

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
КРИВОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Кваліфікаційна наукова
робота на правах рукопису

СКІДІН ІГОР ЕДУАРДОВИЧ

УДК 669.15:621.746.2

ДИСЕРТАЦІЯ

**ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ
ШЛЯХОМ ОДЕРЖАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ШАРІВ ІЗ ТЕРМІТНИХ
РОЗПЛАВІВ**

Спеціальність 05.16.04 – Ливарне виробництво

Галузь знань – 13 «Механічна інженерія»

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

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

_____ І.Е.Скідін

Науковий керівник: Саїтгарєєв Леван Наїльєвич, к.т.н., доцент

Київ 2021

АНОТАЦІЯ

Скідін І.Е. Технологічні основи поверхневого легування виливків шляхом одержання функціональних шарів із термітних розплавів. – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.16.04 – Ливарне виробництво. – Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України. – Київ, 2021.

Дисертація присвячена обґрунтуванню, розробленню та реалізації технологічних прийомів поверхневого легування виливків шляхом формування функціонального шару із термітного розплаву.

Проаналізовано фактори, які впливають на зносостійкість виливків, а також результати досліджень щодо формування поверхневих зносостійких шарів.

Зазначено, що багатьма з відомих методів поверхневого легування не вдається одержати шар з потрібними властивостями товщиною більше 0,3 мм, що є недостатнім для тривалої експлуатації виливків. Технологія має забезпечувати легування на товщині не менше 10 мм.

Вказано на важливість утворення металічного зв'язку між основним та отримуваним шарами виливка. Наголошується, що при температурі контакту поверхонь, меншою за температуру евтектичного перетворення, з'єднання не відбувається. Надійний та якісний перехідний шар забезпечується, коли на кордоні взаємодії температура нанесеного шару суттєво перевищує $T_{евт}$, що призводить до збільшення глибини підплавлення.

Розглянуті переваги і недоліки електрошлакового лиття, екзотермічного наплавлення та лиття легованого розплаву на поверхню.

Проаналізовані переваги застосування високотемпературного синтезу для формування функціональних шарів довільної товщини. Наведено відомості про можливості застосування різних термітних сумішей для вирішення поставлених завдань.

Показано, що при виборі складів для покриттів, перш за все, необхідно керуватися такими чинниками як температура заливання розплаву, температура ливарної форми, швидкість кристалізації утворюваного розплаву. Від цих параметрів залежить формування структури поверхневого шару, його товщина та властивості. Для утворення зносостійкого поверхневого шару доцільно використовувати порошки, до складу яких входять карбідоутворюючі елементи і окремі хімічні сполуки легуючих елементів.

На підставі проведеного аналізу літературних джерел сформульовано мету досліджень та завдання, які забезпечують її досягнення.

Обґрунтовано вибір вихідних шихтових матеріалів з урахуванням впливу технології їх підготовки на показники процесів горіння, фазового перетворення та розплавоутворення.

Описано конструктивні особливості створеного лабораторного обладнання для експериментальних досліджень.

Наведено відомості щодо застосування методів математичного моделювання процесів теплообміну між утворюваним термітним розплавом та основним металом виливка.

Подано короткі відомості щодо застосування традиційних методів для проведення досліджень контролю якості компонентів шихти, визначення щільності термітної суміші, способу її запалювання, вимірювання температур у різних точках системи «вилівок – форма-реактор», підготовки зразків до металографічних досліджень, визначення густини термітного розплаву, дослідження абразивної зносостійкості виливків.

Показано, що незалежно від співвідношення оксидів FeO , Fe_2O_3 і Fe_3O_4 в окалині визначення параметрів горіння терміту переважно зумовлене вмістом у ній кисню. Визначено залежність між вмістом кисню в окалині та кількістю закисного й окисного заліза

Встановлено, що під час згорання 1 кг терміту з Fe_2O_3 та з FeO виділяється 3996 кДж та 3185 кДж тепла відповідно.

Визначено, що кількість теплоти реакції, яка витрачається на нагрівання заліза від 298 К до температури плавлення 1809 К, складає 959.39 кДж/кг;

нагрівання оксиду алюмінію до температури плавлення – 2500 кДж/кг; доведення продуктів реакції до температури плавлення оксиду алюмінію (в тому числі й на розплавлення оксиду алюмінію): для заліза – 1648,5 кДж / кг, для оксиду алюмінію – 3592 кДж / кг; для продуктів реакції – 2575,7 кДж/кг.

За отриманою залежністю температури реакції від масового співвідношення її продуктів встановлено, що для реакції з Fe_2O_3 адіабатична температура складає 3512,74 К, а для реакції з FeO – 3037,91 К.

Встановлено, що для оксиду Fe_2O_3 кількість теплоти реакції, яка витрачається на нагрівання продуктів реакції до температури кипіння заліза (3134 К), становить 3548 кДж/кг, а на випаровування заліза – 448 кДж/кг, що свідчить про ступінь переходу заліза в газоподібний стан у розмірі 14,1 % (33,7 л при горінні 100 г вихідної шихти).

За результатами розрахунку усереднених температур утвореного функціонального шару та основи встановлено, що за нормальних умов процесу ($T=298\text{K}$) легований шар не сплавляється з основою, оскільки остання не встигає підплавитися, навіть при її товщині 5мм. Підігрів масивної основи до 873 К по-перше, забезпечує якісну зону сплавлення, по друге, - тривале (до 15 с) знаходження термітного розплаву у рідкому стані, що сприяє уникненню газових включень у ньому, розплавленню корунду та усередненню елементів в об'ємі.

Показано, що для збільшення кількості введених у шихту металопорошків необхідно прогрівання шихти та основи до температур, які з одного боку, забезпечують утворення надійної зони сплавлення функціонального і основного шарів, а з іншого, - унеможливають ушкодження тіла вилівки й не впливають на розшарування шихти через плавлення алюмінію. У якості граничної температури обрано 873 К.

Аналіз температуро-часових параметрів утворення термітного розплаву показав, що повний час згорання термітної шихти становить 8,5 с. Після цього фронт горіння досягає поверхні металевої основи, температура якої протягом 1 с стрімко підвищується до 2150 К. Це свідчить про початок сплавлення шару термітного сплаву. Температура в зоні сплавлення шару з основою протягом 7 с

знижується до температури початку кристалізації заліза в перехідному поверхневому шарі основи. Цього часу вистачає для якісного з'єднання основного металу з легованим хромом функціональним шаром.

Встановлено, що оптимальними умовами процесу формування зносостійкого шару термітного сплаву на основі системи Fe-Cr-C є те, що температура середовища після проходження хвилі горіння термітної шихти не повинна перевищувати температуру кипіння заліза, а її нижня межа – бути меншою за сумарну температуру кристалізації утворюваного розплаву та його перегріву (500–1000 градусів залежно від кількості розплаву та температури металеві основи).

Показано, що обґрунтовані показники процесу розплавоутворення для різних складів шихти з урахуванням температури її нагріву забезпечують отримання якісного функціонального шару із заданим хімічним складом.

На підставі хімічного складу отриманого шару та аналізу вагового складу кінцевих продуктів реакції визначено його структуру, яка складається з ферито-перлітної матриці з включеннями корунду (13,5%).

Показано, що при використанні шихти на основі хрому легований шар відповідає складу зносостійкого хромистого чавуну. Комплексна карбідна фаза у кількості 33,0 % відповідає складу цементиту, легованого хромом, включення корунду сягають 19,0 %.

Встановлено, що через різницю критичних радіусів включень корунду та карбідів хрому майже у 7 разів, ймовірність гомогенного зародження включень оксиду алюмінію значно вище, ніж включень карбіду хрому. Включення карбіду хрому утворюються гетерогенно на окисних включеннях Al_2O_3 як на затравках, причому середній розмір включень корунду складає 15,4 мкм.

Встановлено закономірності зростання зародків первинних включень в термітному сплаві. Показано, що за 0,1 с включення досягають розмірів, достатніх для спливання крізь сформований шар термітного розплаву товщиною 10 см, тобто всі первинні включення корунду концентруються на поверхні розплаву.

За результатами розрахунків встановлено, що в найглибшій частині

(20 мм) сформованого шару всі бульбашки газу діаметром понад 0,03 мм за час існування розплаву в рідкому стані (близько 20 с) встигають вийти на його поверхню. Поблизу відкритої границі розділу основного та утворюваного легованого шару спливають усі газові включення діаметром менше 0,01 мм.

Розроблено принципову схему оснащення для технології поверхневого легування виливків унаслідок лиття перегрітого розплаву із заданими властивостями на їх поверхню.

Наведено відомості щодо організаційних аспектів упровадження та виконання основних і допоміжних операцій за запропонованою технологією.

Визначено показники мікротвердості та відносної зносостійкості (еталон – зразок з ІЧХ28Н2) функціональних шарів різного хімічного складу та структурно-фазового стану.

Проведено дослідно-промислові випробування запропонованих технічних та технологічних рішень, які підтвердили доцільність впровадження технології поверхневого легування виливків унаслідок формування на їх поверхні функціонального шару із термітного розплаву. При цьому забезпечується його надійне сплавлення з основою внаслідок металевго зв'язку, а також унеможлиблюється ушкодження тіла вилівка через прогарання стінки. Обґрунтована можливість керування температурою (до 2500 К) та кількістю (до 54,1 %) утворюваного термітного розплаву, а також хімічним складом (Cr – до 22,5 %, С – до 3,4 %, Al – до 11 %), твердістю (до 5500 МПа) та відотною зносостійкістю (до 2,1 у порівнянні з ІЧХ28Н2) функціонального шару виливків.

Показано, що у порівнянні з традиційними способами отримання литих деталей із легованих сплавів, запропонована технологія забезпечує більш високий економічний ефект завдяки суттєвій економії матеріалів, електроенергії, часу, робочої сили, зменшенні технологічних операцій, можливості виправлення складних дефектів.

Ключові слова: поверхневе легування, термітний розплав, функціональний шар, металевий наповнювач, лиття на поверхню, зона

сплавлення, карбід хрому, механізм структуроутворення, температуро-часові параметри, відновлення властивостей.

ABSTRACT

Skidin I. E. Technological bases of surface alloying of castings by obtaining functional layers from thermite melts. - Manuscript.

The dissertation for granting Candidate of Technical sciences Degree in specialty 05.16.04 – Foundry. - Physic-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine. - Kyiv, 2021.

The dissertation is devoted to substantiation, development and realization of advanced technological receptions for surface alloying of castings by the formation of a functional layer from a thermite melt.

The factors influencing the wear resistance of castings, as well as the results of research on the formation of surface wear-resistant layers, are analyzed.

It is noted that many of the known methods of surface alloying fail to obtain a layer with the desired properties with a thickness of more than 0.3 mm. This is often insufficient for the long-term operation of castings. The technology must provide doping at a thickness of at least 10 mm.

It is important to form a metal bond between the base and the resulting casting layers. At the contact temperature of the surfaces, which is less than the temperature of the eutectic transformation, the connection does not occur. A reliable and high-quality transition layer is formed if the temperature of the applied layer at the interaction boundary significantly exceeds T_{eut} . It also provides an increase in melting depth.

The advantages and disadvantages of electroslag casting, exothermic surfacing and casting of doped melt on the surface are considered.

The advantages of using high-temperature synthesis for the formation of functional layers of arbitrary thickness are analyzed. The information on the

possibilities of application of various thermite mixes for the decision of the set tasks is given.

It is shown that when choosing compositions for coatings, first of all, it is necessary to be guided by such factors as the temperature of the melt, the temperature of the mold, the crystallization rate of the formed melt. The formation of the structure of the surface layer, its thickness and properties depend on these parameters. To form a wear-resistant surface layer, it is advisable to use powders, which include carbide-forming elements and individual chemical compounds of alloying elements.

Based on the analysis of literature sources, the purpose of research and tasks that ensure its achievement are formulated.

The choice of source charge materials on the indicators of combustion, phase transformation and melt formation is substantiated.

The design features of the created laboratory equipment for experimental researches are described.

Information on the application of methods of mathematical modeling of heat exchange processes between thermite melt and base metal casting is given.

Brief information on the application of methods for research, quality control of charge components, determination of thermite mixture density, method of its ignition, temperature measurement at different points of the system "casting - mold-reactor", preparation of samples for metallographic studies, determination of thermite melt density, research abrasive wear resistance of castings.

It is shown that regardless of the ratio of oxides FeO , Fe_2O_3 and Fe_3O_4 in the scale, the determination of the thermite combustion parameters is due to its oxygen content. The relationship between the oxygen content in the scale and the amount of oxidizing and oxidizing iron is determined

It was found that during the combustion of 1 kg of thermite with Fe_2O_3 and FeO , 3996 kJ and 3185 kJ of heat are released, respectively.

It is determined that the amount of reaction heat spent on heating iron from 298 K to a melting point of 1809 K is 959.39 kJ / kg; heating of alumina to the melting point - 2500 kJ / kg; bringing the reaction products to the melting point of alumina

(including the melting of alumina): for iron - 1648.5 kJ / kg, for alumina - 3592 kJ / kg; for reaction products - 2575.7 kJ / kg.

According to the obtained dependence of the reaction temperature on the mass ratio of its products, it was found that for the reaction with Fe_2O_3 the adiabatic temperature is 3512.74 K, and for the reaction with FeO - 3037.91 K.

It was found that for Fe_2O_3 oxide the amount of reaction heat, which is spent on heating the reaction products to the boiling point of iron (3134 K), is 3548 kJ / kg, and on the evaporation of iron - 448 kJ / kg. This indicates the degree of transition of iron to the gaseous state in the amount of 14.1% (33.7 liters when burning 100 g of the original charge).

According to the results of the calculation of the average temperatures of the formed functional layer and the base, it was found that at 298 K the doped layer does not fuse with the base, because it does not have time to melt, even at a thickness of 5 mm. Heating of the base to 873 K, firstly, provides a high-quality fusion zone, and secondly, a long (up to 15 s) stay of the thermite melt in the liquid state. This helps to avoid gas inclusions in it, melting corundum and averaging alloying elements in the volume.

It is shown that in order to increase the amount of metal powders introduced into the charge, it is necessary to heat the charge and base to temperatures that ensure the formation of a reliable fusion zone of functional and main layers, prevent damage to the casting body and not to affect the stratification of the charge. 873 K was chosen as the limit temperature.

Analysis of temperature-time parameters of thermite melt formation showed that the total combustion time of thermite charge is 8.5 s. After that, the combustion front reaches the surface of the metal base, the temperature of which rises rapidly to 2150 K for 1 second. This indicates the beginning of the fusion of the thermite alloy layer. The temperature in the fusion zone of the base layer for 7 seconds decreases to the temperature of the beginning of crystallization of iron in the transition surface layer of the base. This time is sufficient for a high-quality connection of the base metal with the chromium-doped functional layer.

It is established that the optimal conditions for the process of forming a wear-resistant layer of thermite alloy based on the Fe-Cr-C system is that after the combustion wave, the temperature of the medium should not exceed the boiling point of iron. Its lower limit should be higher than the total crystallization temperature of the formed melt and its overheating (500–1000 degrees depending on the amount of melt and the temperature of the metal base).

It is shown that the substantiated indicators of the melt formation process for different compositions of the charge and its heating temperatures provide a qualitative functional layer with a given chemical composition.

Based on the chemical composition of the obtained layer and the analysis of the weight composition of the final reaction products, its structure was determined, which consists of a ferritic-perlite matrix with corundum inclusions (13.5%).

It is shown that the chromium-doped layer corresponds to the composition of wear-resistant chromium cast iron. The complex carbide phase in the amount of 33.0% corresponds to the composition of cementite doped with chromium, the inclusion of corundum reaches 19.0%.

It is established that due to the difference of critical radii of inclusions of corundum and chromium carbides almost 7 times, the probability of homogeneous nucleation of alumina inclusions is much higher than the inclusions of chromium carbide. Chromium carbide inclusions are formed heterogeneously on Al_2O_3 inclusions as on seeds, and the average size of corundum inclusions is 15.4 μm .

Regularities of growth of embryos of primary inclusions in a thermite alloy are established. It is shown that in 0.1 s the inclusions reach sizes that are sufficient to float through a layer of thermite melt 10 cm thick. That is, all primary inclusions of corundum are concentrated on the surface of the formed melt.

According to the results of calculations, it is established that in the deepest part (20 mm) of the formed layer all gas bubbles with a diameter of more than 0.03 mm have time to reach the surface of the melt during its existence in the liquid state (about 20 s). All gas inclusions with a diameter of less than 0.01 mm emerge near the open interface of the main and formed alloy layer.

The basic scheme of equipment for the technology of surface alloying of castings by casting of superheated melt with the set properties on their surface is developed.

Information on organizational aspects of implementation and execution of basic and auxiliary operations on the proposed technology is given.

Indicators of microhardness and relative wear resistance (standard - sample with IChH28N2) of functional layers of different chemical composition and structural-phase state are determined.

Research and industrial tests of the offered technical and technological decisions are carried out. The expediency of the introduction of technology of surface alloying of castings owing to the formation on their surface of a functional layer from a thermite melt is confirmed. This ensures its reliable fusion with the base and prevents damage to the body of the casting due to burnout of the wall. The possibility of controlling the temperature (up to 2500 K) and the amount (up to 54.1%) of the formed thermite melt, chemical composition (Cr - up to 22.5%, C - up to 3.4%, Al - up to 11%), hardness up to 5500 MPa) and relative wear resistance (up to 2.1 compared to IChH28N2) of the functional layer of castings.

It is shown that the proposed technology provides an economic effect due to significant savings of materials, electricity, time, labor, reduction of technological operations, as well as the ability to correct complex defects.

Keywords: surface alloying, thermite melt, functional layer, metal filler, surface casting, fusion zone, chromium carbide, structure-forming mechanism, temperature-time parameters, restoration of properties.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у фахових виданнях:

1. Скидин И. Э., Глазовая М. А. Перспективы применения технологий самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) при изготовлении биметаллических оливок. *Вісник Криворізького національного університету*. 2013. № 35. С. 178–181.

2. Скідін І. Е., Жбанова О. М., Саїтгарєєв Л. Н. Дослідження впливу металевого наповнювача термітної шихти на якісні показники сплаву, наплавленого методом СВС. *Вісник Житомирського державного технологічного університету*. 2017. № 2 (80). С. 13–17.

3. Исследование биметаллических образцов, сплавленных высокотемпературным синтезом / Скидин И. Э. и др. *Процессы литья*. 2018. №1 (127). С. 62–67.

4. Дослідження чавунного високохромового наплавлення, отриманого методом СВС / Саїтгарєєв Л. Н., Скідін І. Е., Калинин В. Т., Бялік Г. А. *Качество минерального сырья*. 2018. Т 2. С. 214–221.

5. Alternative technology to manufacture bimetallic products by using self-propagating high temperature synthesis / Skidin I. E. and oth. *JOURNAL OF ENGINEERING SCIENCES*. 2020. Vol. 4, Issue 2. P. 7–10.

6. Аналіз структурно-хімічного стану формування шару термітного сплаву на сталевій підкладці самопоширюваним высокотемпературним синтезом / І. Е. Скідін та ін. *Метал та лиття України*. 2020. №4 (28). С. 69–75.

7. Про розрахунки процесу формування шару термітного сплаву на сталевій підкладці за СВС-процесом / І. Е. Скідін та ін. *«Металургія» : зб. наук. праць*. 2020. Вип. 1. С. 55–62.

Тези доповідей на міжнародних науково-технічних та науково-практичних конференціях:

8. Скідін І. Е., Глазова М. А. Внепичне отримання безнікелевої жаростійкої сталі шляхом використання алюмотермічних матеріалів. *Нові матеріали і*

технології в машинобудуванні : матеріали наук.-техн. конф., 19–20 квітня 2012 р. Київ, 2012. С. 20–21.

9. Скидин И. Э., Кривенец Ю. В. Теплотехническая модель процесса наплавки. *Сталий розвиток промисловості та суспільства* : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 20–22 травня 2015 р. Кривий Ріг : КНУ, 2015. С. 199–200.

10. Скидин И. Э., Бережная Ю. В. Значение оптимального состава шихты для получения СВС расплава. *Сталий розвиток промисловості та суспільства* : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 20–22 травня 2015 р. Кривий Ріг : КНУ, 2015. С. 200–201.

11. Скидин И. Э., Кривенец Ю. В. Распределение температурного поля в наплавляемом слое и на основе. *Сталий розвиток промисловості та суспільства* : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 20–22 травня 2015 р. Кривий Ріг : КНУ, 2015. С. 202–203.

12. Скидин И. Э., Бережная Ю. В. Термодинамические особенности расчета алюмотермической реакции. *Сталий розвиток промисловості та суспільства* : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 20–22 травня 2015 р. Кривий Ріг : КНУ, 2015. С. 198–199.

13. Скідін І. Е., Саїтгареев Л. Н. Дослідження отримання біметалевих виробів наплавкою при твердопламенному горінні легованих порошків. *Литьє 2016* : матеріали XII міжкнар. науч.-практ. конф., 24–26 травня 2016 : Запоріжжя, 2016. С. 207–208.

14. Скідін І. Е., Жбанова О. М. Дослідження показників змін температур при наплавленні методом СВС. *Литьє 2017* : матеріали XIII міжкнар. науч.-практ. конф., 23–25 мая, Запоріжжя, 2017. С. 217–219.

15. Скідін І. Е., Ібраєв М. Ю. Перспективи отримання біметалевих виливків за допомогою легованих термітних брикетів. *Розвиток промисловості та суспільства* : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 24–26 травня, Кривий Ріг, 2017. С. 229.

16. Скідін І. Е., Каратаєв Ю. Ю. Перспективи отримання зміцненого шару з карбідом хрому при наплавленні методом СВС. *Нові матеріали і технології в*

машинобудуванні–2017 : матеріали VII наук.-техн. конф., Київ, 30–31 травня 2017 р. Київ, 2017. С. 166.

17. Структурно-хімічний стан наплавлення термітного сплаву на сталеву підкладку алюмотермічним СВС-процесом / І. Е. Скідін та ін. *Сучасні технології промислового комплексу – 2020* : матеріали міжнар. наук.-практ. конф. Херсон : ХНТУ, 2020. Вип. 6. С. 144–148.

