілу (рисунок 5.4) легуючих елементів можна зазначити, що хром концентрується у евтектиці, що утворює сітку в сталі. Манган здебільшого концентрується в аутенітній матриці. Значну сегрегацію демонструє титан, що концентрується в окремих ділянках у вигляді нітридів титану. Крім того в цій області концентрується також азот.

На рисунку 5.5 показана діаграма розподілу елементів у металі Нп-90Г13Н4.



Рисунок 5.5 – Діаграма розподілу елементів у наплавленому металі Нп-90Г13Н4: а) SEM зображення; б) статистична діаграма вмісту кожного елемента; в) вуглецю (С); г) мангану (Мп); д) хрому (Сг); е) титану (Ті); є) кремнію (Si); ж) кремнію (Si).

На рисунку 5.4 та рисунку 5.5 приведена карта розподілу легуючих елементів в наплавленому металі прототипу Нп-90Г13Н4, а також досліджуваного 140Г6Х3Т. Щодо розподілу легуючих елементів можна зазначити, що вуглець концентрується в області скупчення титану, а саме його карбідів. Крім того в цій області концентрується також азот. Схожий з залізом характер розподілу між матрицею і зміцнюючими фазами має манган. Аналіз розподілу хрому показує, що його найбільша концентрація спостерігається в карбідах. Хром практично відсутній на ділянках утворення карбідів титану.

Мікроструктури поверхонь наплавлених металів з використанням прототипу Нп-90Г13Н4 та експериментального 140Г6Х3Т досліджували за допомогою оптичного мікроскопу та скануючого електронного мікроскопу (SEM), рисунок 5.6.



Рисунок 5.6 – Мікроструктура наплавленого металу 3-го шару 140Г6Х3Т (а та б) та наплавленого металу 3-го шару Нп-90Г13Н4 (в та г).

174

5.2. Порівняльні дослідження механічних властивостей наплавленого металу розробленого СПД та прототипу

При розробці нових та модифіації існючих зносостійких матеріалів важним патанням є оцінка їх механічних властивостей. Абразивний знос є результатом складної реакції трибосистеми, що залежить не лише від матеріалів (тердості, міцності, пластиіності та інших), які контактують, але й від робочих умов [1]. Відповідно до модель зносу Арчарда, обсяг зносу обернено пропорційний твердості матеріалу [2]. Проте значна кількість публікацій показала багато протеріч при корреляції абразивної зносостійкоті та твердості для матеріалів з однаковою твердістю але різною мікроструктурою. З розвитком нових методик визначення механічних властивостей як micro-and/or nanoindation, дослідники виявили закономірності між відношеннями твердості та еластичних властивостей. На сьогодні, для прогнозування поведінки сплавів в умовах абразивного зношування в залежності від їх механічних властивостей використовують наступні, найбільш розповсюдженні показники: індекс пластичності або показник пластичності (plasticity index) H/E [3], показник (H^{3}/E^{2}) [4] та індекс стійкості до пошкоджень від пластичної деформації стирання (index of tolerance to abrasion damage) $1/(E^2 \cdot H)$ [5]. Високе значення Н/Е вказує на високу здатність, що несе, яка може ефективно витримувати навантаження в межах своєї межі пружності [6]. Індекс пластичності Н/Е може характеризувати енергію, що розсіюється в процесах пошкодження під час ерозії, пов'язуючи це з об'ємом матеріалу, видаленого одним ударом частинки [7]. Параметр отношения H^3/E^2 характеризует способность материала к plastic deformation during load contact [8] та тріщиностійкість. Більш високе відношення H³/E² вказує на більш високу тріщиностійкість покриття. Також, значного поширення набув такий показник як index of tolerance to abrasion damage $1/(E^2 \cdot H)$ [6] для визначення стійкості матеріалів до абразивного зносу.



Рисунок 5.7: (а) SEM зображення залишкових відбитків наноіндентації на воверхні наплавленого зразка проведеного прототипом Нп-90Г13Н4 при збільшенні х300, (б) графік навантаження від глибини (P–h) та SEM зображення відбитків індентору у точках при х4000: (в) відбиток від 1-го уколу; (г) відбиток від 2-го уколу; (д) . відбиток від 3-го уколу ; (е) відбиток від 4-го уколу; (є) відбиток від 5-го уколу; (ж) відбиток від 6-го уколу.



Рисунок 5.8: (а) SEM зображення залишкових відбитків наноіндентації на воверхні наплавленого зразка виконаного експериментальним порошковим дротом 140Г6Х3Т при збільшенні х300, (б) графік навантаження від глибини (P–h) та SEM зображення відбитків індентору у точках при збільшенні х4000: (в) відбиток від 2-го уколу; (г) відбиток від 3-го уколу; (д). відбиток від 4-го уколу ; (е) відбиток від 5-го уколу; (є) відбиток від 6-го уколу.

В таблиці 5.4 та таблиці 5.5 показані дані випробування мікроіндентування та значення деяких індикацій.

Зразок	Твердість	індентування	Модуль пружноті індентування		
opuson	H _{IT} , ГПа	Розкид, %	Е, ГПа	Розкид %	
110Г13Л	7,011	5,8	178,225	4,5	
Нп-90Г13Н4	5,707	6,4	191,133	4,7	
140Г6Х3Т	7,636	4,8	213,758	8,8	

Таблиця 5.4 – Твердість та модуль пружності індентування

Таблиця 5.5 – Показник пластичності, пластичної деформації та індекс стійкості до пошкоджень від зносу

	Показник	Показник	Індекс стійкості до
Зразок	пластичності	пластичної	пошкоджень від зносу
	U/E	деформації	$1/(E^2 \cdot H)$, 10^{-6}
	$\mathbf{n}_{\mathrm{IT}} \mathbf{\Sigma}_{\mathrm{IT}}$	H_{IT}^{3}/E_{IT}^{2} , 10 ⁻³ [MПa]	[MПа ⁻³]
110Г13Л	0,0393	10,85	4,49
Нп-90Г13Н4	0,0299	5,09	4,80
140Г6Х3Т	0,0357	9,74	2,87

При цьому на SEM зображеннях місць слідів від індентівможна бачити навали відтиснутого матеріалу матричної фази (біла фаза). Що вказує на її високі пластичні властивості. Що узгоджуються з високими значеннями plasticdeformationindex (H^3/E^2) для цих ділянок. Так наприклад для місця indent 2, indent 9 та indent 8 величина H^3/E^2 буде мати наступні значення 20,4·10⁻³ [Mpa], 17,78·10⁻³ [Mpa] та 16,61·10⁻³ [Mpa]. Крім того, дані ділянки будуть мати і більш пружні властивості, в порівнянні з іншими ділянками наплавленого металу (від H/E=0.47-0.42). Слід зазначити, що значення index of tolerance to abrasion damage1/(E^2 ·H) для таких ділянокмали найменші значення.

Таким чином ділянки наплавленого металу з карбідами титану незважаючи на високу відносну твердіть будуть чините менший супротив абразивному зношуванню. Що пояснюється більшою схильністю до руйнування за крихким механізмом при взаємодії з абразивними частинками.

Наступними характерними ділянками є група 2, до якої входять сліди від індент 3, індент 4 та індент 7. Дані ділянки характеризуються потраплянням індентеру на hemioboride Fe₂B та незначної кількості другої фази TiC або eutectica γ -Fe+Cr₇C₃.Даним ділянкам притаманна помірна твердість індентування (H_{IT}) у інтервалі від 7,77 GPa до 8,253 GPa, та низькі значення модуля індентування E_{IT}=199,6-206,4 GPa. Ці ділянки наплавленого металу характеризуються відносно високими значеннями ductility index H/E≈0.04 та plasticd eformation index H³/E²=(12.13-13.19)·10⁻³ [Mpa].

5.3. Порівняльні дослідження трибологічних властивостей наплавленого металу розробленого СПД та прототипу на абразивну зносостійкість

5.3.1. Скретч тест

На рис. Представлені результати склерометричних випробувань. Профілі сформованих подряпин після віднімання зареєстрованого профілю сформованої подряпини від вихідного профілю поверхні зразка сплавуІпсопеl 718 одержаного за технологією 3Dy вихідному стані та після зміцнення УЗОУ та відповідні їм мікрофотографії подряпин при різному освітленні



(a1)

5.9 Рисунок Результати склерометричних випробувань та мікрофотографії зразків подряпин поверхні сплавів: на для 110Г13Л фотографія подряпини (a1) при збільшені x1000 (a2) та x2000 (a3); Нп-90Г13Н4 фотографія подряпини (б1) при збільшені х1000 (б2) та х2000 (б3); 140Г6Х3Т фотографія подряпини (в1) при збільшені x1000 (в2) та x2000 (в3).

На рисунку 5.9 представлена загальна морфологія канавки подряпин для сплавів що випробовувалися. Аналіз SEM зображень свідчить, що основним характером руйнування наплавленого сплаву Нп-90Г13Н4 є пластичне деформування, про що свідчить значні відвали на бічних поверхнях подряпин (рисунок 5.9, б2). В той час як подряпини на сплаву 110Г13Л виконаного ливарним способом є окрім відвалів, також наявність стружок. Останнє свідчить про зміну характеру руйнування зразків з переважно Нп-90Г13Н4 пластичного на комбінований деформаційний з різанням (рисунок 5.9, а2). На внутрішніх поверхнях подряпин для цих сплавів спостерігаються борозди. В той час як для сплаву 110Г13 спостерігаються частинки зносу. Таким чином, ми можемо зробити висновок, про більшу пластичність сплаву виконаного наплавленням Нп-90Г13Н4. Аналізуючи характер зображення подряпини на сплаву 140Г6Х3Т свідчить, що про наявність на крайках подряпини зношеного металу у вигляді стружки та ділянок з сколами. Що можна пояснити більшою пружністю цього сплаву, в порівнянні прототитоп та еталоним зразком. Через що, на бічних поверхнях подряпинах спостерігаються менші відшарування матеріалу.

Для кількісної оцінки використовували технологією 3D друку після проведення склерометричних випробувань. В результаті цих досліджень, були отримані профілі подряпин, що дозволило отримати величини середньої глибини. Знаення ширини подряпини, були отримані з зображень подряпин. Результати випробувань наведені на рисунку 5.10 та у табліці 5.6.

Тривалість УЗОУ	110Г13Л	Нп-90Г13Н4	140Г6Х3Т
Глибина подряпини, мкм	0,429	0,537	0,252
Ширина подряпини, мкм	19,04	19,94	15,93

Таблиця 5.6 – Геометричні параметри подряпин після скретч випробувань


Рис. 5.10 – Усереднена глибина профілю подряпини сформованої при склерометричних випробуваннях.

При розрахунку значення середньої глибини врахвували ділянки початкової поверхні.

Аналіз отриманих даних свідчить про значне зменшення глибини подряпини для розробленого сплаву 140Г6Х3Т в порівнянні з прототипом Нп-90Г13Н4.

5.4. Порівняльні дослідження трибологічних властивостей наплавленого металу розробленого СПД та прототипу на ударно-абразивну зносостійкість

Для оцінки механічні характеристики металів та сплавів широке застосувння знаходить методи індентування. В роботі для аналізу властивостей струтурних складових використовували універсального мікро/нано твердоміра «Micron-Gamma». Механічні характеристики визначались методом інструментального індентування алмазним наконечником Берковича при навантажені 50 г, крок між уколами становив 50мкм. Метод інструментального інденування базується на автоматичній реєстрації навантаження Р на індентор та глибини його вдавлювання h. Результати вимірювань подаються у вигляді діаграми вдавлювання (індентування), яка дає більш повну інформацію про фізико-механічні властивості матеріалу, ніж розмір відновленого відбитка.

На рисунку 5.11 представлені зареєстровані діаграми індентування та мікрофотографії відбитків індентора на поверхнях зразків.



Рисунок 5.9 – Діаграми індентування і мікрофотографії відбитків індентора

Аналіз й обробка зареєстрованих діаграм індентування для визначення твердості й контактного модуля пружності базуються на методі Олівера і Фара, та обрані як міжнародний стандарт (ISO/FDIS 14577-1: 2002) та дозволяє визначити мікро/нано твердість, модуль пружності, вивчати особливості мікро деформування.

Значення проєкції контактної площини відбитка визначається:

$$A=24,5h_{c}^{2}$$
.

Твердість методом інструментального індентування розраховується за формулою:

$$H_{IT} = P/A = P/24, 5h_c^2$$
.

Контактний модуль пружності, величина, що враховує пружну взаємодію матеріалу з індентором обчислюється за формулою:

$$E = \frac{\sqrt{\pi}}{2\beta} \frac{S}{\sqrt{A}},$$

де $\beta = 1,034$ – поправковий коефіцієнт для індентора Берковича.

Корекцію експериментальних діаграм індентування здійснювали за методикою, описаною у роботі.

Розраховані значення твердості та модуля пружності з зареєстрованих діаграм індентування наведені в таблиці 5.7.

Таблиця 5.6 – Розраховані значення твердості та модуля пружності

Зразок	H _{IT} ,ГПа	Розкид, %	Е, ГПа	Розкид %
140Г6Х3Т	7,636	4,8	213,758	8,8
100Г6Х3Т	8,684	11,7	207,567	4,8
110Г13Л	7,011	5,8	178,225	4,5
AH-105	5,707	6,4	191,133	4,7

На рисунку 5.12 представлені результати склерометричних випробувань. Профілі сформованих подряпин після віднімання зареєстрованого профілю

сформованої подряпини від вихідного профілю поверхні зразка сплаву Inconel 718 одержаного за технологією 3Dy вихідному стані та після зміцнення УЗОУ, і відповідні їм мікрофотографії подряпин при різному освітленні.







Рисунок 5.12 – Результати склерометричних випробувань та мікрофотографії подряпин на поверхні 3*D*-зразка Inconel 718 у вихідному стані (*a*) та після проведення УЗОУ тривалості: t=1c (*б*), t=3c (*в*), t=10c (*г*)

Усереднена глибина профілю подряпини сформованої при склерометричних випробуваннях показана в таблиці 5.8.

Таблиця 5.8 – Усереднена глибина профілю подряпини сформованої при склерометричних випробуваннях

Тривалість УЗОУ	140Г6Х3Т	100Г6Х3Т	110Г13Л	ПП-АН105
Глибина подряпини, мкм	0,252	0,349	0,429	0,537

При розрахунку значення середньої глибини врахвували ділянки початкової поверхні.

5.5. Порівняльні дослідження ультразвукової ударної обробки наплавленого металу та зміцнення під дію ударного навантаження

Для ультразвукової ударної обробки (УЗУО) використовували режими ультразвукової обробки, наведені в таблиці 5.9.

Параметр	Значення
Навантаження, Н	100
Амплітуда, мкм	10
Тривалості процесу ультразвукової обробки UIT, сек	60
Накопичена енергія кВт/см ²	20,9

Таблиця 5.9 – Режими ультразвукової ударної обробки

За результатами проведених досліджень були отримані наступні дані, що характеризували глибину наклепаного шару та його мікротвердість (таблиця 5.10).