18. Скідін І. Е., Воденнікова О. С. Аналіз процесу нагрівання компонентів шихти при виробництві біметалевих виливків самопоширюваним високотемпературним синтезом. *Біоекономіка як ключовий фактор розвитку виробництва та екологізації промислового регіону – 2020* : матеріали міжнар. наук.-практ. конф. Херсон : ХНТУ, 2020. № 20 (1345). С. 102–109.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
ВСТУП	17
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЙ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ	23
1.1. Фактори, що впливають на інтенсивність зношування виливків	23
1.2. Вибір легованих матеріалів для отримання функціональних шарів	25
1.3. Процеси, що відбуваються при утворенні з'єднані функціональних шарів	28
1.4. Класифікація методів отримання легованих зносостійких покриттів на деталях	33
1.5. Застосування СВС-металургії на машинобудівних підприємствах	38
Висновки і постановка завдань дослідження	45
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ	47
2.1. Характеристика вихідних матеріалів	47
2.2. Методи проведення досліджень	51
2.2.1. Контроль якості порошків термітної шихти	51
2.2.2. Методика визначення щільності термітної шихти	52
2.2.3. Модель визначення температурних полів в основному та функціональному шарі вилівка	52
2.2.4. Методи вимірювання температури в процесі лиття форми	60
2.2.5. Методика підготовка зразків для дослідів	62
2.2.6. Методика металографічного аналізу	63
2.2.7. Методика визначення густини та пористості сплаву	63
2.2.8. Методика дослідження абразивної зносостійкості і лабораторна установка	64
Висновки до розділу	65
РОЗДІЛ 3. ОБГРУНТУВАННЯ СКЛАДУ ТЕРМІТНОЇ ШИХТИ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ЯКІСНОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ШАРУ	66

	16
3.1. Термодинамічні розрахунки екзотермічних реакцій	66
3.2. Взаємодія утвореного термітного розплаву з поверхнею виливки	75
3.3. Температуро-часові параметри у системі «виливок – форма-реактор»	80
3.4. Особливості визначення кількості наповнювача в термітній суміші.	83
Висновки до розділу	93
РОЗДІЛ 4. ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМІВ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СФОРМОВАНОГО ШАРУ ТА ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ	95
4.1. Утворення оксидних та карбідних фаз в структурі сформованого шару	95
4.2. Термокінетичні особливості утворення неметалічних включень	101
4.3. Рух газових бульбашок в термітному розплаві	114
Висновки до розділу	118
РОЗДІЛ 5. РЕКОМЕНДАЦІЇ ЩОДО ВПРОВАДЖЕННЯ ТЕНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ	119
5.1. Особливості технології лиття термітного розплаву	119
5.1.1. Приготування вихідної термітної шихти	120
5.1.2. Підготовка реакційної форми	120
5.1.3. Виготовлення ливарної форми	121
5.1.4. Завантаження та нагрівання термітної шихти в реакційній формі	123
5.1.5. Запалювання термітної шихти	124
5.2. Дослідно-промислові випробування	125
Висновки до розділу	131
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	132
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	135
ДОДАТКИ	145

ВСТУП

Актуальність теми. При виробництві значної кількості литих деталей, які працюють в умовах інтенсивного зношування, високих температур та агресивних середовищ (теплоенергетика, металургія, гірничо-збагачувальна й хімічна промисловість), переважно застосовуються технології їх виготовлення з використанням об'ємного легування металу, що часто не є ефективним, оскільки лише невелика товщина таких деталей є робочою і зношується. Це призводить до невиправданих витрат дорогих високолегованих сплавів і збільшення собівартості лиття.

Виробництво виливків з різними властивостями окремих частин здійснюється різними способами: послідовного або одночасного заливання розплавів у ливарну форму, заливання розплаву на тверду заготовку тощо. Більшість цих технологій потребує одночасного плавлення розплавів різного хімічного складу в окремих плавильних агрегатах і використання операцій додаткової обробки розплавів, що ускладнює технологічний процес виготовлення виливків з функціональними шарами.

Також значна увага дослідників приділяється розробці технологічних процесів виготовлення виливків з поверхневими функціональними шарами, зокрема зносостійкими, властивості яких надаються шляхом їх легування. Поверхнєве легування виливків шляхом нанесення на внутрішню поверхню форми легувальних покриттів дозволяє отримувати поверхневий шар з диференційними властивостями не більше 10 мм. Нанесення поверхневого легованого шару на виливки екзотермічним наплавленням у полі відцентрових сил або електрошлаковим наплавленням дозволяє отримувати функціональний шар будь-якого розміру, проте, для здійснення цих способів необхідне складне обладнання.

Застосування методів металотермії для синтезу розплавів заданого хімічного складу та отримання виливків з легованими функціональними шарами є перспективним напрямом розвитку наявних технологій, оскільки при цьому забезпечується певна автономність, відсутність потреби в потужних

джерелах електроенергії, простота й дешевизна технологічного обладнання, висока продуктивність тощо. Проте проблема прогнозованості структур синтезованих сплавів та керованості значною часткою їх фізичних, механічних та службових властивостей обмежує використання метало термічних процесів у промисловій практиці ливарників.

Отже, дисертаційна робота, що спрямована на розроблення теоретичних і технологічних основ поверхневого легування виливків шляхом одержання та лиття функціональних шарів із термітних розплавів, є актуальною.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконана в Криворізькому національному університеті відповідно до планів науково-дослідних робіт, зокрема «Дослідження технологій отримання ливарних сплавів з особливими властивостями» (держреєстрація № 0116U001857).

Мета і завдання дослідження. Метою роботи є обґрунтування технологічних параметрів одержання й лиття легованих хромом функціональних шарів із термітних розплавів для виготовлення й відтворення виливків.

Досягнення поставленої мети передбачає таких завдань дослідження:

- проаналізувати відомі способи, які забезпечують поверхневе легування в одержуваних з термітного розплаву функціональних шарах;
- виконати термодинамічний аналіз взаємодії компонентів термітної шихти для визначення її оптимального складу, який дозволяє отримувати функціональний шар із заданими якісними параметрами;
- встановити оптимальні параметри підігрівання системи «виливок – форма-реактор» для отримання якісної зони сплавлення при мінімальних витратах термітної суміші;
- встановити закономірності формування структури функціонального шару та зони сплавлення з тілом (основою) виливка залежно від керованих технологічних параметрів;

– розробити рекомендації щодо технологічного процесу поверхневого легування виливків шляхом утворення функціонального шару із заданими властивостями.

Об’єкт дослідження – процес формування на поверхні виливків функціонального шару із термітних розплавів.

Предмет дослідження – хімічний склад, технологічні параметри процесів поверхневого легування виливків, структура, механічні властивості сплавів та експлуатаційні властивості виливків

Методи дослідження. Окреслені в роботі завдання обумовили проведення комплексних теоретичних та експериментальних досліджень із використанням сучасних методів і устаткування для визначення механічних та експлуатаційних властивостей зносостійких сплавів на основі заліза з високою достовірністю й відтворюваністю результатів.

Наукова новизна отриманих результатів.

У результаті виконання дисертаційної роботи здобувачем одержано нові та важливі наукові результати:

1. Подальшого розвитку набули уявлення щодо калорійності алюмотермії на основі окалини та порошку алюмінію: обґрунтовано доцільність використання надлишку тепла реакцій (448 кДж/кг) на плавлення додатково введених у шихту порошоків заліза та хрому, завдяки чому зменшуються втрати заліза через кипіння і стає можливим керування властивостями сформованого шару.

2. Уперше обґрунтовано вплив температури й кількості введених до алюмотермічної шихти порошоків заліза та хрому на якісно-кількісні показники сформованого із термітного розплаву функціонального шару виливків: при нагріванні системи «виливок – форма-реактор» до 873 К і збільшенні в шихті порошку заліза з 20 до 40 % від маси терміту забезпечується підвищення густини сплаву на 33 % (до $7,05 \cdot 10^3$ кг/м³) та зменшення його пористості на 17,3 %; уведення порошку хрому в кількості 12,8 % від маси терміту забезпечує можливість отримання в сплаві 22,5 % хрому, а при заміщенні його кожної десятої частини порошком заліза – приріст кількості сплаву на 0,9 %.

3. Подальшого розвитку отримали уявлення про вплив температури системи «виливок – форма-реактор» на процес формування шару термітного розплаву та його сплавлення з поверхнею деталі: теоретично встановлено та експериментально підтверджено, що при граничній температурі 873 К у формі-реакторі реалізуються температуро-часові умови утворення розплаву у кількості, яка, залежно від поставлених завдань, забезпечує металевий зв'язок у перехідній зоні сплавлення, задану товщину функціонального шару, рівномірний розподіл легуючих елементів, вихід газових неметалевих включень та цілісність стінок вилівка у разі його відновлення.

4. Подальшого розвитку отримали уявлення про структуроутворення алюмотермічного функціонального шару вилівоків: обґрунтовано якісно-кількісний склад зміцнювальних фаз залежно від складу компонентів шихти (для шихти на основі заліза – цементит – 47,5 % та корунд – 13,5 %; для шихти на основі хрому – легований хромом цементит – 33,0 % та корунд – 19,0 %).

5. Отримали подальшого розвитку уявлення щодо утворення неметалевих включень у сплавах на основі заліза, одержаних із використанням алюмотермії: теоретично встановлено та експериментально підтверджено, що переважно всі первинні включення корунду ($r_k=2,095 \cdot 10^{-8}$ см), які спливають зі швидкістю 1,61 см/с, концентруються на поверхні термітного розплаву, а вторинні включення через низьку швидкість спливання $1,52e^{-3}$ см/с – залишаються в розплаві й слугують центрами для гетерогенного зародження включень карбїду хрому ($r_k=4,032 \cdot 10^{-8}$ см) і відіграють роль інокулюючого модифікатора.

Практичне значення отриманих результатів.

1. Визначено граничні температуро-часові умови утворення розплаву з термітної шихти, при яких, залежно від поставлених завдань, забезпечується металевий зв'язок у перехідній зоні сплавлення, задана товщина функціонального шару, рівномірний розподіл легуючих елементів, видалення газових включень, цілісність відновлюваного вилівка.

2. Експериментально підтверджено склади шихти для одержання в реакційній формі необхідної кількості перегрітих розплавів заданого хімічного складу, що формують функціональний шар на поверхні вилівка.

3. Показано можливість отримання функціонального шару, мікроструктура якого представлена феритом-перлітною матрицею із зміцнювальними фазами у вигляді карбїду залїза (цементит), глинозему (корунд) та легованого хромом цементиту залежно від складу компонентів шихти.

4. Розроблено методику розрахунку терм кїнетичних особливостей утворення неметалевих включень у сплавах на основї залїза, одержуваних із використанням алюмотермїї, на підставї якої вивчено механїзм структуроутворення.

5. Розроблено універсальну технологїю поверхневого легування виливкїв та відновлення їх робочих зон, яка ґрунтується на литтї отримованого позапїчним методом термїтного розплаву на поверхню рїзного профїлю й дозволяє сформуванню на нїй легований хромом функціональний шар рїзної товщини.

Результати роботи пройшли промисловї випробування на підприємствї ТОВ «Гормашремонт», м. Кривий Рїг (акт від 20.09.2020 р.) та ПП «Колбї» м. Кривий Рїг (акт від 22.05.2019 р.). Підтверджено переваги розробленого технологїчного процесу виготовлення литих деталей з рядових сталей та легованою хромом поверхнею, яка утворюється внаслідок формування з термїтного розплаву функціонального шару із заданими фізико-механїчними властивостями.

Запропонованї методики й теоретичнї напрацювання впроваджено в навчальний процес Криворїзького національного університету під час оновлення змісту освітніх компонентів: «Моделювання ливарних процесів», «Спеціальнї види литва», «Сталево литво».

Особистий внесок здобувача. Дисертація виконана автором самостїйно. Усї науковї і практичнї результати базуються на дослідженнях, що проведенї особисто здобувачем. У дисертацїї не використанї ідеї співробітників, якї сприяли виконанню роботи. Публікацїї відображають дослідження, виконанї здобувачем. Здобувач безпосередньо є розробником технологїї поверхневого легування виливкїв одержаним із термїтного розплаву функціональним шаром. Автором проведено комплекс досліджень, аналіз та оброблення

експериментальних даних. Особистий внесок здобувача в роботах, що опубліковані у співавторстві, полягає у виборі об'єкта досліджень, обробленні та аналізі одержаних даних аналізу [1, 4, 6]; розробленні методики проведення експериментів та участі у лабораторних дослідженнях [2, 5]; участі у проведенні експериментів, здійсненні аналізу результатів [3]; проведенні досліджень на підприємствах та визначенні основних параметрів технологічного процесу [4, 7].

Апробація результатів дисертації. Основні наукові положення і результати, що представлені в дисертації, пройшли апробацію на таких конференціях: Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» (м. Київ, 2012 р., 2017 р.); Міжнародна науково-технічна конференція «Розвиток промисловості та суспільства» (м. Кривий Ріг, 2015 р., 2017 р.); XII Міжнародна науково-практична конференція «Литве» (м. Запоріжжя, 2016 р., 2017 р.); VI Міжнародна науково-практична конференція «Сучасні технології промислового комплексу – 2020» (м. Херсон, 2020 р.); Міжнародна науково-практична конференція «Біоекономіка як ключовий фактор розвитку виробництва та екологізації промислового регіону» (м. Запоріжжя, 2020 р.).

Публікації. За матеріалами дисертаційної роботи опубліковано 18 друкованих праць, з них 7 статей у наукових фахових виданнях та 11 праць – тези доповідей у збірниках матеріалів конференцій.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, 5 розділів, викладених на 135 сторінках, загальних висновків, списку літературних джерел із 106 найменувань, 1 додатку. Робота містить 44 рисунки і 21 таблицю.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЙ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ

1.1. Фактори, що впливають на інтенсивність зношування виливків

Зносостійкість металів залежить перш за все від їх структури. Найбільш ефективним шляхом підвищення зносостійкості металів, є їх легування [1]. При цьому вирішальне значення набуває фактор раціонального легування наплавлених шарів. Висока зносостійкість металів, як правило, обумовлюється наявністю в структурі твердих фаз (карбідів, боридів, нітридів та ін.). Формування в структурі металу цих фаз зменшує ступінь пластичної деформації і запобігає руйнуванню робочої поверхні. Їх позитивна роль полягає в створенні своєрідного бар'єру на шляху руху абразивної частинки. При зустрічі з армуючою фазою відбувається затуплення, руйнування або відтискування абразивних частинок, в результаті чого ефективність їх впливу на матрицю і зносостійкість поверхні знижується. Однак збільшення карбідів з метою підвищення зносостійкості матеріалу доцільно лише в певних межах, так як надмірна кількість карбідів змінює механізм зношування – карбіди починають викрошуватися (але не стираються), і зносостійкість при цьому зменшується [2].

На зносостійкість матеріалу впливає форма і розташування карбідів. Визначено, що хромисті карбіди виділяються переважно у вигляді прямокутників витягнутої форми, а карбіди ванадію, ніобію утворюють комплекси компактного круглого або прямокутного перетину. При зіткненні з абразивними тілами карбіди хрому прорізаються ними і руйнуються, а при взаємодії з комплексними карбідами округлої форми відбувається руйнування абразиву. Хороша опірність руйнування карбідів обумовлена не тільки їх формою, але і величиною сил зв'язку в карбіді і на межі поділу карбід-матриця. Велику зносостійкість мають сплави з дрібнодисперсними карбідами [3].

Крім зміцнюючої фази значний вплив на зносостійкість матеріалу надає матриця. Матриця повинна бути достатньо пластичною і здатною демпфувати

виникаючим напругам. Але її міцні властивості повинні бути максимально високими для протидії власним руйнуванням і витісненням твердих включень. Матриця може бути ферритною, мартенситною, аустенитною або складатися з суміші структурних складових. Феритна структура має найменшу опірність зношування, тому тверді карбідні, боридні частинки погано утримуються в ній [4]. Найвищу зносостійкість в умовах абразивного зношування мають сплави з мартенситною або мартенситно-аустенитною основою і карбідною, боридною, нітридною зміцнюючою фазою. Зміцнюючі тверді включення добре утримуються мартенситною матрицею, яка до того ж, в безударном режимі добре протидіє впровадженню та переміщенню абразивних частинок. Однак в умовах ударно-абразивного зношування відбувається викришування карбідів через високу крихкість основи. В результаті викришування карбідів в металі виникають мікротріщини і зношування сплаву підвищується [5].

Більш високу зносостійкість при ударно-абразивному зношуванні мають сплави з аустенитною і аустенитно-мартенситною основою і обмеженою кількістю армованих твердих сполук, де кількість карбідної фази не повинна перевищувати 25-30% [6]. Аустеніт менш зносостійкий, ніж мартенсит, але завдяки своїй підвищеній в'язкості, він краще утримує тверді включення. Крім того, в зв'язку з різним питомим об'ємом мартенситу і аустеніту в обсязі металу, охопленого перетвореннями, виникає внутрішня напруга стиснення, що підвищують твердість і опір зносу.

Встановленням взаємозв'язку між зносостійкістю металів і їх фізико-механічними властивостями займалися багато дослідників [7, 8]. Зносостійкість чистих металів, сталей і сплавів з підвищенням твердості збільшується, але при одній і тій же твердості сталі різного хімічного складу відрізняються по зношуваності [9]. Для сплавів, що мають неоднорідну структуру, залежність між ступенем зносу і твердістю може бути нелінійною, так як кожна структурна складова при зіткненні з абразивними частинками в різному ступені визначає рівень опірності зношуваності.

На зносостійкість впливають і інші механічні властивості металів. Встановлено, що абразивний знос зменшується зі збільшенням межі плинності,

а зі збільшенням відносного подовження, відносного звуження і ударної в'язкості він збільшується [10]. Межа міцності неоднозначно впливає на зносостійкість сталі. Зносостійкість підвищується до певних значень межі міцності, а подальше зростання призводить до зниження зносостійкості.

При ударно-абразивному зносі визначальними властивостями металів є пластичність і ударна в'язкість. В області крихкого руйнування сталі незалежно від величини питомих навантажень з підвищенням пластичних властивостей зносостійкість сталі збільшується. В області в'язкого руйнування при малих значеннях навантажень ці властивості не впливають на знос, а при високих навантаженнях їх зносостійкість знижується [11].

1.2. Вибір легованих матеріалів для отримання функціональних шарів

Залежно від легування сплаву властивості зносостійких матеріалів при однаковому характері мікробудови можуть істотно відрізнятися, так як властивості фаз дуже різні в залежності від їх легування.

Аналіз [12] сплавів на залізній основі застосованих у нашій країні і за кордоном, для боротьби з абразивним зношуванням дозволяє зробити висновок про те, що С, Cr, Mn і Ni є найбільш поширеними для легування виливків, що працюють в умовах абразивного зношування. У поєднанні до перерахованих елементів в литий сплав також вводять такі сильно карбідоутворюючі елементи, як W, V, Ti і Mo.

Зі збільшенням кількості вуглецю в сплаві зростає кількість залишкового аустеніту, а також кількість карбідів і карбідна неоднорідність [13]. При високому вмісті хрому в сплаві, крім утворення спеціальних карбідів хрому, відбувається зміцнення хромом аустеніту і мартенситу. Хром, як і вуглець, збільшує карбідну неоднорідність і в цілому сприяє підвищенню не тільки зносостійкості, але і крихкості металу.

Введення різної кількості марганцю і нікелю до складу ливарних сплавів дозволяє змінювати кількість залишкового аустеніту, який в свою чергу може по-різному впливати на зносостійкість матеріалів. Марганець і нікель сходяться

в тому відношенні, що вони обидва розчиняються в аустеніті, збільшують його стійкість і сприяють тим самим збільшенню кількості залишкового аустеніту [14]. Нікель не входить до складу карбідів і в основному легує твердий розчин (основа). Марганець міститься як в твердому розчині, так, частково, і в карбідах. З підвищенням кількості марганцю в матеріалі зростає схильність до зростання зерна при нагріванні, що несприятливо позначається на його властивості (збільшується крихкість). Легування виливків вольфрамом і ванадієм призводить до утворення їх карбідів, що підвищує їх зносостійкість. До того ж вольфрам, перебуваючи в твердому розчині, в деякій мірі збільшує стійкість аустеніту.

Найбільш поширеними системами легуючих елементів наплавлювальних матеріалів (на залізній основі) є сплави: Cr-Mn; Cr-B; Cr-Ni; Cr-W-V. Найбільш поширеними елементами для легування є Cr, Mn і останнім часом B (вуглець як легуючий елемент входить в усі зносостійкі сплави на залізній основі). Такі елементи, як W, Ni; Mo, V, Ti, Co (Ni і Co іноді використовують як основу в наплавлювальних сплавах), застосовуються в значно менших обсягах у зв'язку з тим, що вони дефіцитні і дорогі, проте останнім часом спостерігається тенденція до все більшого використання в якості легуючих елементів.

Аналізуючи застосовані в промисловості наплавочні матеріали, можна відзначити, що все різноманіття використовуваних систем легування сплавів на залізній основі можна в основному звести до чотирьох груп.

До першої групи належать наплавочні сплави, де хром є головним елементом, що формує властивості сплаву (при наявності певного змісту вуглецю). Зазвичай в хромисті сплави додають ще один або два легуваних елементів в невеликій кількості, які істотно впливають на властивості наплавленого металу.

До другої групи слід віднести високомарганцеві наплавочні матеріали.

До третьої групи сплави з вольфрамом як основний легуючий елемент.

Четверта група матеріалів, що застосовуються при роботі в умовах абразивного зношування, є сплави з трьома легуючими елементами і більше.

Щоб досягти найкращих експлуатаційних властивостей легованого металу, слід знати, яке з можливих структурних станів при даному хімічному складі може забезпечити оптимальні властивості для конкретних умов роботи.

Встановлення зв'язку між зношуванням металів і будь-якими легко обумовленими його характеристиками механічних властивостей давно привертає увагу дослідників [15]. Знаходження такого зв'язку значно спростило б вибір матеріалів для різних умов роботи.

До останнього часу існувала думка про можливість високої твердості з високою зносостійкістю. Тим часом у багатьох роботах показано, що визначення однієї твердості не завжди може характеризувати зносостійкість матеріалу. Рядом дослідників [16] було встановлено, що тільки мікробудова, властивості структурних складових спільно з твердістю дозволяють судити про дійсну поведінку легованого металу при тому чи іншому вигляді абразивного зношування.

В даний час існує велика кількість легуючих матеріалів, що застосовуються в промисловості, для боротьби з абразивним зносом [17]. Розгляд мікроструктур різних легованих матеріалів дозволяє розділити застосування сплавів для роботи в умовах абразивного зношування на основні види, в залежності від характеру мікроструктури [18]. Аналізуючи дані структури з точки зору можливості їх отримання в сплаві для нанесення функціонального шару необхідно відзначити наступне. Використання сплавів другої групи з аустенітною структурою, зміцнюються при деформації нерационально. Використання сплавів зі структурами третьої і четвертої груп для нанесення шару також є неприйнятним, оскільки дані структури, можна, отримати при значному вмісті вуглецю, що небажано при наплавленні значних обсягів металу.

Найбільш сприятливими основами для зносостійких сплавів при відновленні є мартенситна і аустенітна. При цьому в залежності від загальної будови сплаву і наявності надлишкових фаз в різних випадках кращою може виявитися та або інша основа.