Сплав	Товшина нагартованого	Мікротвердість HV(200 гр), ГПа			
Chinab	шару, мкм	Вихідний стан	Після УЗО		
110Г13Л	68,25	2,595	5,695		
90Г13Н4	50	2,78	5,99		
140Г6Х3Т	21,43	5,17	7,58		

Таблиця 5.10 – Глибина наклепаного шару та його мікротвердість

Отримані данні свідчать, що найменшу глибину наклепаного шару показав експериментальні сплав 140Г6Х3Т, товшина шару склала 21,43мкм. Тоді як у однорідних сплавах як 110Г13Л та 90Г13Н4 глибина нагартованого шару склала 68,25 мкм та 50 мкм. Що можна пояснити структурними відмінностями сплавів. Сплав 140Г6Х3Т є багатофазним, та містить окрім аустенітної матриці карбідну сітку з карбідів хрому. Наявність цієї карбідної сітки чинить супротив пластичної деформації при УЗУО.

Результати досліджень показали значне зростання мікротвердості після УЗУО, особливо для сплавів 110Г13Л та 90Г13Н4. При цьому, мікротвердість з вихідної твердості ~2,6 МПа зросла більше ніж в 2 рази. Для сплавів 110Г13Л та 90Г13Н4 вона підвищилась до 5,695 ГПа та 5,99 відповідно. Тоді як для експериментального сплаву, мікротвердість наклепаного шару зросла з 5,17 МПа до 7,58 МПа. Твердість експериментального сплаву 140Г6Х3Т становить 5,17МПа до обробки та 7,58МПа після УЗУО. Враховуючи, що при абразивній деструкції матеріалу початковим актом всіх видів руйнування поверхні металу є входження в нього абразивної частинки. Саме підвищення твердості буде впливати на зносостійкість сплаву. В цьому випадку важливу роль відіграють показники твердості матеріалу, а саме співвідношення твердості абразиву до твердості сталі. Головною умовою високої зносостійкості є забезпечення низького співвідношення твердості абразиву HV_a до твердості металу HV_{M} . При значені H_a/H_м< 0,7-1,1 абразивний знос низький. Навпаки, якщо H_a/H_м=1,3-1,7, то інтенсивність абразивного зносу висока і змінюється лише у невеликому Враховуючи середню мікротвердість кварцу на рівні 7-8 МПа діапазоні.

можемо зазначити, що експериментальний сплав буде демонструвати вищу зносостійкість ($H_a/H_m=0,92$) в порівнянні з литим сплавом 110Г13Л та прототипом 90Г13Н4. Для яких співідношення з твердістю абразиву становитиме $H_a/H_m=1,22$ та $H_a/H_m=1,17$ відповідно.

Для порівняння тривкості до абразивного зношування абразивом, нами були проведені долідження на знос одиничним абразивом (скретч тест). Результати досліджень наведені у таблиці 5.11. Профілометричні криві наведені на рисунку 5.13 та рисунку 5.14.

Таблиця 5.11 - Величина проникнення індентора у зразки наплавленого металу при різному стані за результатами випробувань скретч тестом.

	Експериме	ентальний СПД	Прототип		
Параметр	140Г6Х3Т		Нп-90Г13Н4		
	Вихідний	Після УЗУО	Вихідний	Після УЗУО	
Глибина	0 406	0 283	0.666	0 386	
подряпини, мкм	0,100	0,200	0,000	0,500	



Рисунок 5.13 – Профіль впадин після випробувань скретч тесту наплавленного металу для зразка розробленого СПД 140Г6Х3Т: (а) до УЗУО; (б) після УЗУО.



Рисунок 5.14 – Профіль впадин після випробувань скретч тесту наплавленного металу для зразка Нп-90Г13Н4: (а) до УЗУО; (б) після УЗУО.

Дослідження показали про підвищення тривкості до дії одиничного абразиву після ударної обробки. Зносостійкість експериментального сплаву без ударного зміцнення значно вища (в 1,64 раз) в порівнянні з сплавом наплавленого Нп-90Г13Н4 (0,406 мкм проти 0,666 мкм). Що можна пояснити значно меншою твердістю наплавленого металу без ударної обробки. Значне покращення зносостійкості в порівнянні з похідним станом продемонстрував зразок наплавленого металу виконаний прототипом. Що можна пояснити низькою твердістю прототипу Нп-90Г13Н4 у похідному стані. При цьому, зносостійкість підвищується у 1,725 рази розробленого сплаву. Підвищення зносостійкості розробленого сплаву після ударного зміцнення склало 0,283мкм проти 0,406 мкм.

На рисунку 5.15 показано SEM зображення слідів подряпин для розробленого сплаву 140Г6Х3Т та прототипу Нп-90Г13Н4.



Рисунок 5.15 – SEM зображення слідів подряпин при збільшені х400: для зразків наплавленого металу Нп-90Г13Н4 (а) без ОЗУ; (б) з ОЗУ, та наплавленного металу 140Г6Х3Т в) без ОЗУ; г) з ОЗУ





б)

Рисунок 5.16 – Сліди подряпин на сталі Нп-90Г13Н4, отримані індентором на зразках: (а) без ОЗУ; (б) з ОЗУ.

Аналіз слідів подряпин свідчить, про переважний зношення зразків наплавленого металу сплаву Нп-90Г13Н4 за механізмом пластичного деформування (рисунок 5.16, а). Такий характер зношення відомого сплаву можно пояснити пластичністю матричної фази. Натомість, після УЗО спостерігається нерівномірність борозди, що може свідчити про неоднорідність сплаву (рисунок 5.16, б). Що також підтверджується отриманим профілем впадин цього сплаву. Отримана крива профілю характеризується наявністю доволі значних ектремумів. На відміну від зразку без ОЗУ.



a)



б)

Рисунок 5.17 – Сліди подряпин на сталі 140Г6Х3Т, отримані індентором на зразках: (а) без УЗУО; (б) з УЗУО.

Отримані зображення поверхонь зі слідом від подряпини для сплаву 140Г6Х3Т свідчить про наявність сколів. Переважним механізмом зношування є мікрорізання та мікророзтріскування (рисунок 5.17, а). Такий характер зношення розробленого сплаву можно пояснити наявністю карбідної сітки. Після УЗУО (рисунок 5.17, б) спостерігається зменшення ширини подряпини в порівнянні зі зразком, що не піддавався ультразвуковому впливу.

5.6. Результати випробовування та промислового впровадження розробленого складу самозахисного порошкового дроту

В період з лютого 2025 року по травень 2025 року на ПРАТ "ПОБЕРЕЗЬКИЙ ЗАВОД ПРЕСОВИХ АГРЕГАТІВ" проведені промислові випробовування та впровадження технології відновлення та зміцнення робочих поверхонь хрестовин стрілочних переводів і черпаків живильника, що працюють в умовах переважної дії ударного зносу в поєднанні із абразивним, з використанням розробленого самозахисного порошкового дроту (СПД), що забезпечує отримання наплавленого шару металу типу 140Г10Х3Т, розробленого аспірантом кафедри обладнання і технологій зварювального виробництва ДДМА Трембачем І.О.

Цим підтверджуємо, що нами прийнято для впровадження у виробництво технологічні параметри наплавлення, запропоновані Трембачем І. О., з метою підвищення зносостійкості та збільшення терміну експлуатації деталей, які швидко зношуються.

Результати випробовувань показали, що стійкість відновлених хрестовин стрілочних переводів (матеріал – 110Г13Л) за допомогою наплавлення розробленим СПД (140Г6Х3Т) збільшилася у в 1,62–1,85 рази, а стійкість зміцнених черпаків живильника (матеріал – 30Л) збільшилась в 3,10–3,26 рази.