Поєднання цих двох основ (мартенситу з певною кількістю аустеніту) може забезпечити найбільш сприятливе поєднання властивостей легованого сплаву [19].

1.3. Процеси, що відбуваються при утворенні з'єднані функціональних шарів

Наявність форми на оброблюваній деталі дозволяє формувати шар металу що наплавляється та представляє собою два різнорідних метала або сплава нерозривно з'єднаних між собою на атомарному рівні шляхом дифузії [20].

В роботі [21] розглянуті вимоги, які пред'являються до біметалевих деталей, обумовлені саме умовами експлуатації конструкцій і їх необхідним ресурсом роботи. Тому основними вимогами є:

- наявність нерозривного з'єднання між матеріалами по всій поверхні зіткнення на атомному рівні;
- рівнопрочність зони з'єднання з найменш міцним матеріалом, що становить біметал;
- структура і властивості матеріалів біметалу має задовольняти експлуатаційним властивостям виробу.

В основі технологічних процесів отримання з'єднання різнорідних матеріалів в біметалічну конструкцію лежать теплохімічні реакції взаємодії атомів на кордоні контакту шарів. При цьому спостерігаються інтенсивні дифузійні процеси, що призводять до змін в структурі і властивостях матеріалів, що з'єднуються. Різноманіття факторів, що впливають в технологічних процесах виробництва біметалевих конструкцій обумовлює необхідність їх систематизації, виявлення закономірностей формування з'єднань і вивчення їх властивостей. Розширити сортамент і обсяг виробництва виробів з біметалевих, багатокомпонентних матеріалів допоможуть знання про можливе або неможливе з'єднання тих чи інших металів (сплавів). При цьому вирішальний вплив на отримання з'єднання надає їх металургійна сумісність, яка визначається взаємною розчинністю металів [22].

Фазовий стан матеріалів і послідовність їх взаємодії характерно для більшості способів наплавлення, заснованих на плавленні матеріалу який наноситься на основу [23]. Можна розділити процеси на три групи: взаємодії металів в рідкій фазі, металів, що знаходяться в твердій і рідких фазах і металів в твердому стані.

Перший випадок умовно можна розділити на три стадії:

- взаємодія рідкої фази з твердою;
- взаємодія рідких фаз між собою;
- взаємодія рідкої фази з твердою.

При першій стадії «тверде-рідке», в зоні їх контакту є висока рухливість атомів рідини і впорядковане розташування атомів кристалічної решітки твердої поверхні в початковий момент контактування. Тому фізичний контакт фаз на стадії активації їх взаємодії досягається практично миттєво. Ідеальна теоретична схема утворення з'єднання між рідким металом і твердим без оплавлення останнього передбачає змочування розплавом тонкого прикордонного шару поверхні твердого металу. Змочування твердої поверхні рідким металом можливо, коли поверхневий натяг твердого тіла більше поверхневого натягу рідини. Реальна поверхня твердого тіла, незважаючи навіть на її зачистку до металевого блиску, промивку та знежирення, завжди покрита тонким шаром окису заліза. Його поверхневий натяг для більшості металів значно менше поверхневого натягу чистого металу, тому поверхневий шар окису необхідно розчинити в процесі з'єднання або оплавити разом з металом основи. Щоб в цих умовах основний метал розплавився на глибину, що не перевищує товщину окисного шару, тривалість контакту фаз повинна складати величину порядку $1,5 \times 10^{-11}$ с. При реальній взаємодії розплавленого металу, у якого температура вища за температуру плавлення твердого металу, час контактування на кілька порядків більше і може складати від (0,08-0,1)с до (3-8) с. і більше [24], також нагрів основного металу відбувається і за рахунок енергії, що виділяється джерелом тепла. Все це призводить до неминучого

розплавлення обмеженого обсягу основного металу і його взаємодії з заливаємим, в рідкій фазі.

Друга стадія взаємодії для даної системи буде полягати в плавленні основного металу і взаємодії двох рідких фаз, що відрізняються між собою хімічними властивостями і температурою. Фактично з'єднання між матеріалами утворюється в рідкій фазі. Тривалість контактування фаз t_k визначається співвідношенням максимальної температури нагріву поверхні основного металу T_{max} , температурою кристалізації розплавленого металу T_c і середньою швидкістю охолодження поверхні основного металу w_c . у граничному стані:

$$t_k = T_{max} - T_c / w_c \quad (1.2)$$

Відведення теплової енергії від кордону розділу фаз в глиб твердого матеріалу за рахунок теплопровідності призводить до зниження температури розплаву, яка має контакт з ним, і початку його кристалізації. Вона починається в центрах кристалізації, які продовжують рости, і утворюють кристали закристалізованого металу [25]. Швидкість охолодження залежить від градієнту температур на кордоні контакту, який змінюється з часом. Крім цього, з часом рідкий метал стикається ні з холодним металом основи, а з прогрітим до температури плавлення. Це відбувається за рахунок поширення тепла внаслідок теплопровідності.

На третій стадії хімічний склад прикордонної зони встановлюється відповідно до рівності хімічних потенціалів елементів її складових. Після кристалізації розплаву взаємодія матеріалів двошарового виливка не закінчується. Воно триває, але вже в твердій фазі.

Формування металевого зв'язку може відбуватися за рахунок підплавлення основи і змочування її розплавом основного сплаву, а також дифузійної взаємодії двох металів при плавленні або при послідовній заливці [26]. Поява такого з'єднання відбувається при розплавленні, протікає взаємна дифузія при контакту рідких шарів різнорідних сплавів. Для цього часто буває необхідно підвищувати температуру розплаву, або попередньо підігрівати ливарну форму. При підплавленні елементів виливки якій сплавлюється у формі з рідким сплавом можливе утворення перехідних зон, які

володіють іншими властивостями, ніж основа виливки із рядового металу. Згідно [27] загальною умовою якісного з'єднання двох сплавів є підбір (розрахунок) оптимального температурного режиму виготовлення виливки в залежності від їх теплофізичних властивостей (теплоємність, теплопровідність).

В роботі [28] розглянуто формування металевого зв'язку який може відбуватися за рахунок підплавлення вставки і змочування її розплавом твердої скоринки затверділого основного сплаву, а також дифузійної взаємодії двох металів при плавленні або при послідовній заливці. Створення такого з'єднання відбувається при розплавленні, змочуванню поверхні та дифузії при заємному контакті рідких шарів різнорідних сплавів. Для цього необхідно підвищувати температуру розплаву або попередньо підігрівати армовані елементи. При підплавленні основи можливе утворення перехідних зон, що володіють іншими властивостями, ніж з'єднуючі матеріали.

Згідно [29] основною умовою якісного з'єднання двох сплавів є підбір температур, автори пов'язують формування біметалічної пари (металевого зв'язку) з температурою, яка встановилася на поверхні контакту основи і рідкого сплаву після зникнення градієнта температур, названою температурою контакту поверхонь ($T_{кл}$). Остання визначає глибину підплавлення елемента і розвиток процесів змішування взаємодіючих розплавів. Вважається встановленим, що при температурі контакту поверхонь меншою температури евтектичного перетворення ($T_{евт}$), сплавлення не відбувається зовсім. Рекомендується, що надійне сплавлення і якісний перехідний шар забезпечується при встановленні на кордоні взаємодії температури яка перевищує $T_{евт}$ на 20-30°C. Подальше зростання температури контакту призводить до збільшення глибини підплавлення металеві основи.

Великий практичний і науковий інтерес представляють встановлені в роботах [30] залежності температури контакту поверхонь, вставка – виливка, від відносної маси рідкого металу до поверхні його контакту зі вставкою, для сплавлення армуючих елементів із сталей 45, У8. Дослідження [31] дозволили авторам побудувати номограми для визначення температурних режимів отримання біметалевих виливків виходячи зі співвідношення кількості

заливаємого металу до площини поверхні контактуючої з розплавом. У цих роботах, обов'язковою умовою отримання біметалічної пари з металевим зв'язком вважається попередній підігрів металевих вставок, причому до дуже високих температур, що наближаються до $T_{\text{сол}}$.

В роботах [32] відмічається, що для запобігання окислення поверхні основи при нагріванні, їх попередньо покривали шаром захисного флюсу, шлаку або створювали нейтральну атмосферу. Для захисту поверхні металевої основи із залізовуглецевих сплавів авторами запропонований синтетичний боратний шлак. Використання захисних покриттів – флюсів, шлаків, для захисту поверхні армуючих елементів від окислення, створює проблему їх видалення з поверхні контакту за дуже короткий час – час заливки. Аналізуючи дослідження, опубліковані в літературі, і особливо результати, наведені в роботах, можна відзначити наступні закономірності, що відповідають трьом областям температурних режимів і відрізняються різними характерами зв'язків з'єднуються сплавів:

– область, в якій відсутній будь-який металевий зв'язок, на поверхні спостерігається невідділена плівка покриття;

– область температур, яка характеризується наявністю шару покриття підвищеної пористості (плями на поверхні) і частковим сплавленням вставки і матричного металу;

– температура, при якій здійснюється повне сплавлення по всій контактній поверхні без ознак покриття.

Приклад використання армуючих елементів з більш легкоплавких сплавів, ніж матричний метал, розглянуто в роботах [33]. Встановлено, що утворення адгезійного зв'язку (змочування) на кордоні розділу розплав – тверда поверхня (рідка сталь – чавун) відбувається лише при досягненні контактної температури, яка дорівнює температурі ліквідус розплаву.

1.4. Класифікація методів отримання легованих зносостійких покриттів на деталях

Більшість способів поверхневого легування варто розглядати як альтернативні. Поверхневе легування виливків може бути здійснене різними способами, при цьому можуть істотно розрізнятися властивості функціонального шару. Умови зміцнення поверхонь можуть змінюватися у широких межах, істотно залежить від способу поверхневого легування [34].

Сучасні методи формування зносостійких шарів дозволяють науково обґрунтовано визначати форму і структуру робочих поверхонь, їхні геометричні параметри і фізико-механічні властивості, що забезпечать ефективність роботи виливків.

Процес легування поверхні вилики дає можливість використовувати різні метали, сплави і псевдосплави шляхом нанесення їх на робочі поверхні основи, для підвищення їх експлуатаційних властивостей. В більшості випадків працездатність деталей залежить не стільки від якості основи деталей, скільки від властивостей поверхневих шарів [35]. Нанесення покриттів сприяє зміцненню поверхневого шару деталей, збільшенню терміну експлуатації, заміні дорогих сплавів на більш дешеві.

Вирішення проблеми підвищення якості деталей, виходячи з необхідності поліпшення їх експлуатаційних властивостей, може здійснюватися, як за рахунок застосування вже існуючих методів поверхневого легування, так і за рахунок їхнього удосконалення та створення нових.

Вибір конкретного методу формування поверхневого шару являє собою складну техніко-економічну задачу. В даний час відомо понад 130 методів нанесення функціональних покриттів (захисних, корозійностійких, антифрикційних, та ін.), що відрізняються фізичними, механічними, хімічними та багатоопераційними способами утворення.

До деталей сучасних машин і механізмів пред'являються підвищені вимоги щодо твердості, зносостійкості та ін. Більшість таких деталей виготовляють з використанням литих заготовок, тобто виливків. Термін служби

окремих литих деталей в значній мірі визначає надійність машин і їх продуктивність [36].

Під час експлуатації деталей машин найбільш інтенсивним зовнішнім впливам піддаються поверхневі шари, тому найчастіше структура і властивості саме поверхневих шарів дають змогу визначити вплив на працездатність виробів в цілому.

Проведений аналіз [37, 38] способів нанесення зміцнюючих функціональних шарів показав, що їх можна класифікувати на чотири основні групи згідно з методами їх утворення.

До першої групи способів фізичного зміцнення: вакуумні та лазерні технології, електроіскрове легування, газотермічне напилювання, поверхневе загартування та оплавлення, вибухове нанесення провідника.

До другої групи включають способи механічного зміцнення: поверхневе пластичне деформування (ППД), механічне нанесення покриттів, плакування, розпилення.

До третьої групи віднесені способи хімічного зміцнення: хіміко-термічна обробка (ХТО) (азотування, цементация, карбонітрація, оксидування, борирування), хімічне та гальванічне осадження, хімічне осадження (CVD), епіламування.

До четвертої групи віднесені багатоопераційні способи зміцнення, такі як лазерна і іонно-дифузійна обробка, електроіскрове легування і поверхневе пластичне деформування, електроіскрове легування, лазерне оплавлення, порошкові покриття, електронно-променеве легування і електронно-механічна обробка.

Проте багатьма з цих методів не вдається одержати шар з потрібними властивостями завтовшки більше 0,3 мм, що недостатньо, особливо для тривалої експлуатації деталей.

За даними [39] товщина поверхневого шару із спеціальними властивостями повинна бути не менше 5...10 мм. Наплавленням на поверхні деталі можна одержати шар такої товщини, але цей процес дуже трудомісткий, дорогий і, крім того, на деяких поверхнях деталей наплавлення металу

здійснити практично неможливо. Одержання шару із потрібними властивостями такої товщини поверхневим легуванням вивчена в роботі [40].

За результатами досліджень [41] дифузійне насичення карбідоутворюючими (Cr, Ti, W, V) за технологією ХТО дозволяє різко збільшити зносостійкість і кавитаційну стійкість сталей 45, У8 і сірого чавуну СЧ25, істотним недоліком ХТО є:

- мала товщина карбідних покриттів (< 20 мкм);
- великі тимчасові і економічні витрати при проведенні високотемпературної ХТО і подальшої додаткової термічної обробки для нормалізації структури і властивостей серцевини.

Серед можливих методів отримання виливків з зміцненою поверхнею перспективним є метод отримання виливків за газифікованими (ЛГМ) або випалюваних моделях [42]. Метод ЛВМ заснований на деструкції одноразової моделі в формі під час заповнення її рідким розплавом. Такий метод дозволяє отримувати відливання найбільш високою розмірною точністю і з досить гарною частотою поверхні (від 3 до 6 класу шорсткості), так як легована суміш що насичує розплав наноситься безпосередньо на модель.

Способи поверхневого і об'ємного легування по моделях що газифікуються здійснюються шляхом нанесення легуючих елементів у вигляді фарби, пасти або пудри на поверхню моделі з пінополістиролу [43], або введенням легуючих елементів до складу антипригарного покриття. Способи об'ємного легування зводяться до вдування порошкоподібних легуючих елементів спільно з гранулами пінополістиролу в прес-форму на стадії виготовлення моделей. У даних способів існують незаперечні переваги, які полягають в тому, що литі деталі можна виготовляти високої точності із забезпеченням заданих властивостей необхідним ділянкам поверхні або обсягу виливків в залежності від пропонованих вимог.

Серед високотемпературних технологій поверхневого зміцнення уваги заслуговує створення легованих поверхневих шарів виливків в процесі їх безпосереднього виготовлення. В даному випадку утворення зміцненого шару

відбувається в результаті взаємодії рідкого металу виливки з легуючим шаром, нанесеним на поверхню ливарної форми [44].

Відомі в даний час методи поверхневого зміцнення виливків можна розділити на дві групи в залежності від того, як відбувається поверхневе зміцнення [45]:

- в результаті зварювання легуючого матеріалу з поверхнею виливки;
- просочення рідким сплавом облицювального легуючого покриття.

В основі кожного з них лежить свій механізм зміцнення.

У першому випадку легуюча паста розплавляється при контакті з рідким металом і сплавляється з поверхнею виливки, що дозволяє отримувати порівняно товсті шари з високим вмістом легуючих елементів. Але в цьому випадку виникають труднощі з легуванням тугоплавкими елементами і знижується якість поверхні виливки.

При використанні другого варіанту поверхневого легування виливків можна отримати леговані шари значної товщини. Для отримання бездефектного шару покриття необхідно, щоб метал якій ллється просяк в легуючу пасту на всю її глибину. Формування зміцненого шару великої товщини можливо за умов, якщо температура в зоні контакту металу з ливарною формою буде вище температури кристалізації. Недоліком методу є складність отримання перегрітого металу для лиття.

Аналізом літератури [46] про процеси поверхневого легування встановлено, що для отримання виливки з заданими властивостями поверхні можна використовувати чисті метали (особливо в тих випадках, коли температури їх плавлення нижче температури розплаву що заливається в форму), а також різні лігатури і феросплави. Наприклад, для зносостійкого легування можуть бути перспективними феросплави, до складу яких входять хром, марганець, титан і інші, недорогі і не дефіцитні карбидоутворюючі елементи [47]. Гранулометричний склад компонентів легуючого покриття суттєво впливає на товщину легованого шару і вибирається в залежності від температури плавлення покриття і можливого перегрівання металу основи перед литтям його в форму [48]. Для всіх компонентів очевидне їх

розплавлення під дією температури розплаву, оскільки їх температури плавлення мають бути значно нижче. Однак теплоти рідкого металу не вистачає для повного розплавлення легуючих покриттів, особливо великих фракцій.

Автором [49] впроваджений спосіб поверхневого легування, який є найдоступнішим методом поверхневого дифузійного насичення. Суть цього методу полягає у тому, що на робочі поверхні форми або стрижня при виготовленні виливків, які працюють, наприклад, в умовах інтенсивного зносу, наносять легувальні покриття у вигляді фарб, паст, облицювального шару або використовують вставки, наповнювачами яких є відповідні легуючі елементи або їх суміші. Залитий в форму метал взаємодіє з легуючими покриттям, внаслідок чого поверхня вилівка насичується відповідними елементами із утворенням вимогової структури [50, 51]. Гранулометричний склад компонентів легуючого покриття суттєво впливає на товщину легованого шару і вибирається в залежності від температури плавлення покриття і можливого перегріву металу основи перед його литтям у форму.

Підвищення гранулометричного складу легуючого покриття сприяє зменшенню товщини легованого шару для усіх компонентів. В якості наповнювача легуючого покриття можна використовувати як високо вуглецеві, так і низько вуглецеві ферохроми. Дослідженням структур автором [52] встановлено, що у всіх випадках створюється перехідний шар, який забезпечує міцний зв'язок основи зі зносостійким легованим шаром. Глибина легованого шару залежить, головним чином, від початкової глибини проникнення рідкого металу у пори покриття. Оскільки легуючі покриття являють собою достатньо потужний холодильник, то глибина проникнення розплаву в пори покриття в значній мірі буде залежати від температури і рідкотекучості металу основи. Тому, при виборі складів покриттів і їх фракцій перш за все необхідно керуватися такими факторами як температура металу якій л'ється та температура ливарної форми. Товщину легуючого покриття і його гранулометричний склад необхідно вибирати в залежності від необхідної товщини зносостійкого легованого шару з урахуванням товщини стінки реальних литих деталей.

Автором [53] доведено, що для зносостійкого поверхневого легування доцільно використовувати порошки феросплавів, до складу яких входять карбідообразуючі елементи, механічні суміші на їх основі і окремі хімічні сполуки легуючих елементів. При цьому слід враховувати як температуру розплаву що л'ється, так і швидкість його кристалізації. Від цих параметрів залежить формування структури поверхневого шару, його товщина та властивості. У порівнянні з іншими способами підвищення поверхневої міцності цей процес має певні переваги, а при виготовленні деталей із робочими поверхнями, які не піддаються механічному обробленню – найбільш ефективний [54].

1.5. Застосування СВС-металургії на машинобудівних підприємствах

Литварне виробництво становить значну частку продукції машинобудівних підприємств. За допомогою лиття виготовляють деталі різних розмірів. Виливки використовують в найважчих умовах експлуатації, при ударних і зносостійких навантаженнях, під тиском, при високій температурі тощо. Виготовлення нового виробу обходиться порівняно дорого, так як виготовити вилівку не просто: це енергоємне і матеріаломістке виробництво. Для виробництва однієї тонни виливків потребується 1,5 ... 1,7 тони металевих матеріалів і феросплавів, підготовки і переробки 3 ... 5 тонн формувальних пісків і глин, і велику кількість енергоносіїв [55].

В процесі експлуатації литих виробів на них утворюються дефекти – це тріщини, надриви, вм'ятини, задири тощо [56]. Їх кількість може перевищувати 60% всіх дефектів сталевих лиття. Поверхневі дефекти є концентраторами напружень при експлуатації виробів і можуть істотно знизити міцність литих виробів. Тому їх зазвичай заплавляють ручним, дуговим або газопламеним методом вручну, за допомогою електричної дуги, або газокисневого полум'я. Продуктивність такого наплавлення порівняно невелика. Щоб наплавити 0,1...0,3 кг металу електро дуговым способом потрібно 3...5 хвилин [57]. При цьому витрачаються дорогі електроди або гази, операція наплавки трудомістка,

вимагає наявності зварювального устаткування і високої кваліфікації зварника. Все це збільшує витрати на здійснення процесу наплавлення легованого шару. Наплавлення металу з використанням екзотермічної реакції (термітна), яка представляє собою плавлення матеріалу в результаті екзотермічної реакції між оксидом відновлюваного металу і металом – відновником, не вимагає застосування спеціального джерела нагріву, здійснюється за рахунок тепла, що виділяється при екзотермічній реакції [58]. При термітному наплавленні не потрібна попередня механічна обробка дефекту, не потрібна електроенергія, горючі гази, і зварювальне обладнання. В якості інгредієнтів термітної шихти використовують відходи металургійного виробництва та дешеві порошки первинного алюмінію. Різко знижуються вимоги до кваліфікації робітників, забезпечується висока продуктивність процесу. Однак технологічні параметри отримання функціонального шару більш 5мм при наплавленні вилівка потребує вивчення. Вивчений і освоєний лише для наплавлення шару до 5 мм [59].

У металургійній галузі властивості термітних сумішей застосовують в порошковій металургії при виробництві композитних матеріалів, металургії чорних, кольорових металів, та в ливарному виробництві [60].

Основу алюмінотермії заклав видатний російський вчений – хімік Н.Н. Бекетов у 1865 році, сформулювавши принцип сполучення важко відновлюваних металів з їх оксидів. Він встановив, що алюміній має дуже високу активність, коли з'єднується з киснем, і що за певних умов алюміній легко відновлює з оксидів інші метали, що стоять правіше за нього в таблиці напруг хімічних елементів [61].

На сьогодні екзотермічна (алюмінотермічна) наплавка застосовується при відновленні різних дефектів металевих деталей. Великою перевагою екзотермічного наплавлення є можливість проведення процесу без додаткового джерела струму. Тому таке наплавлення успішно використовують при монтажних роботах і в польових умовах.