Таким чином, результати промислових випробовувань показали доцільність використання самозахисного порошкового дроту (наплавлений метал 140Г6Х3Т) для відновлення та зміцнення робочих поверхонь хрестовин стрілочних переводів і черпака живильника, що працюють в умовах ударного зносу.

Розрахунковий економічний ефект від впровадження розробленого самозахисного порошкового дроту (наплавлений метал 140Г6Х3Т) становить 175 760 грн.

1. Порівняння результатів склерометричних дослідження наплавлення розробленим СПД 140Г6Х3Т у порівнянні з прототипом і 90Г13Н4 та еталонним зразком 110Г13Л свідчить про значне зменшення глибини в 2 рази і ширини подряпини на 20%, що обумовлене збільшенням кількості твердої фази в структурі металу, показника пластичної деформації на 90% в порівнянні з прототипом, модуля пружності на 12-20%, збільшення якого свідчить про спроможність наплавленого металу витримувати більші локальні навантаження.

2. Отримані математичні моделі та поверхневі відгуки впливу режимів наплавлення, розробленим СПД, на: розмір зерна і неметалевих включень, твердість наплавленого металу, показники стабільності горіння зварювальної дуги, показники плавлення СПД, швидкість охолодження наплавленого металу. Аналіз показав високу точність всіх отриманих моделей.

3. Випробування, що проводилися в умовах ПрАТ «ПОБЕРЕЗЬКИЙ ЗАВОД ПРЕСОВИХ АГРЕГАТІВ» (Івано-Франківська обл.), показали, що стійкість відновлених хрестовин стрілочних переводів (виготовлені зі сталі 110Г13Л) за допомогою наплавлення розробленим СПД (140Г6Х3Т) збільшилася у в 1,62–1,85 рази, а стійкість зміцнених черпаків живильника (виготовлені зі сталі 30Л) збільшилась в 3,10–3,26 рази.

4. Для дослідження запропоновано методику, що дає змогу проводити порівнянльні випробування сплавів за ударно-абразивних умов зношування. Запропонована методика полягає в випробуванні зразків наплавленого металу після попереднього контрольованого наклепу поверхні зразка з використанням ультразвукової обробки з сповішеннім славу попередньої накопиченої енергії.

5. Аналіз результатів випробувань на абразивне зношування одиничним абразивом засвідчили, про високі механічні властивості сплаву 140Г6Х3Т в порівнянні з прототипом 90Г13Н4.

Список використанних джерел до розділу 5

1. Xu X., Ederveen F H., van der Zwaag S, Xu, W. (2016). Correlating the abrasion resistance of low alloy steels to the standard mechanical properties: A statistical analysis over a larger data set. *Wear*<u>368 92-100</u>

2. Archard J. 1953 Contact and rubbing of flat surfaces. J. Appl. Phys. 24 981-988.

3. LeylandA. andMatthewsA. 2000 On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite c oating approach to optimised tribological behaviour. *Wear*, 246 1-11.

4. Johnson, K. ContactMechanics; CambridgeUniversityPress: Cambridge, UK, 1985.

5. Weaver J C, Wang Q, Miserez A, Tantuccio A, Stromberg R, Bozhilov K N, Maxwell P, Nay R, Heier S T, DiMasi E, Kisailus D 2010 Insight Analysis of an ultra-hard magnetic biomineral in chiton radular teeth. *Mater Today* <u>13</u> 42–52.

6. Finkin E.F. 1974 Examination of abrasion resistance criteria for some ductile metals. *J. Lubr. Technol.* <u>96 210-214</u>.

7. Bull SJ 2006 Using work of indentation to predict erosion behavior in bulk materials and coatings. *J. Phys. D: Appl. Phys* <u>**39** 1626</u>.

8. Tsui T.Y., Pharr G.M., Oliver, W.C., Bhatia C.S., White R.L., Anders A., Brown I.G. 1994 Nanoindentation and nanoscratching of hard carbon coatings for magnetic disks. MRSProceedings<u>356</u>767.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі наведено аналіз умов та причин виходу з експлуатації деталей машин, які працюють в умовах абразивного навантаження, теоретичне обгрунтування напрямку підвищення зносостійкості, що дозволило розширити знання в області розроблення наплавочних матеріалів і застосування екзотермічних добавок, підвищити якість виробу за рахунок покращення морфології структури і неметалічних включень.

1. Розроблено і обґрунтовано склад самозахисного порошкового дроту, для наплавлення високоманганової сталі, з екзотермічним додатком MnO₂+Al в наповнювачі в межах 30 %, що забезпечує протікання екзотермічної реакції достатньої для збільшення показників розплавлення та наплавлення, а також додатково легує метал манганом в результаті протікання екзотермічної реакції.

2. доцільність Досліджено використання B якості окислювача екзотермічної суміші манганової руди, найпоширенішим мінералом якої є MnO₂, в складі наповнювача СПД, що дозволяє за рахунок утворенням екзотермічного ефекту забезпечити зниження хімічної неоднорідності покращення морфології наплавленого металу, неметалевих включень, зменшення розміру зерна, а також забезпечує легування додаткове наплавленого металу манганом за рахунок відновлення його з оксиду. Порівняння результатів термодинамічних розрахунків теплового ефекту екзотермічних реакцій оксидів мангану MnO₂, Mn₂O₃, Mn₃O₄, MnO при алюмотермічному відновленні, встановлено, що максимальний тепловий ефект 4,85 кДж/г має екзотермічна система (MnO₂+Al) та в порівнянні з CuO + Al та $Fe_2O_3 + AI$ має збільшення теплового ефекту на 10-20%.

3. Визначено склад наповнювача самозахисного порошкового дроту, що містить: 22,0% газо- і шлакоутворюючих, 48% легуючих, розкислюючих, модифікуючих компонентів та 30% екзотермічної суміші, а також досліджено зварювально-технологічні властивості розробленого СПД з вказаним наповнювачем. Встановлено залежність показників плавлення і геометричних

характеристик наплавленого валика від вмісту ЕД в складі осердя СПД і режимів наплавлення (TS, WFS, CTWD, Uset).

4 Досліджено параметрів режиму вмісти вплив наплавлення, екзотермічного додатку MnO₂+Al та співвідношення MnO₂/Al, морфологію фазовий включень. розмір зерна, неметалевих склад та структуру. Мікроструктура наплавленого металу складу (140Г6Х3Т) є аустенітною з дисперсними карбідами легованими Cr, Ti, Mn з різною величиною розміру зерна і неметалевих включень в залежності від режимів наплавлення. Наявність ЕД сприяє достатньому часу перебування розплавленого металу в рідкому стані для відновлення РЗМ з їх оксидів і спливання НМВ в шлак, що забезпечує зменшення розмірів і кількості включень в наплавленому металі.

5. Встановлено оптимальні параметри режиму наплавлення (швидкість подачі дроту (WFS), швидкість наплавлення (TS), напруга на дузі (U) та виліт дроту (CTWD)) з використанням цифрового осцилографа OWON SDS5032E. Аналіз результатів показав, що CTWD має найбільший вплив (45,35%) на розмір зерна, внесок TS і WFS становить 27,82% та 19,63% відповідно. Зміна вильоту призводить до зменшення або збільшення потужності дуги, що впливає на швидкість охолодження розплавленого металу, а тому і на розмір зерна.

6. Розроблено склад та легуючу частину самозахисного порошкового дроту СПД 140Г6Х3Т, який містить екзотермічну добавку MnO₂+Al і досліджено зварювально-технологічні характеристики: стабільність горіння дуги, показники розплавлення, наплавлення з використанням методу Тагучі для побудови математичної моделі. Значний ефект на більшість показників надають такі члени рівняння, як WFS та CTWD, з інтервалом довірчої вірогідності 95%.