При розгляді металотермії як окремого випадку СВС металотермічного процесу можна віднести до СВС-металургії. СВС металургія заснована на

реалізації рідкофазного СВС, при якому проходить екзотермічна реакція і горіння продукту, а при охолодженні отримувати литі тугоплавкі сполуки, тверді сплави, оксидні та композиційні матеріали [62]. СВС-металургія використовує в якості вихідної сировини суміші оксидів металів з відновниками (Al, Mg, тощо) і неметалами. Такі суміші здатні горіти, причому продуктами їх горіння є різні тугоплавкі сполуки. В залежності від складу вихідної суміші і параметрів експериментів можна отримувати злитки карбідів, боридів, силіцидів і оксидів металів, твердих і жаростійких сплавів, композиційних і градієнтних матеріалів і т. д. [63].

Прикладні дослідження показали, що рідкофазний стан продуктів синтезу після проходження хвилі горіння дозволяє вирішувати три класи практичних завдань [64]:

- отримувати злитки тугоплавких неорганічних сполук, твердих і жаростійких сплавів, композиційних і градієнтних матеріалів;
- отримувати литі вироби;
- отримувати зносостійкі захисні покриття на деталях машин і механізмів, а також здійснювати переробку промислових відходів, легувати сталі і сплави, відновлювати зношені деталі металургійного обладнання тощо.

В якості оксиду метала найчастіше використовують окалину з вмістом оксидів заліза, або залізну руду. Продуктами реакції є залізо, відновлюване з оксидів (термітна сталь) і оксид алюмінію (термітний шлак). Зазвичай отримують 50% заліза і 50% шлаку. Залізо містить в собі частинки шлаку і забруднення, які вказують на те, що після участі в реакції матеріал був використаний не в повному обсязі і слабо легований. Отримане алюмінотермітним способом залізо характеризується малою міцністю і має високу твердість і не використовується для наплавлення [65]. Тому залізо необхідно очищати і легувати.

До облагороджування термітної сталі відносяться:

- очищення від сірки, фосфору, кисню, азоту, водню та ін;
- легування вуглецем, марганцем, кремнієм, титаном, хромом, нікелем, ванадієм, молібденом та ін.

Облагороджування відбувається через добавку легуючих компонентів до порції матеріалу що наплавляється. Додана кількість залежить від бажаного вмісту легуючих компонентів, від складу і величини порції наплавочного матеріалу. Термітний шлак складається з Al_2O_3 і невеликої кількості FeO , MnO і SiO_2 . Особливих вимог до нього не пред'являють.

Для початку екзотермічної реакції в будь-якій точці термітної шихти необхідно створити температурний поштовх, нагрівши цю точку до температури не нижче $1350^\circ C$ [66]. В процесі термітної реакції, тривалість якої складає 4-20 секунд, частина тепла витрачається на нагрівання стінок тигля або огорожі, радіаційній т. д. Однак тепла, що виділяється достатньо, щоб розплавити шихту і перегріти продукти реакції (рідкий метал і шлак) до $2600...2700^\circ C$. Температура алюмінотермітної реакції лежить в межах від 2500 до $3100^\circ C$.

У роботі [67] запропонований склад термітної суміші, призначений для використання в якості зварного матеріалу при нанесенні зносостійких покриттів на поверхні сталевих деталей. Для підвищення зносостійкості і якості наплавленого металу в термітну суміш, яка містить Fe -окаліну, Al -порошок, графіт і кріоліт, додатково вводять карбід кальцію, борний ангідрид і порошки твердого сплаву ГОСТ 21448-75 «Порошки із сплавів для наплавлення».

В роботі [68] досліджено введення в терміт металевого наповнювача в кількості 5-8% забезпечує в сукупності з 0,5-1,5% графіту та 1-6% борного ангідриду оптимальне легування наплавленого металу. Карбід кальцію знижує схильність до утворення гарячих тріщин, що входить в нього, добре впливає на рафінування наплавленого металу. Високі ливарні якості термітного сплаву дозволяють з успіхом відливати з неї будь-які скульптурні композиції. Необмежені можливості регулювання складу термітної шихти шляхом введення в неї всяких компонентів дозволяють отримувати декоративно-художні виливки.

Литі вироби, а також міцні захисні покриття на деталях машин і механізмів знайшли широке застосування в техніці. Практичне застосування СВС-металургії заснова на тому, що після проходження хвилі синтезу

утворюється високотемпературний розплав тугоплавких неорганічних сполук із заданим хімічним складом [69]. Економічна доцільність застосування СВС-металургії обумовлена низкою істотних переваг, порівняно з іншими методами:

- можливість отримання вже сформованих виробів;
- висока якість цільового продукту, забезпечується низкою принципових особливостей СВС процесу;
- висока продуктивність і простота використовуваного обладнання, що зумовлюють низьку собівартість синтезу продуктів.

В даний час застосування алюмотермічних процесів в металургії – це одне з найбільш цікавих і корисних для практики напрямків у СВС, має великі перспективи розвитку [70]. Вони пов'язані зі створенням:

- нових методик і обладнання;
- розвитком експериментальних і теоретичних досліджень щодо горіння сумішей термітного типу в умовах примусової фільтрації розплаву і конвективного руху в розплаві продуктів горіння;
- дослідженням взаємодії відновлювальної та "СВС" стадій хвилі горіння;
- можливістю управління складом і структурою продуктів горіння за допомогою внутрішніх і зовнішніх параметрів.

Стандартна екзотермічна реакція протікає з великим виділенням тепла і виглядає наступним чином [71]:



де MeO – оксид металу;

R – метал-відновник;

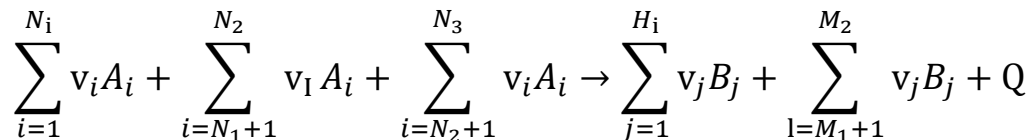
Me – відновлений з оксиду метал;

RO – окислений метал-відновник;

Q – теплова енергія, що виділяється під час реакції.

Алюміній має більшу спорідненість до кисню, ніж більшість інших металів. Тому йому віддається перевага як металу-відновнику (реакцію називають ще й алюмінотермітною), причому він відносно дешевий і є в достатній кількості.

Широке коло сумішей оксидів металів з відновником і неметалом здатні горіти. Продуктами їх горіння є карбіди, бориди, силіциди, нітриди, прості і композиційні оксиди, тверді сплави. Для сумішей, в яких тепловий ефект більше 1000 ккал/г температури горіння перевищують температуру плавлення продуктів горіння, і тому після кристалізації вони виходять в металевому вигляді. Хімічну схему отримання литих тугоплавких сполук і твердих сплавів можна представити у вигляді [72]:



де $I = 1 - N_1$ – вихідні оксиди (CrO_3 , TiO_2 , NO_3 , MoO_3 , FeO),

$I = N_1 + 1 - N_2$ – метали відновники (Al , Mg),

$I = N_2 + 1 - N_3$ – неметали (C , B , Si , SiO_2 , B_2O_3),

$j = 1 - M_1$ – карбіди, бориди, силіциди, нітриди, Cr , Ti , N , Mo , тверді сплави і тощо,

$j = M_1 + 1 - M_2$ – оксиди металів відновників (Al_2O_3 , MgO) та інші конденсовані і газоподібні продукти горіння.

Найчастіше для екзотермічного наплавлення застосовують два способи: наплавку плавленням і наплавку литтям розплавленого металу. Наплавлення литтям дозволяє наплавляти одночасно велику масу металу. Метал і шлак при відповідних умовах поділяються. Це покращує чистоту наплавленого металу, виключаючи шлакові включення в ньому.

Термітні суміші в залежності від їх назначення можна умовно розділити на наступні групи [73]:

- елементарна термітна суміш: залізна окалина плюс алюмінієвий порошок в стехіометричному відношенні;
- терміт з металевим наповнювачем для зварки.
- терміт для зварки легуючих сталей.
- терміт для зварки чавуна.

Відомі данні [74] щодо застосування в термітній шихті металевих наповнювачів і відносяться до технологій які вимагають отримання великої

кількості термітної легованої сталі. В якості присадки використовують феротитан, ферованадій і інші легуючі елементи. В шихту для зварки рельсових стиків вводиться сталний наповнювач, дрібні шматки низьковуглецевого дроту або стална низьковуглецева стружка, феромарганець і порошкоподібний графіт. Основним висококалорійним паливом, що застосовується в термітних сумішах, є алюміній [75].

Металевий наповнювач в термітну шихту зазвичай вводять в розмірі 9 - 20% від ваги основних компонентів. Кількість обсічки визначається кількістю термітної шихти. Для отримання термітної сталі масою від 3,5 до 4,5 кг, в термітну шихту вводять 10% обсічки; від 4,5 до 5,5 кг – 15%; від 6 до 9 кг – 20%. Відомо також використання в якості металічного наповнювача чавунної стружки в кількості 10...30% [76]. За ступенем подрібнення металевий наповнювач характеризується розміром частинок. Найбільший розмір металевих частинок не повинен перевищувати 5 мм, а найменший 0,5 мм. Питома вага сталевого наповнювача знаходиться в межах $(2,0 \dots 2,5) \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$. Феросплави застосовують, коли необхідний підвищений вміст того чи іншого хімічного елемента. Для цього використовують сплав данного елемента з залізом. В основному, це феромарганець і феросиліцій. Відома мінімальна кількість феросплавів, що вводяться в термітну шихту і вона становить 0,3%, а максимальна 13,1% [77].

Крім сталеві і чавунної обсічки як металевого наповнювача для термітного наплавлення використовують тверді сплави: ПГ-С1 і ПГ УСЧ – 30 [78]. Сплав ПГ-С1 забезпечує наплавленому шару високу зносостійкість і так звану ударостійкість завдяки підвищеному вмісту хрому і марганцю. Його вводять в кількості 1...10% до ваги шихти. Сплав ПГ УСЧ - 30 додають в шихту при наплавленні сталі 20Л в кількості 5...8%. Високий вміст вуглецю в цьому сплаві перешкоджає окисненню хрому і молібдену, що підвищує якість наплавлення.

Автором [79] описані відомості про екзотермічне наплавлення і зварювання в полі відцентрових сил. Цей спосіб застосовується при наплавленні внутрішніх поверхонь тіл обертання. У порожнину деталі засипають екзотермічну суміш у вигляді порошку. Потім відкриті торці деталі

щільно закривають вогнетривкими заглушками і деталь обертають. Екзотермічна суміш під дією відцентрових сил рівномірно розподіляється по поверхні порожнини деталі, після чого суміш підпалюють. В процесі горіння суміші обертання деталі продовжують. В результаті розплавлений термітний метал, що утворюється при екзотермічній реакції, рівномірним шаром покриває поверхню деталі і наплавляється. Оксид металу - відновника, щільність якого менше щільності відновленого металу, спливає з металевого розплаву і утворює на поверхні наплавленого шару шлаковий шар.

Висновки і постановка завдань дослідження

Тривалість експлуатації виливок які підлягають зношуванню в умовах абразивного тертя робочої поверхні, визначається структурними складовими та твердістю литого металу.

Найбільш поширеними ливарними зносостійкими сплавами є високохромисті чавуни у зв'язку з високою стійкістю виливків у різних умовах експлуатації.

Суттєвого покращання ливарних, механічних і експлуатаційних властивостей сплавів на основі заліза можна досягти шляхом об'ємного та поверхневого легування з одночасним розробленням енергоефективних технологічних режимів отримання сплавів відповідного хімічного складу та виготовлення виливків.

Процеси поверхневого легування, вплив легувальних елементів на властивості поверхневого шару, а також технології нанесення цих покриттів методом лиття на поверхню вивчені недостатньо і потребують глибокого дослідження.

При екзотермічній наплавці в полі відцентрових сил забезпечується силовий вплив на термітну суміш і на наплавлений рідкий метал. Це підвищує стабільність горіння суміші, зменшує можливість шлакових включень металу і його пористість. Однак для здійснення цього способу необхідно складне обладнання.

Відомі технології лиття з використанням алюмотермії, як правило, підтвержені лише модельними та лабораторними результатами, небезпечні і поки що не застосовуються в умовах виробництва, Технологічні параметри виробництва виливків з поверхневим легованим функціональним шаром, отриманим із термітних сумішей, поотребують ретельного вивчення.

Мета і завдання дослідження. Обґрунтування технологічних параметрів одержання і лиття легованих хромом функціональних шарів із термітних розплавів для виготовлення і відтворення виливків.

Для досягнення поставленої мети сформульовані такі завдання:

1. Дослідити способи і режими, які забезпечують глибоке поверхнєве легування в одержуваних з термітного розплаву функціональних шарах.
2. Виконати термодинамічний аналіз взаємодії компонентів термітної шихти для визначення її оптимального складу, який дозволяє отримувати функціональний шар із заданими якісними параметрами.
3. Встановити оптимальні параметри підігріву системи «виливок – форма-реактор» для отримання якісної зони сплавлення при мінімальних витратах термітної суміші.
4. Встановити закономірності формування структури функціонального шару та зони сплавлення з тілом виливки у залежності від керованих технологічних параметрів.
5. Розробити рекомендації щодо організації технологічного процесу лиття та відновлення виливків шляхом синтезу легованого шару із заданими властивостями.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. Характеристика вихідних матеріалів

Технологічний процес отримання термітного розплаву передбачає підготовку компонентів шихти до алюмінотермітного процесу. Підготовка сировини включає в себе сушку компонентів (окалина прокатна), яка проводиться в сушильній шафі «СНОЛ». Температура сушіння окалини, 270–350 °С, до підготовки шихтових матеріалів також відноситься помел матеріалів (якщо необхідно), так як крупність вихідних складових шихти значно впливає на показники металотермітного процесу [80]. Шихта готується з підготовленої сировини. Всі компоненти шихти зважуються на вагах електронних технічних CAS AD-5.

При розгляданні технології формування шару термітного сплаву на основі системи Fe–Cr–C на металевій основі у якості компонентів шихти використовується окалина прокатного виробництва, порошок алюмінію марки ПА-2 (ГОСТ 6058-73), залізний порошок марка ПЖРВ 2.300.28 (ГОСТ 9849-86) фракції < 300 мкм, порошок хрому марки ПХА (ГОСТ 14-00186482-051-2005) фракції 300 мкм та карбюризатор для науглецювання марки МК91А, фракції до 400 мкм.

Оскільки на протікання термітного процесу впливає розмір часток реагентів, для кращого відновлення залізної окалини, згідно [81], використовуються порошки алюмінію марки марки ПА-2 (ГОСТ 6058-73).

Алюміній марки марки ПА-2 являє собою алюмінієвий порошок, що використовується для виробництва феросплавів, хімічної промисловості. Характеристики алюмінію марки ПА-2 наведені в табл. 2.1.

Характеристики алюмінію марки ПА-2

Показники	Значення
Хімічний склад, %	
Алюміній, не менше	98
Залізо, не більше	0,35
Кремній, не більше	0,4
Мідь, не більше	0,02
Титан, не більше	0,6
Гранулометричний склад, %	
Залишок на ситі 1,25 мм, не більше	10
Прохід через сито 0,1 мм, не менше	15
Середній розмір часток, мм	0,25

Залізна окалина, яка використовується для приготування термітної суміші, являє собою продукт окислення заліза, тобто його сполуки з киснем. Елементний склад залізної окалини наведено в (табл. 2.2).

Таблиця 2.2

Склад залізної окалини

Показники	Значення
Масова частка оксидів заліза, %	97,88
Хімічний склад, %	
Залізо	70,00-77,12
Кисень	20,76-30,00
Хром	0,38
Кремній	1,02
Алюміній	0,72

Відповідно до діаграми стану залізо-кисень (рис. 2.1) можливе існування трьох сполук: вюститу (близько до FeO), магнетиту (Fe_3O_4) і гематиту (Fe_2O_3) [82].

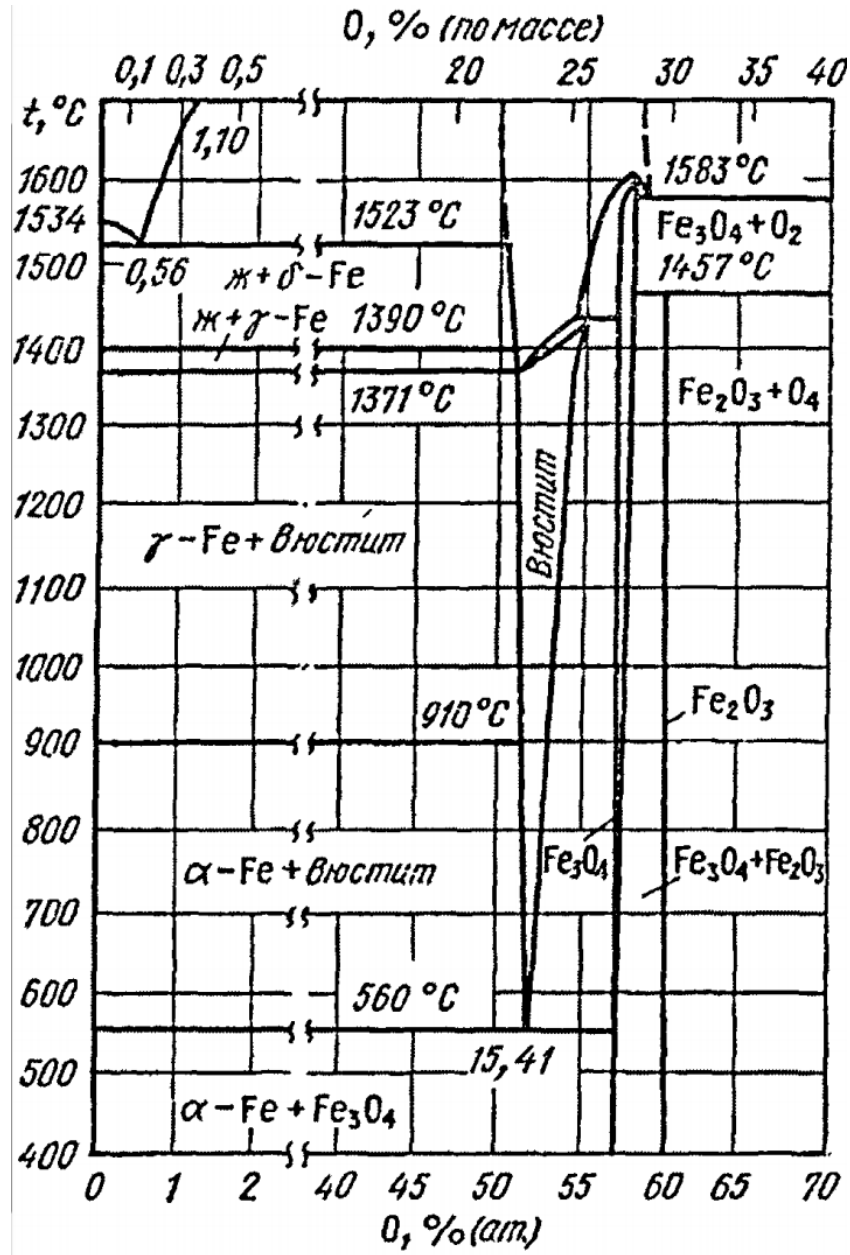


Рис. 2.1. Діаграма стану «залізо-кисень»

При температурі 560°C вюстит розпадається з реакції $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe} + \text{Fe}_3\text{O}_4$, тому теоретично при кімнатній температурі вюстит існувати не повинен. Однак, згідно [83] оксид заліза (II) диспропорціонує на металеве залізо і Fe_3O_4 при повільному охолодженні. Насправді, швидкість охолодження окалини може бути різною і змінюватися в залежності від технологічного процесу її отримання. Згідно [82] хімічний склад окалини в основному залежить від умов термообробки і хімічного

складу металу. При високотемпературному окисленні нелегованої сталі на її поверхні утворюються три шари оксидів: зовнішній шар – Fe_2O_3 (гематит); середній шар – Fe_3O_4 (магнетит); внутрішній шар – FeO (вюстит). Так, при термообробленні металу при температури 1070°C кількість оксидів складе відповідно: 37, 16 і 47% [84].

На рис. 2.2 схематично показано поперечний переріз шару оксидів на залізі після впливу на нього кисню повітря при високих температурах [85].

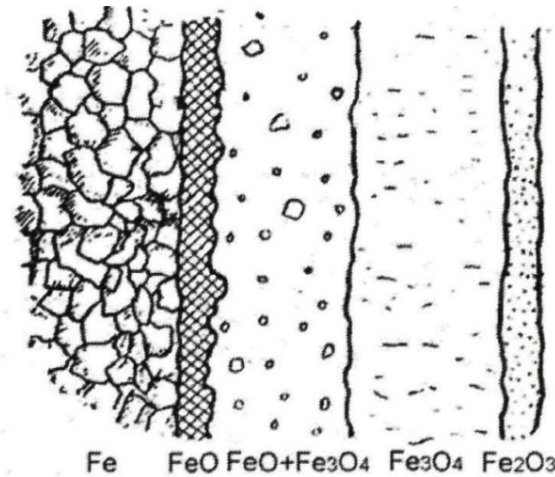


Рис. 2.2. Будова окалини на залізі

Відповідно до даних, наведених в роботі [86], склад окалини змінюється залежно від температури, як показано на рис. 2.3.

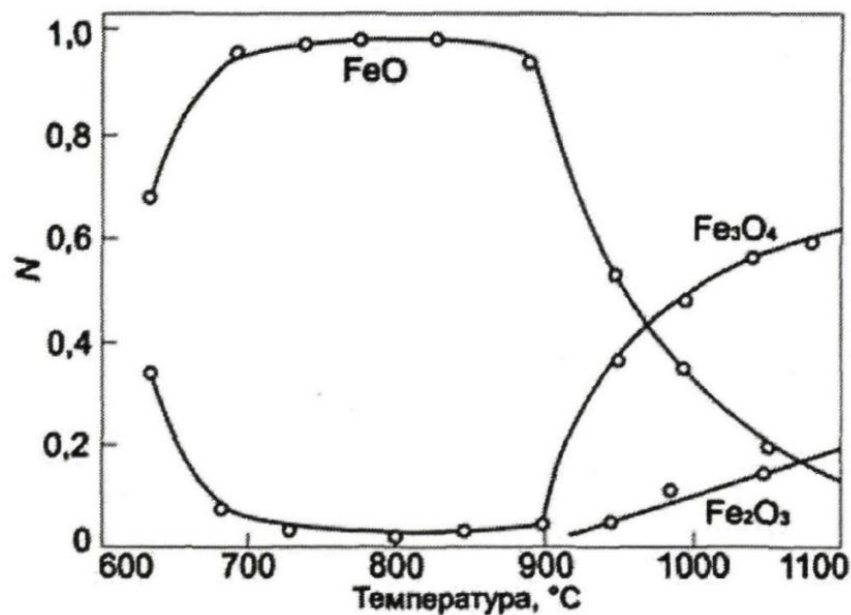


Рис. 2.3. Вплив температури на пропорції формування оксидів на поверхні заліза

Чиста термітна суміш засипається в реакційну форму на шихту зверху, для підпалу. Процес ініціювання горіння проводиться вольфрамовою спіраллю ГОСТ 18903–73, за допомогою електроімпульсу.