7. Показано, вплив введення екзотермічного додатка MnO_2+A1 на мікроструктуру та фазовий склад наплавленого металу, мікроструктура наплавленого металу являє собою аустенітну матрицю та евтектики ($Cr_7C_3 + \alpha$ -Fe) з дисперсними карбідами легуючих елементів (Cr, Ti, Mn) з різною величиною розміру зерна в залежності від режимів наплавлення. Дослідженням розподілу легуючих встановлено, що вуглець концентрується в області

скупчення титану, а саме його карбідів, манган розподіляється між матрицею і зміцнюючими фазами, хром в більшій мірі концентрується в карбідах.

8. Порівняння результатів склерометричних дослідження наплавлення розробленим СПД 140Г6Х3Т у порівнянні з прототипом і 90Г13Н4 та еталонним зразком 110Г13Л свідчить про значне зменшення глибини в 2 рази і ширини подряпини на 20%, що обумовлене збільшенням кількості твердої фази в структурі металу, показника пластичної деформації на 90% в порівнянні з прототипом, модуля пружності на 12-20%, збільшення якого свідчить про спроможність наплавленого металу витримувати більші локальні навантаження.

9. Отримані математичні моделі та поверхневі відгуки впливу режимів наплавлення, розробленим СПД, на: розмір зерна і неметалевих включень, твердість наплавленого металу, показники стабільності горіння зварювальної дуги, показники плавлення СПД, швидкість охолодження наплавленого металу. Аналіз показав високу точність всіх отриманих моделей.

10. Розроблено методику випробування наплаленого металу на стійкість до ударно-абразивного зносу з попереднім контрольованим наклепом поверхні зразка з використанням методу ультразвукової ударної обробки попередньої накопиченої енергії.

11. Показано, що розроблений склад СПД 140Г6Х3Т в порівнянні з прототипом Нп-90Г13Н4 має більш високу стійкість на абразивне зношування одиничним абразивом після поверхневого деформування методом УЗУО.

12. Випробування, що проводилися в умовах ПрАТ «ПОБЕРЕЗЬКИЙ ЗАВОД ПРЕСОВИХ АГРЕГАТІВ» (Івано-Франківська обл.), показали, що стійкість відновлених хрестовин стрілочних переводів (110Г13Л) за допомогою наплавлення розробленим СПД (140Г6Х3Т) збільшилася у в 1,62–1,85 рази, а стійкість зміцнених черпаків живильника (30Л) збільшилась в 3,10–3,26 рази. Результати промислових випробовувань показали доцільність використання розробленого СПД 140Г6Х3Т для відновлення та зміцнення робочих поверхонь деталей з високоманганової сталі, що працюють в умовах ударно-абразивного навантаження. додатки

Додаток А1

200

Мікроструктури наплавленого металу (×100)



г) склад № 5 (120Г11Х2Т + оксид РЗМ + ЕД)

Додаток А2

201

Мікроструктури наплавленого металу (×500)



г) склад № 5 (120Г11Х2Т + оксид РЗМ + ЕД)

Додаток Б

Осцилограми зварювального струму (синій) та напруги на дузі (червоний)



202

Додаток В1

Експериментальні (Е) та розрахункові (С) значення зварювального струму та напруги на дузі, стандартне відхилення та коефіцієнт варіації

	Cepe	цній зва	рювалі	ьний	Стан,	дартне	відхилє	ення	Коефіцієнт варіації				
№		струм І	Бав, [А]		Std(I), [A]				CV(I), [%]				
	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.	
1	240,40	249,92	-9,52	-0,04	119,80	140,52	-20,72	-0,17	49,90	51,72	-1,82	-0,04	
2	302,60	329,50	-26,90	-0,09	91,80	110,10	-18,30	-0,20	30,30	32,69	-2,39	-0,08	
3	358,50	363,28	-4,78	-0,01	105,40	125,99	-20,59	-0,20	29,40	33,02	-3,62	-0,12	
4	437,80	426,25	11,55	0,03	275,00	260,82	14,18	0,05	62,80	63,06	-0,26	0,00	
5	213,60	220,00	-6,40	-0,03	72,40	58,35	14,05	0,19	33,90	32,36	1,54	0,05	
6	322,10	305,33	16,77	0,05	73,90	57,43	16,47	0,22	23,00	22,02	0,98	0,04	
7	325,00	313,82	11,18	0,03	210,70	204,16	6,54	0,03	64,80	62,72	2,08	0,03	
8	393,80	401,05	-7,25	-0,02	87,40	83,16	4,24	0,05	22,20	21,36	0,84	0,04	
9	259,20	243,85	15,35	0,06	93,40	89,28	4,12	0,04	36,00	33,36	2,64	0,07	
	Cepe	цня нап	руга на	дузі	Стан,	дартне	відхиле	ення	Кое	фіцієн	нт варі	ації	
№		U _д ,	[B]			Std(U)), [B]			CV(U), [%]		
			D.	Вілх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.	
	(E)	(C)	Р13Н.					, ,					
1	(E) 22,30	(C) 23,12	Р13н. -0,82	-0,04	4,00	4,53	-0,53	-0,13	18,20	20,42	-2,22	-0,12	
1 2	(E) 22,30 21,20	(C) 23,12 22,59	-0,82 -1,39	-0,04	4,00 3,10	4,53 3,02	-0,53 0,08	-0,13 0,03	18,20 14,50	20,42 12,84	-2,22 1,66	-0,12 0,11	
1 2 3	 (E) 22,30 21,20 25,30 	 (C) 23,12 22,59 25,71 	Р13н. -0,82 -1,39 -0,41	-0,04 -0,07 -0,02	4,00 3,10 3,90	4,53 3,02 3,33	-0,53 0,08 0,57	-0,13 0,03 0,15	18,20 14,50 15,50	20,42 12,84 12,28	-2,22 1,66 3,22	-0,12 0,11 0,21	
1 2 3 4	 (E) 22,30 21,20 25,30 16,00 	 (C) 23,12 22,59 25,71 16,47 	 РІЗН. -0,82 -1,39 -0,41 -0,47 	-0,04 -0,07 -0,02 -0,03	4,00 3,10 3,90 8,30	4,53 3,02 3,33 8,17	-0,53 0,08 0,57 0,13	-0,13 0,03 0,15 0,02	18,20 14,50 15,50 52,00	20,42 12,84 12,28 49,70	-2,22 1,66 3,22 2,30	-0,12 0,11 0,21 0,04	
1 2 3 4 5	 (E) 22,30 21,20 25,30 16,00 28,00 	 (C) 23,12 22,59 25,71 16,47 26,35 	 РІЗН. -0,82 -1,39 -0,41 -0,47 1,65 	-0,04 -0,07 -0,02 -0,03 0,06	4,00 3,10 3,90 8,30 2,80	4,53 3,02 3,33 8,17 2,23	-0,53 0,08 0,57 0,13 0,57	-0,13 0,03 0,15 0,02 0,20	18,20 14,50 15,50 52,00 9,80	20,42 12,84 12,28 49,70 6,24	-2,22 1,66 3,22 2,30 3,56	-0,12 0,11 0,21 0,04 0,36	
1 2 3 4 5 6	 (E) 22,30 21,20 25,30 16,00 28,00 27,20 	 (C) 23,12 22,59 25,71 16,47 26,35 26,52 	 РІЗН. -0,82 -1,39 -0,41 -0,47 1,65 0,68 	-0,04 -0,07 -0,02 -0,03 0,06 0,02	4,00 3,10 3,90 8,30 2,80 2,90	4,53 3,02 3,33 8,17 2,23 3,47	-0,53 0,08 0,57 0,13 0,57 -0,57	-0,13 0,03 0,15 0,02 0,20 -0,20	18,20 14,50 15,50 52,00 9,80 10,60	20,42 12,84 12,28 49,70 6,24 12,83	-2,22 1,66 3,22 2,30 3,56 -2,23	-0,12 0,11 0,21 0,04 0,36 -0,21	
1 2 3 4 5 6 7	 (E) 22,30 21,20 25,30 16,00 28,00 27,20 19,60 	 (C) 23,12 22,59 25,71 16,47 26,35 26,52 18,89 	 РІЗН. -0,82 -1,39 -0,41 -0,47 1,65 0,68 0,71 	-0,04 -0,07 -0,02 -0,03 0,06 0,02 0,04	4,00 3,10 3,90 8,30 2,80 2,90 6,60	4,53 3,02 3,33 8,17 2,23 3,47 6,20	-0,53 0,08 0,57 0,13 0,57 -0,57 0,40	-0,13 0,03 0,15 0,02 0,20 -0,20 0,06	18,20 14,50 15,50 52,00 9,80 10,60 33,80	20,42 12,84 12,28 49,70 6,24 12,83 33,88	-2,22 1,66 3,22 2,30 3,56 -2,23 -0,08	-0,12 0,11 0,21 0,04 0,36 -0,21 0,00	
1 2 3 4 5 6 7 8	 (E) 22,30 21,20 25,30 16,00 28,00 27,20 19,60 21,80 	 (C) 23,12 22,59 25,71 16,47 26,35 26,52 18,89 20,92 	РІЗН. -0,82 -1,39 -0,41 -0,47 1,65 0,68 0,71 0,88	-0,04 -0,07 -0,02 -0,03 0,06 0,02 0,04 0,04	4,00 3,10 3,90 8,30 2,80 2,90 6,60 3,30	4,53 3,02 3,33 8,17 2,23 3,47 6,20 3,95	-0,53 0,08 0,57 0,13 0,57 -0,57 0,40 -0,65	-0,13 0,03 0,15 0,02 0,20 -0,20 0,06 -0,20	18,20 14,50 15,50 52,00 9,80 10,60 33,80 15,40	20,42 12,84 12,28 49,70 6,24 12,83 33,88 20,61	-2,22 1,66 3,22 2,30 3,56 -2,23 -0,08 -5,21	-0,12 0,11 0,21 0,04 0,36 -0,21 0,00 -0,34	

Додаток В2

Експериментальні (Е) та розрахункові (С) значення показників розплавлення, наплавлення, розбризкування та ефективності наплавлення

	Melt	t-off ra	te (M	OR),	Mel	ting fac	tor (Ci	n),	Spattering factor (SF),					
N⁰		[kg·]	hr-1]		[g·A-1·hr-1]			[%]						
	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.		
1	5,50	5,84	-0,34	-0,06	22,89	24,53	-0,14	-0,01	4,60	4,76	-0,16	-0,04		
2	5,67	5,82	-0,15	-0,03	18,74	21,10	0,27	0,01	18,26	18,28	-0,01	0,00		
3	9,21	8,75	0,46	0,05	25,69	29,67	-0,13	-0,01	40,43	42,25	-1,82	-0,04		
4	7,69	8,10	-0,41	-0,05	17,56	28,94	-0,14	-0,01	15,54	15,52	0,02	0,00		
5	5,06	4,73	0,32	0,06	23,67	34,99	0,27	0,01	29,45	26,01	3,44	0,12		
6	6,99	6,29	0,70	0,10	21,69	33,22	-0,13	-0,01	23,65	23,35	0,31	0,01		
7	5,67	6,21	-0,54	-0,10	17,45	22,12	-0,14	-0,01	9,29	10,91	-1,62	-0,17		
8	8,89	8,94	-0,05	-0,01	22,57	25,00	0,27	0,01	8,48	8,62	-0,14	-0,02		
9	5,15	5,13	0,02	0,00	19,87	23,89	-0,13	-0,01	16,99	17,00	-0,01	0,00		
	Dep	osition	rate (DR),	Dep	osition 1	rate fac	ctor	Deposition efficiency					
N⁰		[kg·]	hr-1]		(Co	d), [g∙A	(Cd), [g·A-1·hr-1]				(De), [%]			
	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.		
1	(E) 3,18	(C) 3,26	Різн. -0,08	Відх. -0,02	(E) 13,22	(C) 12,39	Різн. 0,83	Відх. 0,06	(E) 0,58	(C) 0,55	Різн. 0,03	Відх. 0,06		
1 2	(E) 3,18 3,91	(C) 3,26 4,03	Різн. -0,08 -0,12	Відх. -0,02 -0,03	(E) 13,22 12,92	(C) 12,39 12,48	Різн. 0,83 0,45	Відх. 0,06 0,03	(E) 0,58 0,69	(C) 0,55 0,64	Різн. 0,03 0,04	Відх. 0,06 0,06		
1 2 3	(E)3,183,912,16	(C) 3,26 4,03 2,24	Різн. -0,08 -0,12 -0,08	Відх. -0,02 -0,03 -0,04	(E)13,2212,926,03	(C) 12,39 12,48 6,45	Різн. 0,83 0,45 -0,42	Відх. 0,06 0,03 -0,07	(E)0,580,690,23	(C)0,550,640,24	Різн. 0,03 0,04 0,00	Відх. 0,06 0,06 -0,01		
1 2 3 4	 (E) 3,18 3,91 2,16 4,13 	 (C) 3,26 4,03 2,24 4,39 	Різн. -0,08 -0,12 -0,08 -0,25	Відх. -0,02 -0,03 -0,04 -0,06	 (E) 13,22 12,92 6,03 9,44 	 (C) 12,39 12,48 6,45 11,19 	Різн. 0,83 0,45 -0,42 -1,74	Відх. 0,06 0,03 -0,07 -0,18	 (E) 0,58 0,69 0,23 0,54 	 (C) 0,55 0,64 0,24 0,62 	Різн. 0,03 0,04 0,00 -0,09	Відх. 0,06 0,06 -0,01 -0,16		
1 2 3 4 5	 (E) 3,18 3,91 2,16 4,13 1,88 	 (C) 3,26 4,03 2,24 4,39 2,13 	Різн. -0,08 -0,12 -0,08 -0,25 -0,25	Відх. -0,02 -0,03 -0,04 -0,06 -0,13	 (E) 13,22 12,92 6,03 9,44 8,81 	 (C) 12,39 12,48 6,45 11,19 9,30 	Різн. 0,83 0,45 -0,42 -1,74 -0,49	Відх. 0,06 0,03 -0,07 -0,18 -0,06	 (E) 0,58 0,69 0,23 0,54 0,37 	 (C) 0,55 0,64 0,24 0,62 0,42 	Різн. 0,03 0,04 0,00 -0,09 -0,05	Відх. 0,06 0,06 -0,01 -0,16 -0,14		
1 2 3 4 5 6	 (E) 3,18 3,91 2,16 4,13 1,88 2,72 	 (C) 3,26 4,03 2,24 4,39 2,13 3,01 	Різн. -0,08 -0,12 -0,08 -0,25 -0,25 -0,30	Відх. -0,02 -0,03 -0,04 -0,06 -0,13 -0,11	 (E) 13,22 12,92 6,03 9,44 8,81 8,43 	 (C) 12,39 12,48 6,45 11,19 9,30 9,31 	Різн. 0,83 0,45 -0,42 -1,74 -0,49 -0,87	Відх. 0,06 0,03 -0,07 -0,18 -0,06 -0,10	 (E) 0,58 0,69 0,23 0,54 0,37 0,39 	 (C) 0,55 0,64 0,24 0,62 0,42 0,43 	Різн. 0,03 0,04 0,00 -0,09 -0,05 -0,04	Відх. 0,06 0,06 -0,01 -0,16 -0,14 -0,10		
1 2 3 4 5 6 7	 (E) 3,18 3,91 2,16 4,13 1,88 2,72 2,71 	 (C) 3,26 4,03 2,24 4,39 2,13 3,01 2,38 	Різн. -0,08 -0,12 -0,08 -0,25 -0,25 -0,30 0,33	Відх. -0,02 -0,03 -0,04 -0,06 -0,13 -0,11 0,12	 (E) 13,22 12,92 6,03 9,44 8,81 8,43 8,34 	 (C) 12,39 12,48 6,45 11,19 9,30 9,31 7,43 	Різн. 0,83 0,45 -0,42 -1,74 -0,49 -0,87 0,91	Відх. 0,06 0,03 -0,07 -0,18 -0,06 -0,10 0,11	 (E) 0,58 0,69 0,23 0,54 0,37 0,39 0,48 	 (C) 0,55 0,64 0,24 0,62 0,42 0,43 0,42 	Різн. 0,03 0,04 0,00 -0,09 -0,05 -0,04 0,05	Відх. 0,06 0,06 -0,01 -0,16 -0,14 -0,10 0,11		
1 2 3 4 5 6 7 8	 (E) 3,18 3,91 2,16 4,13 1,88 2,72 2,71 5,22 	 (C) 3,26 4,03 2,24 4,39 2,13 3,01 2,38 4,85 	Різн. -0,08 -0,12 -0,08 -0,25 -0,25 -0,30 0,33 0,37	Відх. -0,02 -0,03 -0,04 -0,06 -0,13 -0,11 0,12 0,07	 (E) 13,22 12,92 6,03 9,44 8,81 8,43 8,34 13,27 	 (C) 12,39 12,48 6,45 11,19 9,30 9,31 7,43 13,23 	Різн. 0,83 0,45 -0,42 -1,74 -0,49 -0,87 0,91 0,04	Відх. 0,06 0,03 -0,07 -0,18 -0,06 -0,10 0,11 0,00	 (E) 0,58 0,69 0,23 0,54 0,37 0,39 0,48 0,59 	 (C) 0,55 0,64 0,24 0,62 0,42 0,43 0,42 0,58 	Різн. 0,03 0,04 0,00 -0,09 -0,05 -0,04 0,05 0,01	Відх. 0,06 0,06 -0,01 -0,16 -0,14 -0,10 0,11 0,01		