2.2. Методи проведення досліджень

2.2.1. Контроль якості порошоків термітної шихти

Розділення гранул складових термітних сумішей по фракційному складу здійснюється на комплекті сит СЛ–200 по ГОСТ 30483–97.

Контроль порошкоподібних термітних сумішей здійснюється дослідженням їх хімічних, фізичних і технологічних властивостей.

Хімічний склад порошоків оцінюють вмістом основного металу, оксидів.

Фізичними властивостями порошоків є форма часток, розміри і розподіл їх по фракції, питома поверхня, щільність.

Технологічні властивості виражають через насипну щільність, щільність утруски.

Хімічний аналіз алюмінієвого порошку на вміст активного алюмінію проводять по ГОСТ 6058–73, на вміст домішок заліза, кремнію, міді і марганцю - відповідно по ГОСТ 12697.7–77, ГОСТ 12697.6–77, ГОСТ 12697.8–77, ГОСТ 12697.3–77. У порошку залізної окалини перевіряється вміст FeO , Fe_2O_3 , фосфору і сірки відповідно по ГОСТ 23581.18–81, ГОСТ 23581.3–79, 23581.20–81. Вміст вологи в матеріалах визначають по ГОСТ 23581.1–79. Визначення хімічного складу порошоків зводиться для розрахунку і складання метало термітних шихт, залежно від марки та виду одержуваного сплаву.

Порошки алюмінію, окалини, хрому, карбюризатору, заліза є полідисперсними системами, що складаються з часток різної великості. Залежно від набору часток порошок характеризується гранулометричним (фракційним) складом. Дослідження гранулометричного складу порошоків здійснюється на аналізаторі ситовому АС-200У (ротап).

2.2.2. Методика визначення щільності термітної шихти

Визначення щільності утруски проводять по ГОСТ 25279–93 (ИСО 3953–85).

Метод визначення цієї властивості і відповідна установка за його визначенням детально описані в стандарті. По опису збирається установка за визначенням цієї властивості.

Максимальна щільність утруски досягається на порошках з сферичною формою часток при мінімальній шорсткості їх поверхні.

Дані по ущільненості порошку представляють у вигляді залежності щільності від утруски.

Насипна щільність суміші - це маса одиниці об'єму порошку при вільному насипанні, що представляє собою його об'ємну характеристику.

Щільність після утруски визначають по формулі:

$$\rho_{\text{нас}} = \frac{m_{\text{сум}}}{V_{\text{сум}}} \quad (2.1)$$

де: $m_{\text{сум}}$ - вага суміші, кг;

$V_{\text{сум}}$ - насипний об'єм суміші, м³.

2.2.3. Модель визначення температурних полів в основному та функціональному шарі вилівка

Представимо основу вилівки, на якій формується функціональний шар із термітного розплаву як плоску одношарову стінку товщиною δ , яка набагато менша за її лінійні розміри (ширину та довжину), тобто передача тепла відбувається по товщині вилівки. Ця стінка з одного боку зазнає дії одного середовища (утворюваний розплав) з температурою t_{c1} , а з іншого, - другого середовища (атмосферне повітря або формувальна суміш) з температурою t_{c2} .

Теплообмін між середовищами і поверхнями стінки відбувається за законом Ньютона - Ріхмана (граничні умови третього роду). Коефіцієнти

тепловіддачі між середовищами та поверхнями стінки відповідно дорівнюють α_1 і α_2 (рис. 2.4). Коефіцієнт теплопровідності стінки λ .

Позначимо невідомі температури на двох протилежних боках стінки відповідно через t_{ct1} і t_{ct2} .

Теплопередачу від одного середовища до іншого через нижню частину виливки, яка їх розділяє, можна розглядати, як процес, що протікає у три стадії.

Перша стадія – конвективна тепловіддача від середовища з більш високою температурою (t_{c1}) до верхньої грані нижньої частини виливки. Тобто кількість тепла, яке конвективно доставляється до поверхні нижньої частини виливки, можна знайти, використовуючи рівняння Ньютона - Ріхмана:

$$q_1 = \alpha_1(t_{c1} - t_{ct1}), \quad (2.2)$$

Друга стадія - передача тепла теплопровідністю через нижню частину виливки товщиною δ . Для знаходження кількості тепла, яке переноситься теплопровідністю, скористуємось рівнянням:

$$q_2 = \frac{\lambda}{\delta}(t_{ct1} - t_{ct2}), \quad (2.3)$$

Третя стадія - конвективна тепловіддача від нижньої грані нижньої частини виливки до другого (холодного) середовища:

$$q_3 = \alpha_2(t_{ct2} - t_{c2}), \quad (2.4)$$

При стандартній тепловіддачі усі три теплові потоки повинні бути однаковими і постійними у часі, тобто:

$$q_1 = q_2 = q_3 = q.$$

З рівнянь (2.2) - (2.4) знаходимо часткові температурні перепади: $(t_{c1} - t_{ct1})$, $(t_{ct1} - t_{ct2})$ і $(t_{ct2} - t_{c2})$. Отже отримаємо:

$$t_{c1} - t_{ct1} = q \frac{1}{\alpha_1},$$

$$t_{ct1} - t_{ct2} = q \frac{\delta}{\lambda},$$

$$t_{ct2} - t_{c2} = q \frac{1}{\alpha_2}.$$

Знаходимо повний температурний перепад процесу теплопередачі складанням часткових перепадів і розв'язанням системи рівнянь відносно теплового потоку. Отож маємо:

$$q = \frac{t_{c1} - t_{c2}}{\frac{1}{\alpha_1} + \frac{\delta}{\lambda} + \frac{1}{\alpha_2}}, \quad (2.5)$$

Позначимо $\frac{1}{\frac{1}{\alpha_1} + \frac{\delta}{\lambda} + \frac{1}{\alpha_2}} = K$. Тоді рівняння (2.5) запишемо у вигляді:

$$q = K(t_{c1} - t_{c2}), \quad (2.6)$$

Вираз (2.6) і є рівнянням теплопередачі через плоску нижню частину виливки.

У рівнянні (2.6) коефіцієнт пропорційності K є коефіцієнтом теплопередачі, якій має розмірність $\text{Вт}/\text{м}^2 \cdot \text{К}$. Він представляє собою кількість теплоти, що передається від одного середовища до іншого за одиницю часу через одиницю ізотермічної поверхні при різниці температур між середовищами, рівній 1°C .

Величина, зворотна коефіцієнту теплопередачі $1/K$, є повним термічним опором теплопередачі ($R_{\text{пов}}$).

$$\frac{1}{K} = R_{\text{пов}} = \frac{1}{\alpha_1} + \frac{\delta}{\lambda} + \frac{1}{\alpha_2} = R_1 + R_2 + R_3, \quad (2.7)$$

У цьому рівнянні $R_1 = \frac{1}{\alpha_1}$, $R_2 = \frac{\delta}{\lambda}$ і $R_3 = \frac{1}{\alpha_2}$ є частковими опорами тепловіддачі (R_1 і R_3) і теплопровідності нижньої частини виливки (R_2).

Якщо виконати аналогічні математичні операції та записати вираз (2.5) як

$$q = \frac{t_{ct1} - t_{cti+1}}{\sum_{i=1}^n \frac{\delta_i}{\lambda_i}},$$

то отримаємо рівняння теплопередачі через плоску стінку, яка складається із n шарів:

$$q = \frac{t_{c1} - t_{c2}}{\frac{1}{\alpha_1} + \sum_{i=1}^n \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_2}}, \quad (2.8)$$

Коефіцієнт теплопередачі через багат шарову плоску стінку становить:

$$K = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_1} + \sum_{i=1}^n \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_2}}, \quad (2.9)$$

Визначивши кількість тепла, що передається від одного теплоносія до іншого (рівняння 2.6), можна знайти значення температур на поверхнях стінки:

$$t_{ct1} = t_{c1} - q \frac{1}{\alpha_1}, \quad (2.10)$$

$$t_{c2} = t_{c2} + q \frac{1}{\alpha_2}, \quad (2.11)$$

Є основа виливки кінцевих розмірів δ_1 , δ_2 , δ_3 з відомим початковим розподілом температури $f(x, y, z)$. У початковий момент часу одна з поверхонь основи піддається впливу гарячого середовища з температурою t_r , яке може змінюватися в часі, дві поверхні охолоджуються середовищами різної температури t_b і $t_{b,T}$, а решта поверхонь теплоізолювані (рис. 2.4).

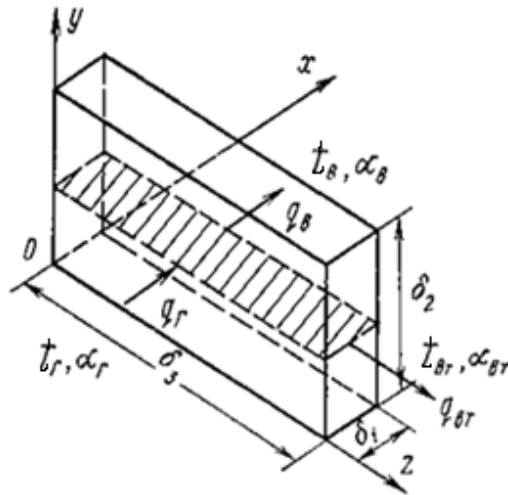


Рис. 2.4. Теплообмін основи виливка кінцевих розмірів

При цьому $t_r > t_b$, $t_r > t_{b,T}$ і $t_b \neq t_{b,T}$. Теплообмін основи виливка із середовищами відбувається згідно граничним умовам третього роду. Коефіцієнти тепловіддачі поверхонь основи виливки із середовищами відповідно рівні α_r , α_b , $\alpha_{b,T}$. В процесі теплообміну вони можуть змінюватися в часі.

Початок прямокутної системи координат розмістимо в кутку основи виливки. З метою простоти викладу і виду розрахункових залежностей розглянемо лінійне рівняння теплопровідності.

Система рівнянь процесу теплопередачі основи виливки кінцевих розмірів при прийнятій фізичної моделі має вигляд:

$$\text{при } \tau > 0; 0 < x < \delta_1, 0 < y < \delta_2, 0 < z < \delta_3$$

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = \alpha \left[\frac{\partial^2 t(x,y,z,\tau)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t(x,y,z,\tau)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 t(x,y,z,\tau)}{\partial z^2} \right]; \quad (2.12)$$

$$\text{при } \tau=0 \quad t(x,y,z,0)=f(x,y,z); \quad (2.12a)$$

$$\text{при } x=0 \quad \lambda \frac{\partial t(0,y,z,\tau)}{\partial x} + \alpha_{\Gamma} [t_{\Gamma} - t(0,y,z,\tau)] = 0; \quad (2.13)$$

$$\text{при } x=\delta_1 \quad \lambda \frac{\partial t(\delta_1,y,z,\tau)}{\partial x} - \alpha_{\text{В}} [t_{\text{В}} - t(\delta_1,y,z,\tau)] = 0; \quad (2.14)$$

$$\left. \begin{array}{l} \text{при } y=0 \quad \frac{\partial t(x,0,z,\tau)}{\partial y} = 0 \\ \text{при } y=\delta_2 \quad \frac{\partial t(x,\delta_2,z,\tau)}{\partial y} = 0 \end{array} \right\} \quad (2.15)$$

$$\left. \begin{array}{l} \text{при } z=0 \quad \frac{\partial t(x,y,0,\tau)}{\partial z} = 0 \\ \text{при } z=\delta_3 \quad \lambda \frac{\partial t(x,y,\delta_3,\tau)}{\partial z} - \alpha_{\text{В.Т}} [t_{\text{В.Т}} - t(x,y,\delta_3,\tau)] = 0 \end{array} \right\} \quad (2.16)$$

Для отримання розрахункової формули необхідно замінити диференціальне рівняння теплопровідності відповідним рівнянням в кінцевих різницях. З цією метою в нижній частині виливки будується просторова прямокутна сітка поруч площин, паралельних координатним площинам і віддаленим один від одного відповідно на Δx , Δy і Δz (рис. 2.5).

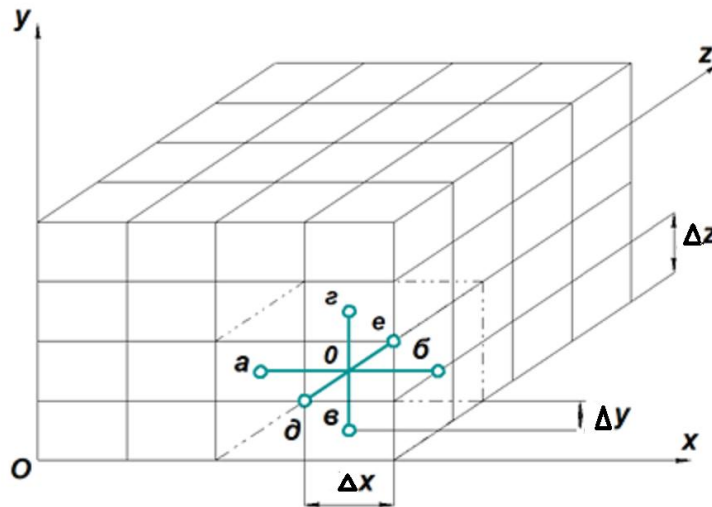


Рис. 2.5. Схема просторової сітки

З усієї сіткової області виділимо всередині неї одну просторову клітинку, вузлові точки якої позначимо через 0, а, б, в, г, д, е. Значення температур в зазначених точках запишемо у вигляді:

$t_{i,n,m,k}$ – значення температури в точці 0 з координатами (x_i, y_n, z_m) в момент часу τ_k ;

$t_{i-1,n,m,k}$ – значення температури в точці а з координатами (x_{i-1}, y_n, z_m) в момент часу τ_k ;

$t_{i+1,n,m,k}$ – значення температури в точці б з координатами (x_{i+1}, y_n, z_m) в момент часу τ_k ;

$t_{i,n-1,m,k}$ – значення температури в точці в з координатами (x_i, y_{n-1}, z_m) в момент часу τ_k ;

$t_{i,n+1,m,k}$ – значення температури в точці г з координатами (x_i, y_{n+1}, z_m) в момент часу τ_k ;

$t_{i,n,m-1,k}$ – значення температури в точці д з координатами (x_i, y_n, z_{m-1}) в момент часу τ_k ;

$t_{i,n,m+1,k}$ – значення температури в точці е з координатами (x_i, y_n, z_{m+1}) в момент часу τ_k .

Через $t_{i,n,m,k}$ позначимо значення температури в точці 0 в момент часу τ_k , а через $t_{i,n,m,k+1}$ – значення температури в тій же точці в момент часу $\tau_{k+1} = \tau_k + \Delta\tau$. Значення температури в точці 0 буде визначатися значенням її в точках а і б, в і г, д і е. Отже, щоб вирішити завдання по визначенню значень температури в будь-якій точці сітки, необхідно мати розрахункові формули, які встановлюють зв'язок між сусідніми значеннями функції.

Нехай шукану функцію температури $t(x, y, z, \tau)$ в будь-якій точці пластини представимо формулою Тейлора для функції чотирьох незалежних змінних:

$$t_{i+1,n+1,m+1,k+1} = t_{i,n,m,k} + \frac{1}{1!} \left(\frac{\partial}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial}{\partial y} \Delta y + \frac{\partial}{\partial z} \Delta z + \frac{\partial}{\partial \tau} \Delta \tau \right) t_{i,n,m,k} + \\ + \frac{1}{2!} \left(\frac{\partial}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial}{\partial y} \Delta y + \frac{\partial}{\partial z} \Delta z + \frac{\partial}{\partial \tau} \Delta \tau \right)^2 t_{i,n,m,k} + \dots + \varepsilon_l \quad (2.17)$$

де залишковий член

$$\varepsilon_l = \frac{1}{(l+1)!} \left(\frac{\partial}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial}{\partial y} \Delta y + \frac{\partial}{\partial z} \Delta z + \frac{\partial}{\partial \tau} \Delta \tau \right)^{l+1} t(x_i + \beta_1 \Delta x; y_n + \beta_2 \Delta y; z_m + \\ \beta_3 \Delta z; \tau_k + \beta_4 \Delta \tau) \quad (2.18)$$

$$l = 0, 1, 2, 3, \dots; 0 < \beta_1 < 1; 0 < \beta_2 < 1; 0 < \beta_3 < 1; 0 < \beta_4 < 1.$$

Будемо вважати, що кроки інтегрування Δx , Δy , Δz і $\Delta \tau$ обрані настільки малими, що можна знехтувати членами, що містять Δx , Δy , Δz в третьому

ступені, а $\Delta\tau$ – у другому ступені. Користуючись формулою Тейлора, напишемо вираз функцій для точок б, г, е і а, в, д. Зі співвідношення (2.17) для точок б, г, е, а, в, д, 0 відповідно отримаємо:

$$t_{i+1,n,m,k} = t_{i,n,m,k} + \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial x} \Delta x + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial x^2} \Delta x^2 + \varepsilon_{l1}; \quad (\text{а})$$

$$t_{i,n+1,m,k} = t_{i,n,m,k} + \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial y} \Delta y + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial y^2} \Delta y^2 + \varepsilon_{l2}; \quad (\text{б})$$

$$t_{i,n,m+1,k} = t_{i,n,m,k} + \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial z} \Delta z + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial z^2} \Delta z^2 + \varepsilon_{l3}; \quad (\text{в})$$

$$t_{i-1,n,m,k} = t_{i,n,m,k} - \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial x} \Delta x + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial x^2} \Delta x^2 + \varepsilon_{l4}; \quad (\text{г})$$

$$t_{i,n-1,m,k} = t_{i,n,m,k} - \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial y} \Delta y + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial y^2} \Delta y^2 + \varepsilon_{l5}; \quad (\text{д})$$

$$t_{i,n,m-1,k} = t_{i,n,m,k} - \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial z} \Delta z + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial z^2} \Delta z^2 + \varepsilon_{l6}; \quad (\text{е})$$

$$t_{i,n,m,k+1} = t_{i,n,m,k} + \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial \tau} \Delta \tau + \varepsilon_{l7} \quad (\text{ж})$$

Оскільки вище ми вибрали, що Δx , Δy , Δz і $\Delta \tau$ обрані малими, то залишкові члени ε_{l1} , ε_{l2} ... ε_{l7} будуть прагнути до нуля. Нехтуючи зазначеними величинами і складаючи почленно рівності (а) і (г), (б) і (д), (в) і (е), отримаємо:

$$\begin{aligned} \frac{\partial t_{i,n,m,k}}{\partial \tau} &= \frac{t_{i,n,m,k+1} - t_{i,n,m,k}}{\Delta \tau}; \\ \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial x^2} &= \frac{t_{i-1,n,m,k} - 2t_{i,n,m,k} + t_{i+1,n,m,k}}{\Delta x^2}; \\ \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial y^2} &= \frac{t_{i,n-1,m,k} - 2t_{i,n,m,k} + t_{i,n+1,m,k}}{\Delta y^2}; \\ \frac{\partial^2 t_{i,n,m,k}}{\partial z^2} &= \frac{t_{i,n,m-1,k} - 2t_{i,n,m,k} + t_{i,n,m+1,k}}{\Delta z^2}. \end{aligned} \quad (2.19)$$

Підставивши рівності (2.19) замість відповідних величин у рівняння (2.12), після простих перетворень отримаємо:

$$t_{i,n,m,k+1} = [1 - 2(\Delta F o_x + \Delta F o_y + \Delta F o_z)] t_{i,n,m,k} + \Delta F o_x (t_{i-1,n,m,k} + t_{i+1,n,m,k}) + \Delta F o_y (t_{i,n-1,m,k} + t_{i,n+1,m,k}) + \Delta F o_z (t_{i,n,m-1,k} + t_{i,n,m+1,k}), \quad (2.20)$$

$$\text{де } \Delta F o_x = \frac{a\Delta\tau}{\Delta x^2}; \Delta F o_y = \frac{a\Delta\tau}{\Delta y^2}; \Delta F o_z = \frac{a\Delta\tau}{\Delta z^2}.$$

Залежність (2.20) є основною розрахунковою формулою при визначенні температури в нижній частини виливки.

Знаючи значення температур в точках сітки 0, а, б, в, г, д, е в момент часу τ_k і користуючись виразом (2.20), знаходимо значення температури в точці 0 в наступний момент часу τ_{k+1} . Обчислюючи крок за кроком значення температури в різних точках сітки за формулою (2.20), знаходимо шукане поле температур у всіх внутрішніх точках, якщо відомо початковий розподіл температур і спосіб визначення температур в граничних точках сітки, тобто в точках, що лежать на поверхнях нижньої частини виливки.

Оскільки, згідно наших припущень, теплові потоки в напрямку координатних осей y і z відсутні, то має місце одномірне температурне поле. Для одномірної задачі з рівняння (2.20) отримаємо таку розрахункову залежність:

$$t_{i,k+1} = (1 - 2\Delta F o_x) t_{i,k} + \Delta F o_x (t_{i-1,k} + t_{i+1,k}), \quad (2.21)$$

Для визначення температурного поля необхідно мати також розрахункові залежності для визначення температури на поверхнях нижньої частини виливки. Вихідними залежностями для цього є граничні умови (2.13), (2.14), (2.16). Отримання розрахункової формули покажемо на прикладі залежності (2.13). Граничні умови (2.13) запишемо у вигляді:

$$\lambda \frac{\partial t_{\Pi}}{\partial x} + \alpha_{\Gamma} (t_{\Gamma} - t_{\Pi}) = 0, \quad (2.22)$$

Будемо вважати, що у поверхні нижньої частини виливки задана нормальна різниця Δt між значенням температури на поверхні t_{Π} та її значенням у найближчій точці контуру (сітки) t_1 , тобто:

$$\Delta t = t_{\Pi} - t_1.$$

З іншого боку, значення нормальної різниці можна визначити з співвідношення:

$$\Delta t = -\frac{\partial t_{\Pi}}{\partial x} \Delta x.$$

Знак мінус береться тому, що при поширенні потоку тепла в напрямку осі x градієнт температури спрямований у зворотний бік. З порівняння двох останніх рівностей отримаємо:

$$\frac{\partial t_{\Pi}}{\partial x} = \frac{t_{\Pi} - t_1}{\Delta x}, \quad (2.23)$$

Підставляючи рівність (2.23) в рівняння (2.22) і вводячи індекс часу k , знайдемо шукану температуру поверхні нижньої частини виливки:

$$t_{п,k} = \frac{\left(1 + \frac{c_0}{\alpha_{г,k}} t_{г,k}\right)}{1 + \frac{c_0}{\alpha_{г,k}}} t_{г,k}, \quad (2.24)$$

де $c_0 = \frac{\lambda}{\Delta x}$.

Використовуючи граничні умови (2.14) і (2.16), аналогічним шляхом отримуємо розрахункові залежності для визначення температури інших поверхонь нижньої частини виливки (див. рис. 2.7):

$$t_{н.п,k} = \frac{1 - \frac{c_0}{\alpha_{в,k}} t_{в,k}}{1 - \frac{c_0}{\alpha_{в,k}}} t_{в,k}, \quad (2.25)$$

$$t_{п.т,k} = \frac{1 - \frac{c''_0}{\alpha_{в.т,k}} t_{в.т,k}}{1 - \frac{c''_0}{\alpha_{в.т,k}}} t_{в.т,k}, \quad (2.26)$$

тут $c''_0 = \frac{\lambda}{\Delta z}$;

$t_{2,k}$ і $t_{3,k}$ – температури в точках сітки, найближчих до відповідних поверхонь нижньої частини виливки, в момент часу τ_k .

Розрахункові формули (2.24) – (2.26) дають можливість визначати температуру на поверхнях нижньої частини виливки за значеннями її в сусідніх точках і по температурі навколишнього середовища для однойменних моментів часу.

Сукупність отриманих розрахункових залежностей дозволяє визначити температуру в будь-якій точці нижній частині виливки, включаючи і поверхні, в будь-який момент часу. Розрахункова схема і розрахунок значно спрощуються, якщо користуватися не загальною розрахунковою формулою (2.20), а частинними залежностями виду (2.21).

2.2.4. Методи вимірювання температури в процесі лиття форми

Вимірювання температури проводиться за відомою методикою, вольфрам-ренієвими термопарами ВР 5/20. Термопара міститься всередині

ливарної форми. Похибка визначення температури ± 50 К. Для контролю температури термопара підключається до мілівольтметра. Після досягнення необхідної температури підігрів відключається, включається аналого-цифровий перетворювач і дані термопарних вимірювань записуються на чотирьох каналний самописець НЗ2–4. Значення отриманих напруг переводяться в чисельні значення температури [87].

Для контролю температур в різних точках системи «виливок – форма-реактор» встановлюються чотири вольфрам-ренієві термопари (рис. 2.6).

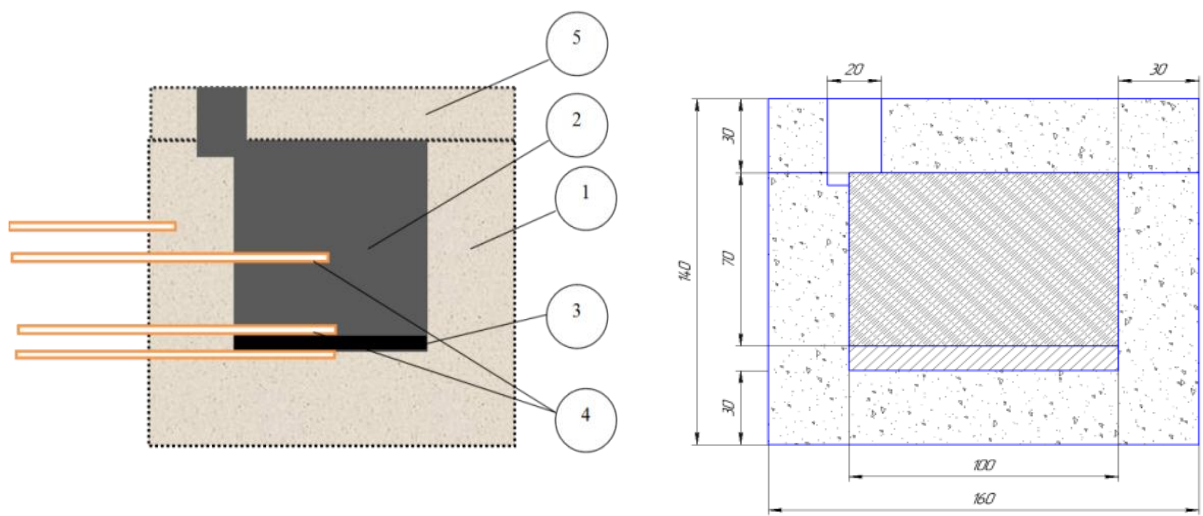


Рис. 2.6. Схема експериментальної ливарної форми: 1 – формувальна суміш; 2 – термітна шихта; 3 – металева основа; 4 – термопари; 5 – кришка реакційної форми

Для вивчення процесів, що протікають при формуванні шару термітного сплаву, розробляється експериментальна лабораторна установка (рис. 2.7). Температури вимірюються від моменту підпалу термітної шихти до повної кристалізації одержуваного шару [88]. Термопари ізольовані керамічними трубками з двома отворами та підключаються до швидкодіючого самописця приладу НЗ2–4.

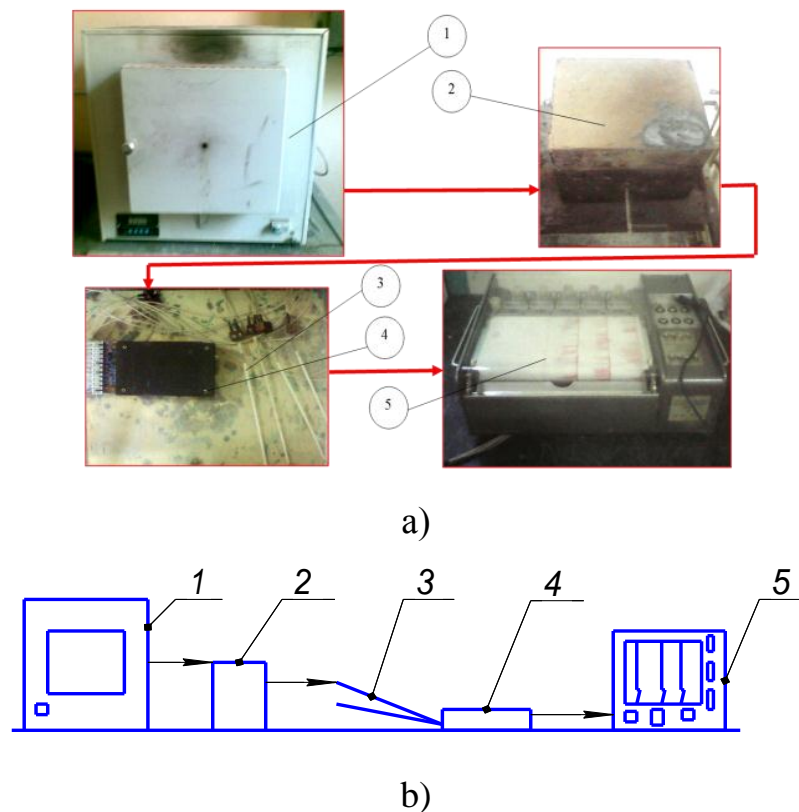


Рис. 2.7. Загальний вигляд (а) та схема (б) експериментальної лабораторної установки для вивчення кінетики процесів: 1 – лабораторна муфельна піч; 2 – експериментальна форма в зборі з термопарами; 3 – вольфрам-ренієві термопари ВР 5/20; 4 – підсилювач сигналу термопар з компенсаторами; 5 – швидкодіючий самописець прилад Н32-4*

2.2.5. Методика підготовка зразків для дослідів

Для проведення структурних досліджень готуються шліфи, відповідно до методики описаної в роботі [89]. Від одержаної литої термітної виливки алмазним кругом відрізаються зразки. Після проводиться обробка сторін зразків на шліфувальній машині з періодичним охолодженням, щоб не допустити перегріву металу. Обробка ведеться, поки не досягне плоскій поверхні. Далі зразки виливки з боку плоскої поверхні піддаються шліфуванню наждачним папером різного сорту, спочатку з більшим зерном абразиву, а потім з більш дрібним. Після цього зразки поліруються за допомогою полірувального кола із застосуванням пасти для полірування.

2.2.6. Методика металографічного аналізу

Металографічні структурні дослідження отриманих зразків проводяться за допомогою мікроскопа металографічного «Епиквант». Перед переглядом шліфів виконується травлення зразків в 3 – 4% розчині HNO_3 у спирті. Фотозйомка мікроструктур здійснюється камерою FYSCOPE CE ISO 5 Мп Artina с CMOS-датчиком. Розмір датчика: 1/2.3 "(5,98x4,58). Розподільна здатність: 3584x2746 USB3.0. Розмір пікселя: 1,67 мм x 1,67 мм.

На приладі ПМТ-3 згідно ГОСТ 9450-76 на зразках проводяться вимірювання мікротвердості, в декількох перетинах, перпендикулярних фронту дифузії. В кожному перетині здійснюється вимір в шести точках, для отримання статично достовірних результатів. При вимірюванні зразків на мікротвердість приймається навантаження більш 49 Н, а для виміру окремих ділянок мікротвердості до 49 Н.

Хімічний склад досліджуваних виливків визначається з використанням спектрального рентгенофлуоресцентного аналізу на приладі спектрального аналізу на вакуумній фотоелектричній системі.

2.2.7. Методика визначення густини та пористості сплаву

Для оцінки характеристики складу одержуваного сплаву визначається його густина та пористість. Пікнометричний спосіб визначення щільності металу регламентується ГОСТ 2211-94.

Пікнометрична щільність обчислюється за формулою:

$$\rho_{\text{пик}} = m\rho_{\text{ж}}/m - (m_1 - m_2), \quad (2.33)$$

де: m – маса проби, г;

m_1 – маса пікнометра з пробой і рідиною, г;

m_2 – маса пікнометра з рідиною, г;

$\rho_{\text{ж}}$ – щільність застосовуваної рідини, г/см³.

В якості застосованої рідини використовують спирт. Досліджуваний матеріал сушиться до постійної маси при температурі 110 ± 5 °С, зважується,

поміщається у пікнометр, знову зважується, доливається рідина до мітки, і знову зважується. Потім поміщається в термостат на 30хв, після чого ще раз зважується і виконується розрахунок густини.

Загальна пористість визначається за різницею істинної та удаваної густин та дорівнює відношенню об'єму пор до об'єму зразка. Занурюючи зразок у розплавлений парафін, утворюють на поверхні зразка після затвердіння парафінову сорочку, непроникну для води. Пори в зразкові залишаються заповненими повітрям.

2.2.8. Методика дослідження абразивної зносостійкості і лабораторна установка

Дослідження зносостійкості матеріалів під час гідроабразивного зношування частіше виконують такими методами, за яких кути атаки абразивними часточками зношуваних поверхонь не регламентують. Зразки випробовують у потоці абразивної рідини, яка діє на них під змінними кутами (від 0 до 90°) до їх поверхонь.

Для дослідження зносостійкості функціональних шарів в виливках застосовується методика по ГОСТ 23.208–79 з корегуванням режимів випробування. Зносостійкість сплавів вивчається на спеціальному стенді, наведений в [90]. Дослідні зразки зношуються, обертаючись по колу в чаші, заповненою сумішшю річного піску і води в співвідношенні 2:1, загальна кількість гідроабразивної маси - 5 літрів. Швидкість переміщення зразків відносно абразивного середовища становила 8 м/с.

Зразки - два досліджуваних і два еталонних, закріплюються на обертовому диску. Робочий резервуар міститься в кожух з проточною водою для охолодження абразивної маси, що нагрівається при терті об зразки. Для дослідів використовується кварцовий річковий пісок з розміром часток 0,2-0,3 мм. За міру зносостійкості приймається коефіцієнт відносної зносостійкості, що характеризує відношення зношеної частини еталона до обсягу

досліджуваного зразка. Зміна щільності зразків за час досліджень визначається зважуванням до і після випробування на вагах аналітичних, з точністю вимірювання до 0,1 мг. Перед зважуванням, зразки промивають і просушують. Кожен матеріал в певному стані випробується не менш трьох разів. Величину зносу еталона і дослідних зразків визначають як середнє арифметичне трьох дослідів для кожного із зразків.

Як показник, що характеризує зносостійкість, обирається відносна зносостійкість, тобто відношення величин зносу дослідного виливки та еталону.

$$E = \Delta M_e / \Delta M_z, \quad (2.34)$$

де: E – відносна зносостійкість;

ΔM_e та ΔM_z – відповідно абсолютний ваговий знос еталонного і випробуваних зразків, мг.

Висновки до розділу

Для виконання досліджень використані такі методи та методики: металографічні методи – для дослідження структури отриманого зносостійкого шару та зони сплавлення; методи математичного моделювання – для визначення температурних полів системи «вилівок - форма-реактор» при горінні термітної шихти, а також для вивчення закономірностей утворення неметалічних включень у функціональному шарі; методи стохастичного аналізу структурно-хімічних реакцій утворення оксидних та карбідних фаз – для аналізу механізму утворення і складу зміцнюючих фаз в структурі шару; стандартизовані методи і методики – для визначення твердості, зносостійкості, хімічного складу, пористості, густини тощо; статистичні методи – для обробки результатів досліджень.

Теоретичні та експериментальні дослідження базуються на застосуванні сучасних методів і устаткування що забезпечує високу достовірність й відтворюваність результатів.

РОЗДІЛ 3

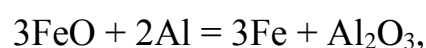
ОБГРУНТУВАННЯ СКЛАДУ ТЕРМІТНОЇ ШИХТИ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ЯКІСНОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ШАРУ

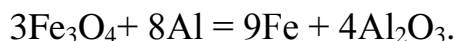
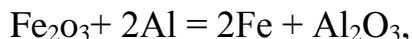
3.1. Термодинамічні розрахунки екзотермічних реакцій.

Основним завданням термодинамічного розрахунку є визначення температури реакції і кількості теплоти, що виділяється. Отримані дані дозволяють з'ясувати в якій саме фазі знаходяться продукти реакції: тверда, рідка, газоподібна, яка має особливе значення оскільки виникає від надлишку теплоти в системі.

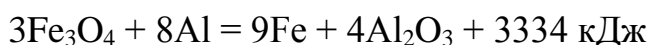
Аналіз літературних джерел, в яких міститься інформація про температуру горіння термітних сумішей, показує, що різними авторами наводяться різні значення адіабатичних температур горіння цих сумішей, причому діапазон температур досить широкий. При цьому деякі значення температури важко піддаються поясненню. Так, якщо Fe_3O_4 являє собою суміш Fe_2O_3 і FeO , то важко пояснити, чому, згідно [91], температура горіння суміші з Fe_3O_4 вище, ніж з Fe_2O_3 і FeO . Також важко пояснити, чому адіабатична температура реакції згідно [92], перевищує температуру кипіння продукту реакції (3134К для заліза), якщо реакція проходить при атмосферному тиску. Таким чином, питання про температуру термітної реакції залишається актуальним, а його дослідження дозволить знайти вирішення конкретних прикладних завдань з одержання та застосування термітних розплавів для поверхневого легування виливків.

Як було зазначено у другому розділі, окалина, використовувана як реагент термітної реакції, теоретично може мати будь-яке співвідношення оксидів FeO , Fe_2O_3 і Fe_3O_4 в залежності від технологічного процесу, в результаті якого вона була отримана. У зв'язку з цим, з одного боку, при розгляді термітної реакції алюмінію з окалиною доцільно розглядати три реакції, що паралельно протікають:





З іншого боку, згідно [93] оксид заліза (II, III) Fe_3O_4 є подвійним з'єднанням FeO і Fe_2O_3 , у зв'язку з чим у розрахунках можна вважати, що окалина складається з двох оксидів (FeO і Fe_2O_3), тим більше, що ентальпія утворення Fe_3O_4 (-1122 кДж / моль) практично є сумою ентальпій утворення FeO (-266,7 кДж / моль) і Fe_2O_3 (-822,7 кДж / моль). У зв'язку з цим, прийнято умовне припущення, що окалина складається з двох оксидів заліза (FeO і Fe_2O_3) і реакція:



ідентична реакції:



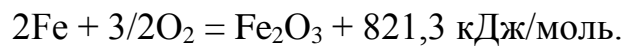
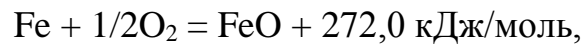
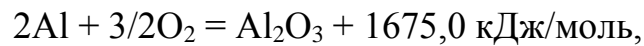
Такий підхід має певні переваги. По-перше, спрощується термодинамічний розрахунок, в результаті якого буде визначена залежність температури реакції та інших параметрів горіння від співвідношення двох, а не трьох оксидів в окаліні. По-друге, на підставі проведеного таким чином термодинамічної розрахунку можуть бути побудовані залежності параметрів горіння від вмісту кисню в окаліні, яке має безпосередній зв'язок із співвідношенням оксидів FeO і Fe_2O_3 .

Таким чином, маючи реальну окалину, для визначення параметрів горіння терміту на її основі буде необхідно тільки визначити вміст у ній кисню. При цьому не потрібно знати співвідношення трьох оксидів, обчислення якого представляється істотно складнішим завданням.

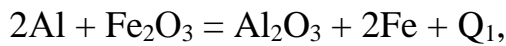
Звичайно, що прийняте припущення вносить деяку похибку в термодинамічний розрахунок у зв'язку з тим, то теплові ефекти зазначених вище реакцій трохи різні (3422,8 кДж і 3334 кДж відповідно). До того ж, як відомо, вюстит являє собою нестехіометричний оксид заліза (II) $\text{Fe}_{0,947}\text{O}$, ентальпія утворення якого (-265 кДж / моль) трохи відрізняється від ентальпії утворення стехіометричного Fe [94], яка використовується в розрахунках. З іншого боку, початку термітної реакції передуює нагрів реагентів до температури

600 °С, тому, ймовірно, в реакцію вступає окалина іншого складу, ніж при кімнатній температурі.

Відповідно до закону сталості сум теплових ефектів – закону Гесса, який встановив, що якими би шляхами з вихідних речовин ні виходили певні хімічні продукти, суми теплових ефектів всіх окремих реакцій уздовж кожного шляху однакові, отримуємо [95].



Їх використовують при розрахунку теплового ефекту термітних реакцій:



$$0 - 821,3 \text{ кДж} = -1675,0 \text{ кДж} + 0 + Q_1,$$

$$\text{або } Q_1 = -821,3 - (-1675,0) = 853,7 \text{ кДж}.$$



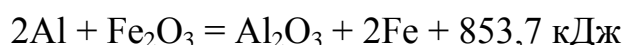
$$0 - 3 \cdot 272,0 \text{ кДж} = -1675,0 \text{ ккал} + 0 + Q_2,$$

$$\text{або } Q_2 = -3 \cdot 272,0 - (-1675,0) = 859 \text{ кДж}.$$

У процесі відновлення заліза з оксиду вміст кисню в окалині скорочується. Оксид заліза (III) або окис заліза Fe_2O_3 поступово перетворюється на оксид заліза (II) закис заліза FeO , а остання, втрачаючи кисень, утворює чисте металічне залізо.

Між вмістом кисню в окалині і кількістю закисного і окисного заліза існує певна залежність, графіком якої є пряма, наведена на (рис. 3.1).

У процесі термохімічних реакцій між алюмінієм і оксидами заліза виділяється теплота, яка для реакцій з окисом і закисом заліза має значення:



53,94 159,70 101,94 111,70 – молекулярна вага (г/моль)

25,25 74,75 47,72 52,28 – відсоткове співвідношення (%)

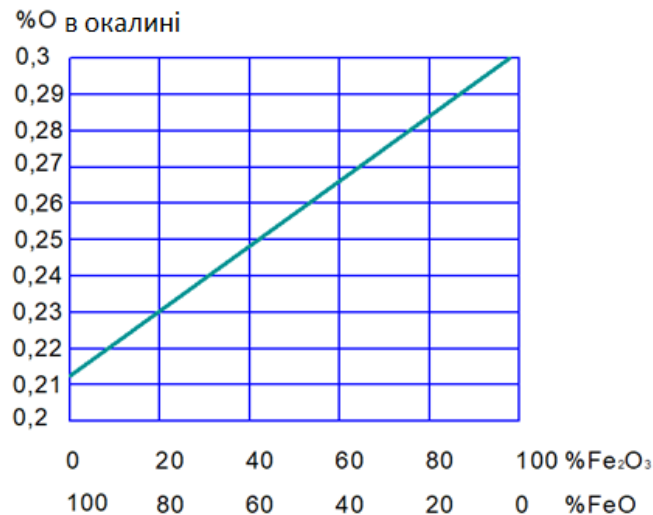
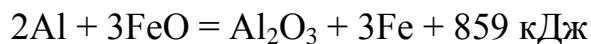


Рис. 3.1. Залежність між вмістом кисню в окалині і умовним вмістом закисного (FeO) і окисного (Fe₂O₃) заліза



53,94 215,55 101,94 167,55 — молекулярна вага (г/моль);

20 80 37,8 62,2 — відсоткове співвідношення (%).

З першої реакції калорійність терміту становить:

$$K = \frac{Q_p \cdot X_{Al}}{\mu_{Al}} = \frac{853,7 \cdot 0,2525}{53,94} = 3,966 \text{ кДж/г} = 3996 \text{ кДж/кг},$$

тобто, при згорянні 1 кг терміту з Fe₂O₃ виділяється 3996 кДж тепла.

З другої реакції, - калорійність терміту дорівнює:

$$K = \frac{Q_p \cdot X_{Al}}{\mu_{Al}} = \frac{859 \cdot 0,2}{53,94} = 3,185 \text{ кДж/г} = 3185 \text{ кДж/кг},$$

тобто, при згорянні 1 кг терміту з FeO виділяється 3185 кДж тепла.

Отже, якщо в залізній окалині коливання вмісту кисню знаходиться в межах від 30,0% до 22,2%, то відхилення калорійності терміту буде складати 811 кДж/кг (від 3996 до 3185).

Теплота, що виділилася в результаті реакції, витрачається на такі процеси:

- нагрівання заліза до температури плавлення;
- нагрівання оксиду алюмінію до температури плавлення;
- розплавлення заліза;

- розплавлення оксиду алюмінію;
- нагрівання рідкого заліза та рідкого оксиду алюмінію до деякої температури T – температури реакції;
- теплообмін з навколишнім середовищем.

Для спрощення розрахунків приймемо припущення, що процес адіабатичний, тобто теплообміном з навколишнім середовищем можна знехтувати.

Теплота, що витрачається на нагрівання заліза до температури плавлення, визначиться як:

$$Q = m \int_{298}^{T_{\text{пл}}} C_p dT,$$

де m – маса заліза, 298 – температура в К, відповідна 25 ° С, щодо якої ведуться всі термодинамічні розрахунки, $T_{\text{пл}} = 1809$ К - температура плавлення заліза, C_p – теплоємність заліза при постійному тиску.