Додаток ВЗ

Експериментальні (Е) та розрахункові (С) значення кількості N_{NMI}, середньої площі S_{NMI}, максимальної LL_{NMI} та середньої L_{NMI} довжин HMB

					·					
No	K	ількість N	_{NMI} [ШТ.]		Середня площа S _{NMI} [мкм ²]					
•	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.		
1	2816	2840,45	-24,45	-0,009	12,2	13,48	-1,28	-0,105		
2	1971	1922,85	48,15	0,024	25,8	26,21	-0,41	-0,016		
3	1483	1506,71	-23,71	-0,016	17,6	17,19	0,41	0,023		
4	617	633,59	-16,59	-0,027	9,3	10,17	-0,87	-0,094		
5	214	181,33	32,67	0,153	19,0	17,07	1,93	0,102		
6	229	245,08	-16,08	-0,070	9,5	10,41	-0,91	-0,096		
7	589	547,97	41,03	0,070	14,9	13,48	1,42	0,095		
8	128	208,82	-80,82	-0,631	15,9	17,06	-1,17	-0,074		
9	429	389,21	39,79	0,093	8,9	8,03	0,87	0,098		
No	Максима	альна довж	ин LL _{NN}	_{ИІ} [мкм]	Cepe	дня довжи	ина L _{NMI}	[мкм]		
J 1 <u>-</u>	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.		
1	115,9	112,71	3,19	0,028	4,30	4,81	-0,51	-0,119		
2	110,8	111,26	-0,46	-0,004	4,50	5,40	-0,90	-0,200		
3	555,0	555,19	-0,19	0,000	17,90	17,74	0,16	0,009		
4	67,2	67,01	0,19	0,003	6,80	6,96	-0,16	-0,024		
5	21,1	24,29	-3,19	-0,151	4,50	3,99	0,51	0,113		
6	118,7	119,68	-0,98	-0,008	6,20	5,56	0,64	0,103		
7	109,4	95,86	13,54	0,124	4,90	3,98	0,92	0,188		
8	39,4	69,07	-29,67	-0,753	5,30	5,40	-0,10	-0,019		
9	59,0	41,44	17,56	0,298	5,00	5,56	-0,56	-0,112		

Додаток В4

Експериментальні (Е) та розрахункові (С) значення параметрів термічного циклу наплавлення

Mo	H	eat Input H	[[kJ·mm ⁻¹]	Cooling time $\Delta t_{8/5}$ [s]					
JN≌	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.		
1	0,905	1,012	-0,107	-0,12	12,2	13,48	-1,28	-0,11		
2	1,083	1,141	-0,058	-0,05	25,8	26,21	-0,41	-0,02		
3	1,531	1,486	0,045	0,03	17,6	17,19	0,41	0,02		
4	0,675	0,714	-0,039	-0,06	9,3	10,17	-0,87	-0,09		
5	0,577	0,635	-0,058	-0,10	19,0	17,07	1,93	0,10		
6	0,845	0,915	-0,070	-0,08	9,5	10,41	-0,91	-0,10		
7	0,414	0,402	0,012	0,03	14,9	13,48	1,42	0,10		
8	0,559	0,513	0,046	0,08	15,9	17,06	-1,17	-0,07		
9	0,487	0,529	-0,042	-0,09	8,9	8,03	0,87	0,10		
No	С	ooling rate	$CR [C \cdot s^{-1}]$			Hardness	H [HB]			
51-	(E)	(C)	Різн.	Відх.	(E)	(C)	Різн.	Відх.		
1	115,9	112,71	3,19	0,03	4,30	4,81	-0,51	-0,20		
2	110,8	111,26	-0,46	-0,00	4,50	5,40	-0,90	0,01		
3	555,0	555,19	-0,19	0,00	17,90	17,74	0,16	-0,02		
4	67,2	67,01	0,19	0,00	6,80	6,96	-0,16	0,11		
5	21,1	24,29	-3,19	-0,15	4,50	3,99	0,51	0,10		
6	118,7	119,68	-0,98	-0,01	6,20	5,56	0,64	0,19		
7	109,4	95,86	13,54	0,12	4,90	3,98	0,92	-0,02		
8	39,4	69,07	-29,67	-0,75	5,30	5,40	-0,10	-0,11		
	-									

207

Карти Парето: (а) кількість N_{NMI}; (б) середня площа S_{NMI}; (в) максимальна довжина LL_{NMI}; (г) середня довжина L_{NMI} та спостережувані/прогнозовані значення залежної змінної: (ґ) N_{NMI}; (д) S_{NMI}; (е) LL_{NMI}; (є) L_{NMI} для HMB.