Як відомо, залежність теплоємності заліза від температури дуже складна (рис. 3.2) [96].

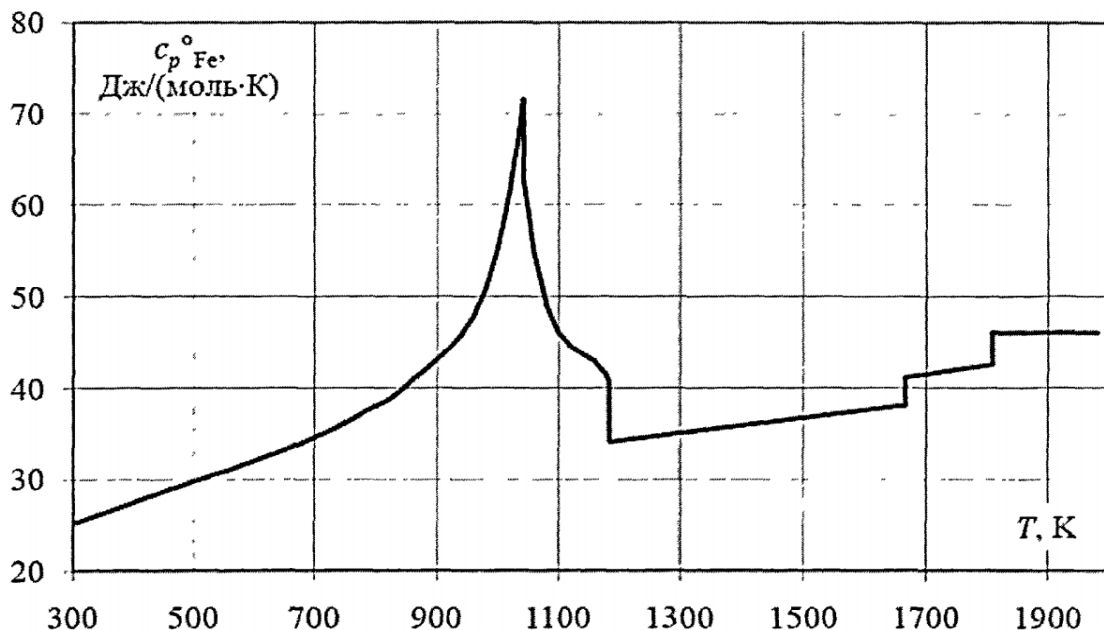


Рис. 3.2. Залежність теплоємності заліза інтервалі температур 300 – 2000 К

Цю залежність прийнято описувати рівнянням виду:

$$C_p = \sum_{j=-2}^3 b_j T^j,$$

для якого значення коефіцієнтів b_j визначаються в результаті експериментів.

Причому інтервал температур поділяють на ділянки і підбирають коефіцієнти для кожного з них. Коефіцієнти b_j для теплоємності заліза наведені в таблиці 3.1 [95].

Таблиця 3.1

Коефіцієнти b_j для теплоємності заліза в діапазоні температур 298 – 3343 К

Поліморф. модифікація	b_{-2}	b_0	b_1	b_2	b_3	Інтервал температур
α -Fe	441900	-6.70	0.13719	-0.00019	$1.1 \cdot 10^{-7}$	298-800
α_2 -Fe	$2.902 \cdot 10^9$	-38217	87.681	-0.0753	$2.3 \cdot 10^{-5}$	800-1042
β -Fe	$7.323 \cdot 10^9$	-33784	39.610	-0.0131	0	1042-1184
γ -Fe	0	24.3	0.00828	0	0	1184-1665
δ -Fe	0	24.4	0.01004	0	0	1665-1809
Рідке Fe	0	46.0	0	0	0	1809-3343

Тоді теплоємність заліза в кожному діапазоні температур буде описуватися рівняннями, наведеними в табл. 3.2.

Таблиця 3.2.

Температурні залежності теплоємності заліза

Діапазон температури p	Рівняння температурної залежності теплоємності	кількість теплоти для нагрівання одиниці маси заліза, кДж/кг
298-800	$C_p = 441900T^{-2} - 6,7 + 0,13719T - 0,00019T^2 + 1,1 \cdot 10^{-7}T^3$	264
800-1042	$C_p = 2,902 \cdot 10^9 T^{-2} - 38217 + 87,681T - 0,0753T^2 + 2,3 \cdot 10^{-5}T^3$	246
1042-1184	$C_p = 7,323 \cdot 10^9 T^{-2} - 33784 + 39,610T - 0,0131T^2$	31,8
1184-1665	$C_p = 24,3 + 0,00828T$	310
1665-1809	$C_p = 24,4 + 0,01004T$	107,5
1809-3343	$C_p = 46,0$	

Отже, кількість теплоти, що витрачається на нагрівання заліза від 298 К до температури плавлення 1809 К дорівнює:

$$\frac{Q_{298-1809}}{m} = 959,9 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

При оцінці витрат тепла реакції на нагрівання оксиду алюмінію до температури його плавлення враховано, що вона складає $T = 2317 \text{ К}$.

Температурна залежність теплоємності оксиду алюмінію має вид [97]:

$$C_p = 114,4 + 12,9 \cdot 10^{-3}T - 34,3 \cdot 10^{-5}T^{-2} \text{ Дж/моль} \cdot \text{К}$$

Тоді кількість теплоти, необхідної для нагрівання оксиду алюмінію до температури плавлення, дорівнює:

$$\frac{Q}{m} = \int_{298}^{2317} (114,4 + 12,9 \cdot 10^{-3}T - 34,3 \cdot 10^{-5}T^{-2}) dT = 2500 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

При оцінці витрат тепла на розплавлення заліза та оксиду алюмінію враховано, що прихована теплота плавлення заліза складає 272 кДж / кг , що відповідає кількості теплоти, яку необхідно затратити для переведення його одиниці маси з твердого стану в рідкий при температурі плавлення. Прихована теплота плавлення оксиду алюмінію – 1092 кДж / кг .

Оскільки температури плавлення заліза та оксиду алюмінію різні, то при температурі плавлення оксиду алюмінію залізо буде вже розплавлене. Обчислити кількість теплоти, витраченої на нагрівання рідкого заліза від температури плавлення до температури плавлення оксиду алюмінію можна, знаючи теплоємність рідкого заліза ($0,196 \text{ ккал/кг} \cdot \text{К} = 0,820 \text{ кДж/кг} \cdot \text{К}$ [97]):

$$\frac{Q_{1809-2317}}{m} = C_p \Delta T = 0,820 \cdot (2317 - 1809) = 416,6 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

Отже, якщо реакція зніціюється при початковій температурі шихти 298 К (25° С), то на доведення температури продуктів реакції до температури плавлення оксиду алюмінію витрачається кількість теплоти (в тому числі і на розплавлення оксиду алюмінію):

– для заліза $959,9 + 272 + 416,6 = 1648,5 \text{ кДж / кг}$,

– для оксиду алюмінію $2500 + 1092 = 3592 \text{ кДж / кг}$.

Для продуктів реакції ця кількість теплоти, звичайно, буде залежати від їх масового співвідношення:

$$\frac{Q_{298-2317}}{m} = 1648,5 \omega(Fe) + 3592 \omega(Al_2O_3) \frac{\text{кДж}}{\text{кг}} \quad (3.1)$$

Таким чином для реакції з Fe_2O_3

$$\frac{Q_{298-2317}}{m} = 1648,5 \cdot 0,5228 + 3592 \cdot 0,4772 = 2575,7 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}} \dots$$

для реакції с FeO

$$\frac{Q_{298-2317}}{m} = 1648,5 \cdot 0,622 + 3592 \cdot 0,378 = 2383 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

При оцінці витрат тепла реакції на нагрівання рідкого заліза та рідкого оксиду алюмінію до деякої температури T припущено, що процес є адіабатичним. У такому випадку можна зробити висновок про те, що інша теплота, яка виділилася в результаті реакції витрачається на подальше нагрівання рідких продуктів реакції до деякої температури T , тобто:

$$T = \frac{Q_{2317-T}}{m} = \frac{1}{Cp_{Fe}^{\text{ж}} \cdot \omega(Fe) + Cp_{Al_2O_3}^{\text{ж}} \cdot \omega(Al_2O_3)} + 2317 \quad (3.2)$$

де $\frac{Q_{2317-T}}{m}$ - кількість теплоти, що витрачається на нагрівання рідких продуктів реакції від температури 2317 К до температури реакції T , $Cp_{Fe}^{\text{ж}} = 0,196$ ккал/кг·К = 0,820 кДж/кг·К – ізобарна теплоємність рідкого заліза, $Cp_{Al_2O_3}^{\text{ж}} = 0,38$ ккал/кг·К = 1,590 кДж/кг·К - ізобарна теплоємність рідкого оксиду алюмінію, $\omega(Fe)$ и $\omega(Al_2O_3)$ - масові частки продуктів реакції.

Очевидно, що

$$\frac{Q_{2317-T}}{m} = \frac{Q}{m} - \frac{Q_{298-2317}}{m} \quad (3.3)$$

де $\frac{Q}{m}$ - кількість теплоти, що виділилася в результаті реакції (калорійність терміту), $\frac{Q_{298-2317}}{m}$ - кількість теплоти, витраченої на доведення температури продуктів реакції до температури 2317 К.

Тоді (3.2) з урахуванням (3.3) та (3.1) прийме вигляд:

$$T = \left(\frac{Q}{m} - \frac{1648,5\omega(Fe) + 3592\omega(Al_2O_3)}{m} \right) \cdot \frac{1}{0,820 \cdot \omega(Fe) + 1,590 \cdot \omega(Al_2O_3)} + 2317 \quad (3.4)$$

Залежність (3.4) відображає зміну температури реакції від масового співвідношення її продуктів.

Калорійність терміту для обчислень повинна бути виражена в кДж / кг. Для обчислення температури за умов відомої калорійності терміту в ккал/кг залежність (3.4) може бути перетворена:

$$T = \left(\frac{Q}{m} - \frac{393,97\omega(Fe)+858,5\omega(Al_2O_3)}{m} \right) \cdot \frac{1}{0,196 \cdot \omega(Fe) + 0,38 \cdot \omega(Al_2O_3)} + 2317 \quad (3.5)$$

Тоді результатом обчислень і є адіабатична температура реакції в кельвінах.

Результати розрахунків за (3.4) показали, що:

- для реакції з Fe_2O_3 - 3512,74 К (3239,59 ° С);
- для реакції з FeO - 3037,91 К (2764,76 ° С).

Отже, якщо в залізній окалині коливання вмісту кисню знаходиться в межах від 30,0% до 22,2%, то адіабатична температура реакції коливається від 3037,91 К до 3134 К;

Згідно [96] при виконанні термодинамічних розрахунків з визначення температури реакції зустрічаються два випадки, при яких:

- температура горіння лімітується теплотою згоряння;
- температура горіння лімітується теплотою фазового переходу.

У випадку з оксидом FeO розрахункова температура реакції не перевищує температури фазових переходів (кипіння) продуктів, тому обчислена за (3.5) температура може бути прийнята за адіабатичну температуру реакції (3037,91 К).

У випадку з оксидом Fe_2O_3 , оскільки розрахункова температура термітної реакції перевищує температуру кипіння продуктів реакції, то за адіабатичну температуру реакції слід прийняти найменшу з температур кипіння продуктів, тобто температуру кипіння заліза 3134 К. У такому випадку теплота, що виділилася в результаті реакції, буде витрачена на нагрівання продуктів реакції до температури кипіння заліза (3134 К) і на випаровування деякої його кількості.

Кількість теплоти, витрачений на нагрівання суміші до температури 3134 К, можна визначити, виходячи з формули (3.5). У результаті розрахунку отримано значення 3548 кДж / кг.

При тепловому ефекті термітної реакції з Fe_2O_3 3996 кДж / кг кількість теплоти, що витрачається на випаровування заліза, дорівнює

$$3996 - 3548 = 448 \text{ кДж / кг.}$$

Отже, якщо в залізній окалині коливання вмісту кисню знаходиться в межах від 30,0% до 22,2%, то надлишок кількості теплоти, що виділяється в результаті реакції і витрачається на випаровування заліза становить від 0 до 448 кДж/кг.

Виходячи з відомої теплоти випаровування заліза, рівної 6088 кДж / кг, визначено ступінь переходу заліза в газоподібний стан:

$$448/6088 / 0,5228 = 0,141 \text{ або } 14,1\%.$$

Таким чином, з кожного моля утвореного в результаті реакції заліза 0,141 моль переходить в газоподібний стан. Обсяг газу при температурі його кипіння можна знайти з рівняння Менделєєва Клапейрона, вважаючи, що процес відбувається при постійному тиску, який дорівнює атмосферному:

$$\frac{V_{\text{н.у.}}}{V_{\text{кип}}} = \frac{T_{\text{н.у.}}}{T_{\text{кип}}},$$

де $V_{\text{н.у.}}$ та $T_{\text{н.у.}}$ - відповідно об'єм і температура газу при нормальних умовах (273,15 К, $p=101,3$ кПа). $V_{\text{кип}}$ та $T_{\text{кип}}$ - відповідно об'єм і температура газу при умовах кипіння $T_{\text{кип}} = 3134$ К.

Таким чином, для 1 моль газоподібного заліза утворюється об'єм, що дорівнює:

$$V_{\text{кип}} = V_{\text{н.у.}} \frac{T_{\text{кип}}}{T_{\text{н.у.}}} = 22,4 \cdot \frac{3134}{273,15} = 257 \text{ л},$$

або для 1 моль утвореного в результаті реакції заліза: $257 \cdot 0,141 = 36,24$ л.

Отже, при горінні 100 г вихідної шихти утворюється 33,7 л газоподібного заліза.

3.2. Взаємодія утворюваного термітного розплаву з поверхнею виливки

Утворюваний термітний розплав на основі заліза має температуру 3134 К поблизу фронту горіння шихти. Але при взаємодії з поверхнею виливки, яка для нього виступає у ролі холодильника, вона швидко зменшується, на що також впливають втрати тепла усередині форми-реактора.

Цілком зрозумілим є те, що для якісної зони сплавлення основного та легованого шарів мають виконатися певні температуро-часові умови, за яких: по-перше, поверхневий шар виливки має нагрітися до температури, не нижчої за температуру плавлення основного сплаву, але не вищої за температуру, при якій можливе його ушкодження по усій товщині; по-друге, – час існування розплаву має бути максимальним для відведення з нього газових неметалічних включень, тобто він має бути максимально перегрітим.

Розрахунок температурного поля обох шарів проводився методом чисельного інтегрування за методикою, описаною в розділі 2.

Дані для розрахунку при температурі основи та форми-реактору 25 °С, представлені у табл. 3.3.

Таблиця 3.3

Вихідні дані для розрахунку за першу секунду без прогрівання при 293К

Показник	Значення
Температура середовища t_c , °С	2861
Температура повітря t_b , °С	20
Температура пластинки t_0 , °С	20
Товщина пластинки δ , м	0,005
Коефіцієнт тепловіддачі від рідкої сталі до пластинки α_c , Вт/м ² ·К	2500
Коефіцієнт тепловіддачі від пластинки в повітря α_b , Вт/м ² ·К	35
Коефіцієнт теплопровідності пластинки $\lambda_{ст}$, Вт/м·К	75,4
Коефіцієнт температуропровідності a , м ² /с	0,0000133
Час впливу τ , с	1
Шаг інтегрування Δx , м	0,0002
Шаг інтегрування $\Delta \tau$, с	0,001
Правильний шаг інтегрування $\beta=1 - \frac{2a\Delta\tau}{\Delta x^2}$	0,335
$c_0=\lambda/\Delta x$	377000

Результати температурного поля для першої секунди впливу термітного розплаву на поверхню виливки представлено в табл. 3.4.

Розрахунок температурного поля для першої секунди при 293К

$\tau, \text{с}$	Координата $x, \text{см}$					
	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
0	20	20	20	20	20	20
0,1	202	114	64	39	29	29
0,2	372	246	161	109	85	85
0,3	531	384	279	212	179	179
0,4	680	523	408	333	296	296
0,5	819	660	541	462	423	423
0,6	950	792	674	594	555	555
0,7	1072	919	803	725	686	686
0,8	1187	1040	928	852	815	815
0,9	1294	1154	1047	975	938	938
1	1394	1261	1160	1091	1057	1057

Температура основи за першу секунду:

$$t_{\text{пластинки 1}} = (1394 + 1261 + 1160 + 1091 + 1057 + 1057)/6 = 1170 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Температуру середовища на кінець першої секунди і на початок другої знаходимо за формулою:

$$t_{c1} = \frac{1394(29,3 \cdot 35 + 0,005 \cdot 1000 \cdot 35 + 1000 \cdot 29,3) - 20 \cdot 29,3 \cdot 35}{0,005 \cdot 1000 \cdot 35 + 1000 \cdot 29,3} = 1442 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Аналогічно проведено розрахунки для наступних секунд процесу, змінюючи вихідні дані.

Результати розрахунків вже для 4-ої секунди показали, що температура середовища знижується і не дозволяє досягти на поверхні виливка температури плавлення сталі 1539 °С. Залежність швидкості зміни температури основи і середовища представлена на рис. 3.3, дані до якого представлені в табл. 3.5.

Зміна температури поверхні виливки і температури середовища без прогрівання форми

Час, с	Температура поверхні пластинки, °С	Температура середовища, °С
0	20	2861
1	1394	1442
2	1418	1441
3	1429	1440

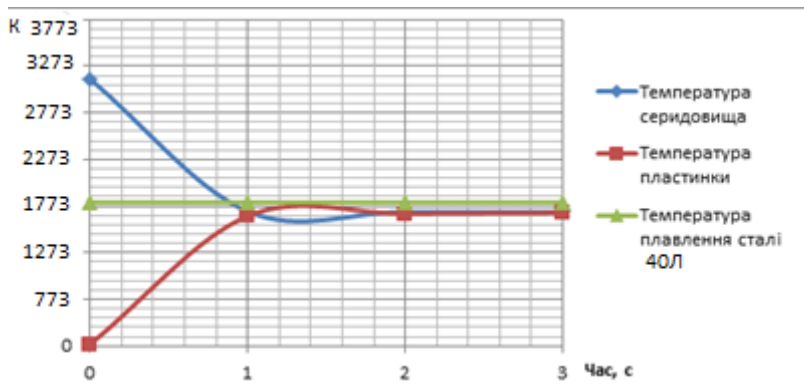


Рис. 3.3. Зміна температур в системі «виливок – форма-реактор» при 293 К та отриманий дослідний зразок

Дані для розрахунку при температурі основи та форми-реактору 873К, представлені у табл. 3.6.

Таблиця 3.6

Вихідні дані для розрахунку за першу секунду при прогріванні системи до 873К

Показник	Значення
Температура середовища t_c , °С	2861
Температура повітря t_b , °С	20
Температура пластинки t_0 , °С	600
Товщина пластинки δ , м	0,005
Коефіцієнт тепловіддачі від рідкої сталі до пластинки α_c , Вт/м ² ·К	2500
Коефіцієнт тепловіддачі від пластинки в повітря α_b , Вт/м ² ·К	35

Коефіцієнт теплопровідності пластинки $\lambda_{ст}$, Вт/м·К	29,3
Коефіцієнт температуропровідності a , м ² /с	0,00000583
Час впливу τ , с	1
Шаг інтегрування Δx , м	0,0002
Шаг інтегрування $\Delta \tau$, с	0,001
Правильний шаг інтегрування $\beta=1 - \frac{2a\Delta\tau}{\Delta x^2}$	0,7085
$c_0=\lambda/\Delta x$	146500

Залежність швидкості зміни температури поверхні вилівка і середовища представлена на рис. 3.4 та в табл. 3.7.

Таблиця 3.7

Зміна температури поверхні і утворюваного розплаву (середовища) при нагріванні системи до 873 К

Час, с	Температура поверхні пластинки, °С	Температура середовища, °С
0	600	2861
1	2445	2529
2	2486	2522
3	2505	2522

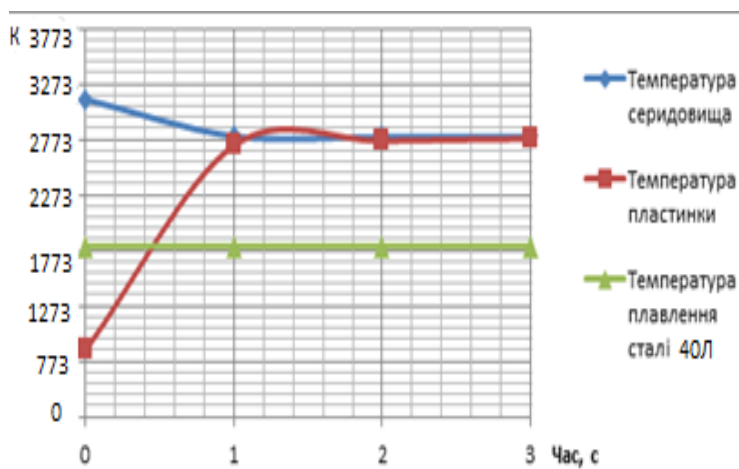


Рис. 3.4. Зміна температур в системі «вилівок – форма-реактор» при 873 К та отриманий дослідний зразок

Прогнозовані дані температур свідчать про розплавлення поверхні виливки та високу температуру середовища, яка забезпечує тривалий рідкий стан термітного розплаву.

Отже, за результатами розрахунку прогнозованих усереднених температур утворюваного функціонального шару та основи встановлено, що при нормальних умовах процесу ($T=298K$) легований шар не сплавляється з основою, оскільки остання не встигає підплавитися, навіть за умов її товщини у 5мм. Підігрів масивної основи до 873K по-перше, забезпечує якісну зону сплавлення, по-друге, – тривале (до 15 с) знаходження термітного розплаву у рідкому стані, що сприяє уникненню газових включень у ньому, а також розплавленню корунду та усередненню елементів в об'ємі.

3.3. Температуро-часові параметри у системі «виливок – форма-реактор»

При дослідженні часу нагрівання ливарної форми-реактора в печі, встановлено залежності, представлені на рис. 3.5.