Результати дослідження показників розплавлення та наплавлення СПД з ЕД MnO₂+Al в наповнювачі

Параметр	EI1	EI2	EI3	EI4	EI5	EI6	EI7	EI8	EI9
V _н (TS), м/год		<u> </u>	<u>.</u>		28,0				
U _{дж} (U), В					29,2				
L (CTWD), мм					40				
V _{пд} (WFS), м/год					124				
U _д , В (середнє)	17,5	17,4	17,6	18,5	18,9	19,1	18,2	18,3	17,9
I _{зв} , А (середнє)	444	438	430	434	382	343	402	266	351
t _н , сек	23,2	23,8	23,2	23,4	23,6	23,3	23,8	23,4	22,6
α _н , г/(А*ч)	10,2	11,2	12,4	10,2	12,0	12,7	10,7	17,5	10,0
М _{др} . до, г	80,1	78,7	81,0	74,5	95,9	92,4	86,0	93,9	93,1
М _{др.} після, г	29,2	28,7	28,6	26,3	46,2	42,8	40,1	44,8	47,8
М _{р.др.} , г	50,9	50,0	52,4	48,2	49,7	49,6	45,9	49,1	45,3
G _{р.} , кг/год	7,9	7,6	8,1	7,4	7,6	7,7	6,9	7,6	7,2
α _р , г/(А*ч)	17,8	17,3	18,9	17,1	19,9	22,3	17,3	28,4	20,5
М _{бр} , г	5,9	4,3	3,2	4,6	6,2	5,4	3,8	3,9	6,8
ψ _p , %	11,6	8,6	6,1	9,5	12,5	10,9	8,3	7,9	15,0
М шлаку, г	4,5	3,4	4,1	3,4	3,4	3,5	3,5	4,1	1,6
М втрат (угар), г	8,2	7,0	10,1	7,2	8,1	8,4	7,7	7,0	10,6
Відсоток втрат, %	16,1	14,0	19,3	14,9	16,3	16,9	16,8	14,3	23,4
ψ, %	42,4	35,0	34,2	40,5	39,4	43,1	38,1	38,5	51,2
М обр. до, г	1502,0	1531,3	1563,8	1598,3	1504,0	1534,1	1562,3	1590,7	1620,9
М обр. після, г	1531,3	1563,8	1598,3	1627,0	1534,1	1562,3	1590,7	1620,9	1643
М _н , г	29,3	32,5	34,5	28,7	30,1	28,2	28,4	30,2	22,1
$\mathbf{G}_{\mathrm{h}},$ кг/год	4,5	4,9	5,4	4,4	4,6	4,4	4,3	4,6	3,5
D _e , %	58%	65%	66%	60%	61%	57%	62%	62%	49%

Акт випробування та впровадження у виробництво

«ЗАТВЕРДЖУЮ» Директор ПРАТ "Поберезький завод пресових агрегатів" Білецький М. С.

АКТ

промислового випробовування та впровадження результатів дисертаційної роботи Трембача Іллі Олександровича на тему: «Розробка самозахисного порошкового дроту для наплавлення деталей з високоманганової сталі» з спеціальності: 132- Матеріалознавство

Даний акт засвідчує, що в період з лютого 2025 року по травень 2025 року на ПРАТ "ПОБЕРЕЗЬКИЙ ЗАВОД ПРЕСОВИХ АГРЕГАТІВ" проведені промислові випробовування та впровадження технології відновлення та зміцнення робочих поверхонь хрестовин стрілочних переводів і черпаків живильника, що працюють в умовах переважної дії ударного зносу в поєднанні із абразивним, з використанням розробленого самозахисного порошкового дроту (СПД), що забезпечує отримания наплавленого шару металу типу 140Г6Х3Т, розробленого аспірантом кафедри обладнання і технологій зварювального виробництва Донбаської державної машинобудівної академії Трембачем Іллєю Олександровичем.

Цим підтверджуємо, що нами прийнято для впровадження у виробництво технологічні параметри наплавлення, запропоновані Трембачем І. О., з метою підвищення зносостійкості та збільшення терміну експлуатації деталей, які швидко зношуються.

Результати випробовувань показали, що стійкість відновлених хрестовин стрілочних переводів (матеріал – 110Г13Л) за допомогою наплавлення розробленим СПД (140Г6Х3Т) збільшилася у в 1,62–1,85 рази, а стійкість зміцнених черпаків живильника (матеріал – 30Л) збільшилась в 3,10–3,26 рази.

Таким чином, результати промислових випробовувань показали доцільність використання самозахисного порошкового дроту (наплавлений метал 140Г6Х3Т) для відновлення та зміцнення робочих поверхонь хрестовин стрілочних переводів і черпака живильника, що працюють в умовах ударного зносу.

Розрахунковий економічний ефект від впровадження розробленого самозахисного порошкового дроту (наплавлений метал 140Г6ХЗТ) становить 175 760 грн.

Аспірант ДДМА

(B) Theme Ілля ТРЕМБАЧ

Директор ПРАТ «ПЗПА»

Мирослав БІЛЕЦЬКИЙ

210

Акт впровадження в навчальний процес НТУ «ХПІ»

ЗАТВЕРДЖУЮ» Проректор з науково-педагогічної роботи Національного технічного університету Руслан МИГУЩЕНКО 2025 p. KOA 0207

AKT

про впровадження результатів дисертаційної роботи Трембача Іллі Олександровича на тему: «Розробка самозахисного порошкового дроту для наплавлення деталей з високоманганової сталі» Спеціальність 132 «Матеріалознавство»

Комісія у складі: професора, д. т. н., Субботіної В.В. (голова комісії), доцента кафедри «Матеріалознавство» к. ф.-м. н. Терлецького О.С., доцента кафедри «Матеріалознавство» к. т. н. Волкова О.О., склала цей акт про те, що результати науково-дослідної дисертаційної роботи Трембача І.О. на тему: «Розробка самозахисного порошкового дроту для наплавлення деталей з високоманганової сталі» впроваджені в навчальний процес кафедри «Матеріалознавство» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» і використовуються при читанні лекцій, проведенні лабораторних та практичних занять по курсам «Основи технології нових функціональних матеріалів та застосування інженерного комп'ютерного дизайну», «Відновлення елементів конструкцій зварюванням», «Порошкові та композиційні матеріали».

Голова комісії

Члени комісії:

huis

Валерія СУББОТІНА

Олександр ТЕРЛЕЦЬКИЙ Олег ВОЛКОВ

Акт впровадження в навчальний процес ДДМА

ЗАТВЕРДЖУЮ

Перший проректор, проректор з науковометодичної та методичної роботи

Анатолій ФЕСЕІ	нко
- Andrew	2025p
Carlo a time of	

AKT

впровадження в освітній процес результатів дисертаційної роботи

Даний акт підтверджує, що результати дисертаційної роботи Трембача Іллі Олександровича на тему: «Розробка самозахисного порошкового дроту для наплавлення деталей з високоманганової сталі» впроваджені на кафедрі «Обладнання і технологій зварювального виробництва» ДДМА в лекційні і практичні курси з дисциплін: «Методи дослідження матеріалів для зварювання і наплавлення», «Нові матеріали і технології зварювання» для здобувачів освіти третього (доктор філософії) рівня спеціальності 132 «Матеріалознавство».

Зав. кафедри «Обладнання і технологій зварювального виробництва», доктор технічних наук, професорка

Наталія МАКАРЕНКО

212

Додаток Ж

Патент України на корисну модель

О.П. Орлюк

на корисну модель

YKPAÏH

№ 154194

СПОСІБ ДОСЛІДЖЕННЯ ЕКЗОТЕРМІЧНОЇ РЕАКЦІЇ У НАПОВНЮВАЧІ ПОРОШКОВОГО ДРОТУ

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі України корисних моделей 18.10.2023.

Директор Державної організації «Український національний офіс інтелектуальної власності та інновацій»

VKPHOIB