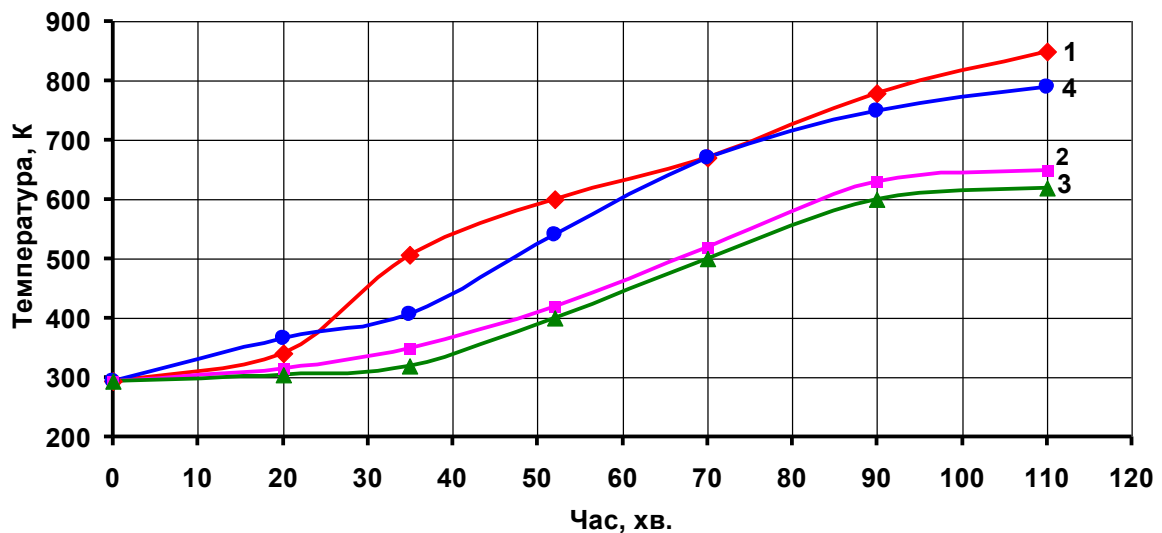


Рис. 3.5. Вплив часу нагрівання на температури в різних зонах системи «виливок – форма-реактор»: 1 – температура стінки форми; 2 – температура середовища під основою для легування; 3 – температура у зоні сплавлення функціонального шару з основою; 4 – температура термітної шихти в середині її об'єму

Підвищення швидкості нагрівання формувальної суміші пояснюється перерозподілом теплової енергії між термітною шихтою та стінкою ливарної форми.

Для прискорення часу нагрівання при прямому контакті відкритих поверхонь з нагрітою атмосферою печі була виготовлена форма з відкритою в нижній частині металевою основою (рис. 3.6).

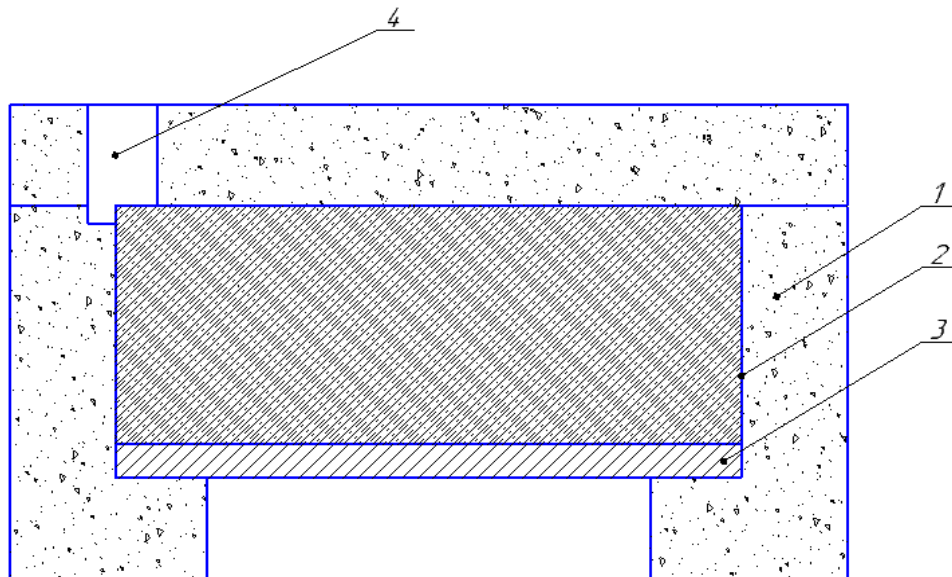


Рис. 3.6. Форма-реактор з відкритою металевою основою в нижній частині: 1 – формувальна суміш; 2 – термітна шихта; 3 – металева основа; 4 – отвір для запалювання термітної шихти та відведення газів

Застосування даної конструкції призвело до скорочення часу нагрівання ливарної форми зі 120 хв. до 90 хв. Однак слід зазначити, що відкрита поверхня металевої основи у нижній частині форми вносить суттєві зміни в хід процесу формування функціонального шару.

Проаналізовано температуро-часові параметри утворення розплаву (рис. 3.7), що дозволило встановити таке:

- повний час згоряння термітної шихти становить 8,5 с, після чого фронт горіння досягає поверхні металевої основи, температура якої протягом 1 с стрімко підвищується до 2150 К (рис. 3.7, крива 2), що свідчить про початок сплавлення шару термітного сплаву. Температура в зоні сплавлення шару з основою протягом 7 с знижується до температури початку кристалізації

- заліза в перехідному поверхневому шарі основи, чого вистачає для його якісного з'єднання з легованим хромом функціональним шаром;
- формувальна суміш (рис. 3.7, крива 3) спочатку стрімко (протягом 0,5-1 с) охолоджується з 873 К до 723 К, що викликано підсмоктуванням повітря через газопроникнену форму, а в подальшому повільно збільшує свою температуру протягом наступних 10 с, що зумовлене утворенням на її внутрішніх границях гарнісажу із корунду значної товщини;
 - температурні умови для виникнення термітного розплаву та утворення із нього функціонального шару спостерігаються, коли температура в зоні над поверхнею утворюваного шару зменшується до температури його кристалізації, а саме до 1500 К (рис. 3.7, крива 4).

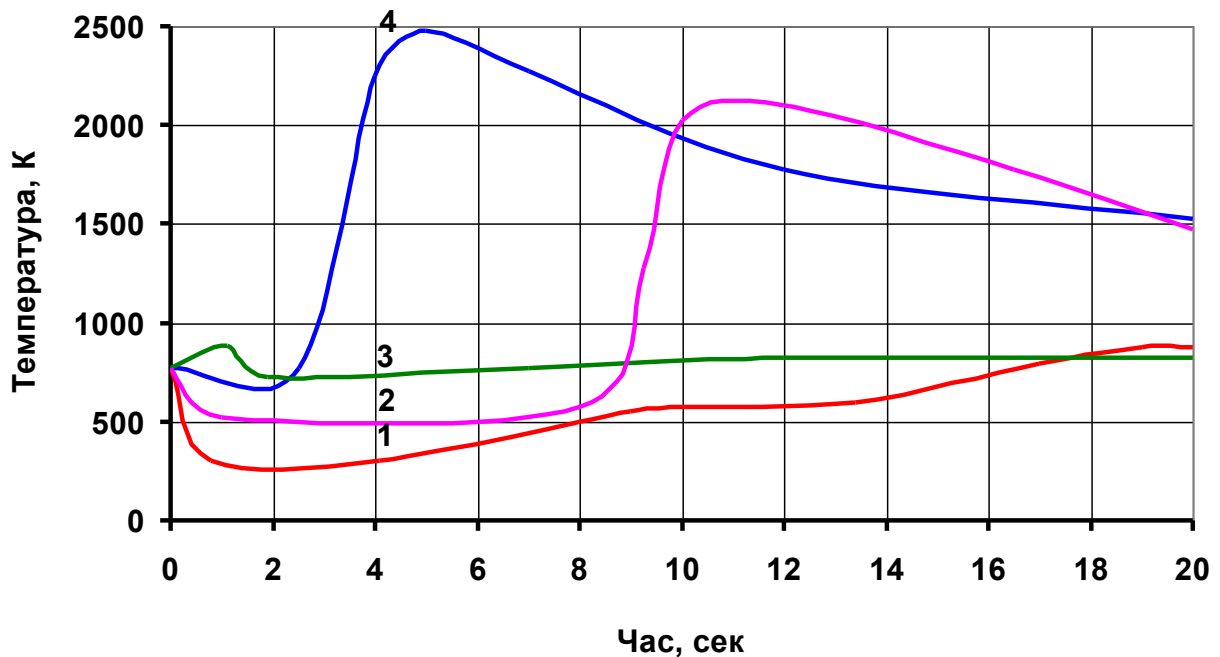


Рис. 3.7. Зміна температури в системі «виливок – форма-реактор»: 1 – нижня поверхня металевої основи; 2 – верхня поверхня металевої основи; 3 – формувальна суміш; 4 – температура в нижній зоні реактору

Встановлено, що оптимальними умовами процесу формування зносостійкого шару термітного сплаву на основі системи Fe-Cr-C є те, що температура середовища після проходження хвилі горіння термітної шихти не повинна перевищувати температуру кипіння заліза, а її нижня межа – бути меншою за сумарну температуру кристалізації утворюваного розплаву та його

перегріву (500–1000 градусів залежно від кількості розплаву та температури металеві основи).

3.4. Особливості визначення кількості наповнювача в термітній суміші.

Для ефективного використання значної кількості тепла від нагрівання системи «вилівок – форма-реактор» та надлишків теплоти алюмотермітної реакції доцільно його використання у такий спосіб, щоб сумарний надлишок теплоти витрачався не на випаровування заліза, а на інші корисні цілі, наприклад, на плавлення порошків-наповнювачів. З іншого боку, висока температура, звичайно ж забезпечує кращий поділ фаз металу і шлаку після закінчення реакції через збільшення часу остигання.

В ідеальному випадку для отримання найкращого продукту потрібно ввести таку кількість наповнювача, який поглине надлишок тепла, але не знизить температуру реакції. Тому для приготування термітної шихти можна рекомендувати висококалорійний терміт (з оксидом заліза Fe_2O_3) з додаванням наповнювачів, що забезпечують температуру реакції трохи нижче, ніж 3134 К.

Відповідно до попередніх розрахунків, на доведення температури заліза від 298 К до температури плавлення оксиду алюмінію 2317 К витрачається кількість теплоти 1648.5 кДж / кг. На подальше нагрівання рідкого заліза до температури його кипіння T витрачається кількість теплоти, що дорівнює:

$$\frac{Q_{2317-T}}{m} = Cp_{Fe}^{\text{ж}} \cdot (T - 2317), \text{ де } T = 3134\text{К}$$

$$\frac{Q_{2317-T}}{m} = 0,820 \cdot (3134 - 2317) = 669,94 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

Таким чином, на нагрівання заліза від температури 298 К до температури його кипіння витрачається $1648,5 + 669,94 = 2318,44$ кДж/кг .

Якщо вважати, що все надлишкове тепло (448 кДж/кг) витрачається тільки на випаровування заліза, якого в продуктах реакції міститься 52,28%, то в перерахунку на 1 кг заліза, ця ж кількість теплоти дорівнює

$$448 / 0,5228 = 856,92 \text{ кДж / кг (на 1 кг заліза).}$$

Таким чином, у вихідну шихту може бути додано

$$856,92 / 2318,44 \cdot 100\% = 36,9\% .$$

заліза від маси отриманого заліза під час реакції, або 19,3% від початкової маси алюмінію і окалини, або 12,6 % від маси шихти (суміші алюмінію, залізної окалини і заліза).

Аналогічний розрахунок виконується для будь-якого співвідношення оксидів в окаліні. Результати таких розрахунків представлені на рисунку 3.8.

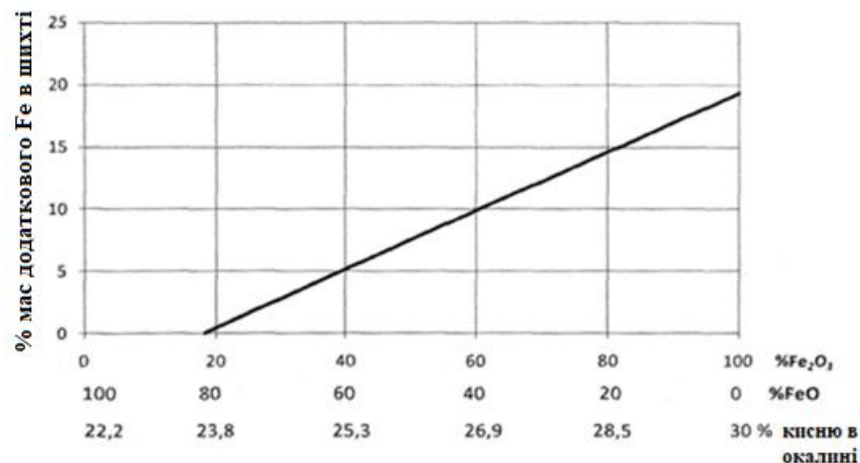


Рис. 3.8. Залежність кількості залізного наповнювача (у відсотках від маси шихти) від вмісту кисню в окаліні

Отримані результати вірні тільки для адіабатичного процесу. При реальних процесах горіння втрати тепла в навколишнє середовище досить значні, тому, отримані значення слід дещо зменшити. Крім того, додане в основну шихту залізо має являти собою порошок з розмірами частинок, порівнянними з розмірами частинок оксиду заліза і алюмінію, що дозволяє частинкам заліза розплавлятися безпосередньо під час реакції.

Тепловий ефект реакції при нагріванні терміту до 498К складе:

$$Q_{Fe}(Fe_2O_3) = 0,689 \cdot 0,1597 \cdot (473 - 298) \cdot 0,7475 = 89,96 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

$$Q_{Al}(Al) = 0,903 \cdot 0,05394 \cdot (473 - 298) \cdot 0,2525 = 21,1 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

а при нагріванні до 673К:

$$Q_{Fe}(Fe_2O_3) = 0,689 \cdot 0,1597 \cdot (673 - 298) \cdot 0,7475 = 192,8 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

$$Q_{Al}(Al) = 0,903 \cdot 0,05394 \cdot (673 - 298) \cdot 0,2525 = 45,2 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}};$$

Для 873К:

$$Q_{Fe}(Fe_2O_3) = 0,689 \cdot 0,1597 \cdot (873 - 298) \cdot 0,7475 = 295,7 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

$$Q_{Al}(Al) = 0,903 \cdot 0,05394 \cdot (873 - 298) \cdot 0,2525 = 69,3 \frac{\text{кДж}}{\text{кг}}$$

Аналогічно з попередніми розрахунками, якщо вважати, що сумарне тепло витрачається тільки на випаровування заліза, то (з урахуванням нагрівання суміші, наприклад, на 200 градусів), ця кількість теплоти буде дорівнювати $(448 + 89,96 + 21,1) / 0,5228 = 1069,39$ кДж / кг (на 1 кг заліза). Тобто, у вихідну шихту може бути додано $1069,39 / 2318,44 \cdot 100\% = 46,0\%$ заліза від маси заліза, отриманого під час реакції, або $24,4\%$ від початкової маси алюмінію і окалини, або $12,7\%$ від маси шихти (суміші алюмінію, залізної окалини і порошку заліза).

Для визначення кількості порошку хрому, яку можливо ввести у шихту для одержання легованого функціонального шару, у залежності від надлишку теплоти реакції були проведені аналогічні розрахунки, результати яких представлено на рис. 3.9 – 3.12.

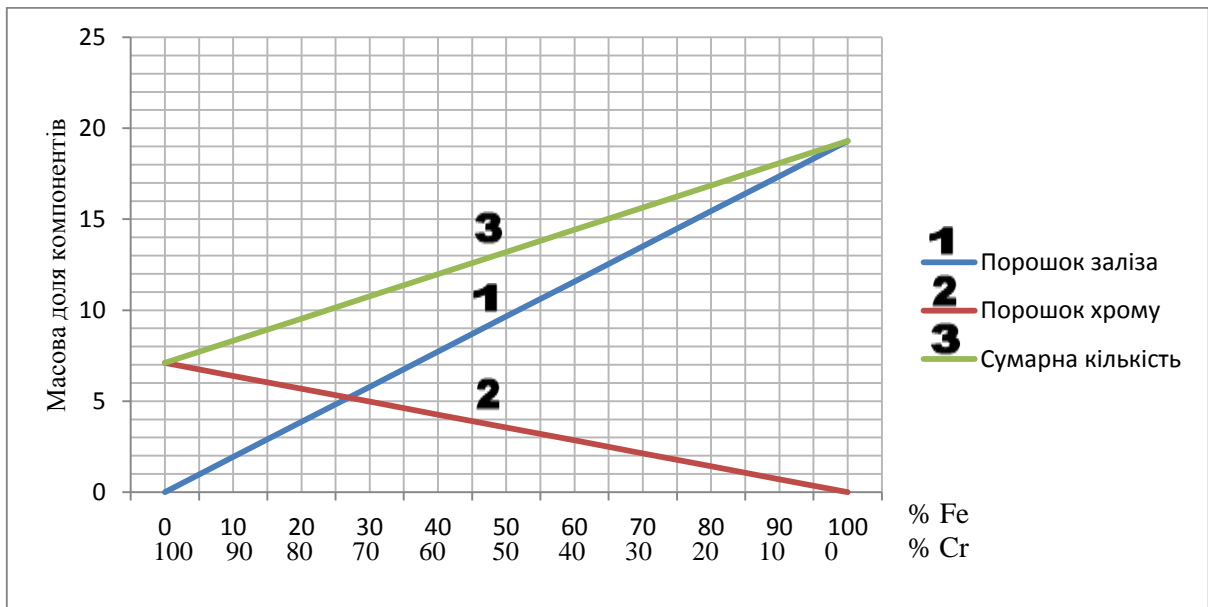


Рис.3.9. Залежність кількості додаткового заліза та хрому від маси алюмінію та окалини при температурі 298К

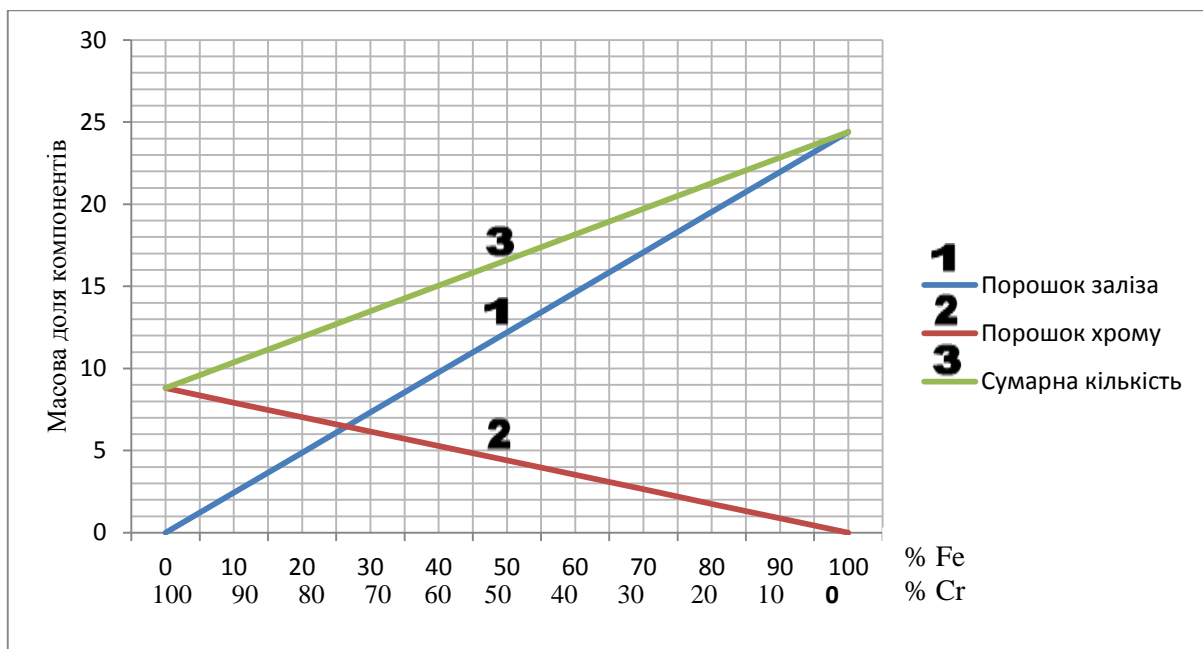


Рис. 3.10. Залежність кількості додаткового заліза та хрому від маси алюмінію та окалини при температурі 473К

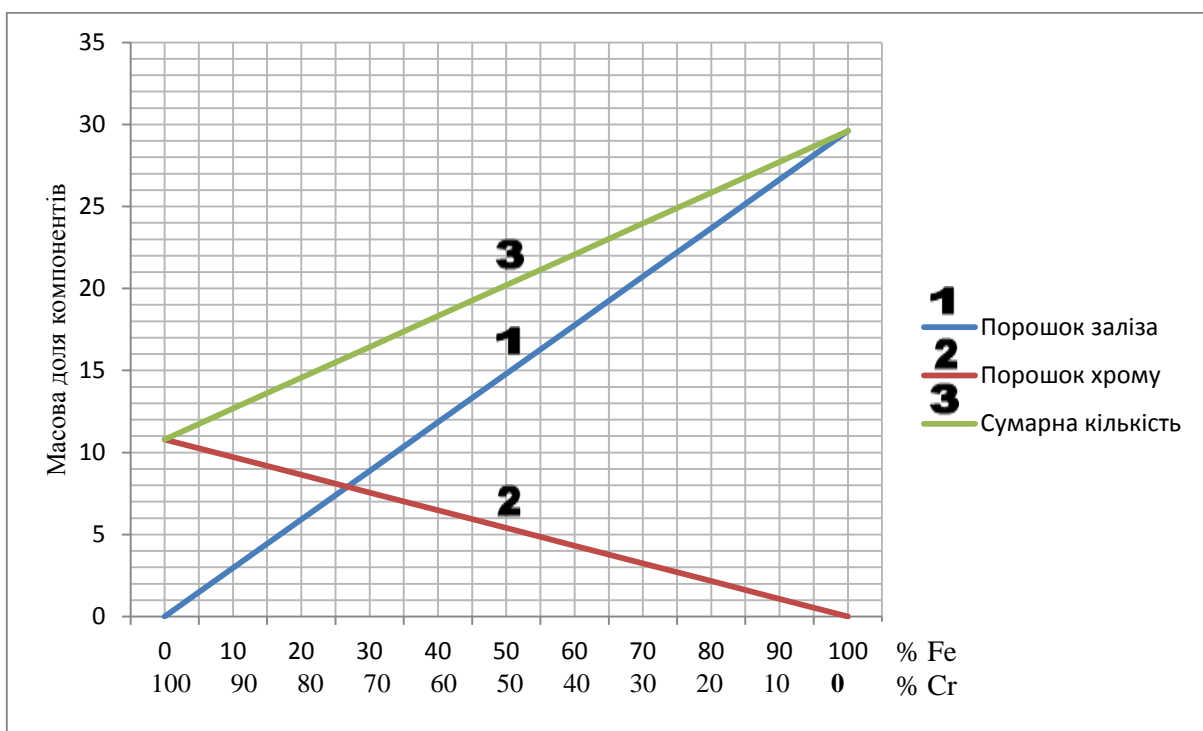


Рис. 3.11. Залежність кількості додаткового заліза та хрому від маси алюмінію та окалини при температурі 673К

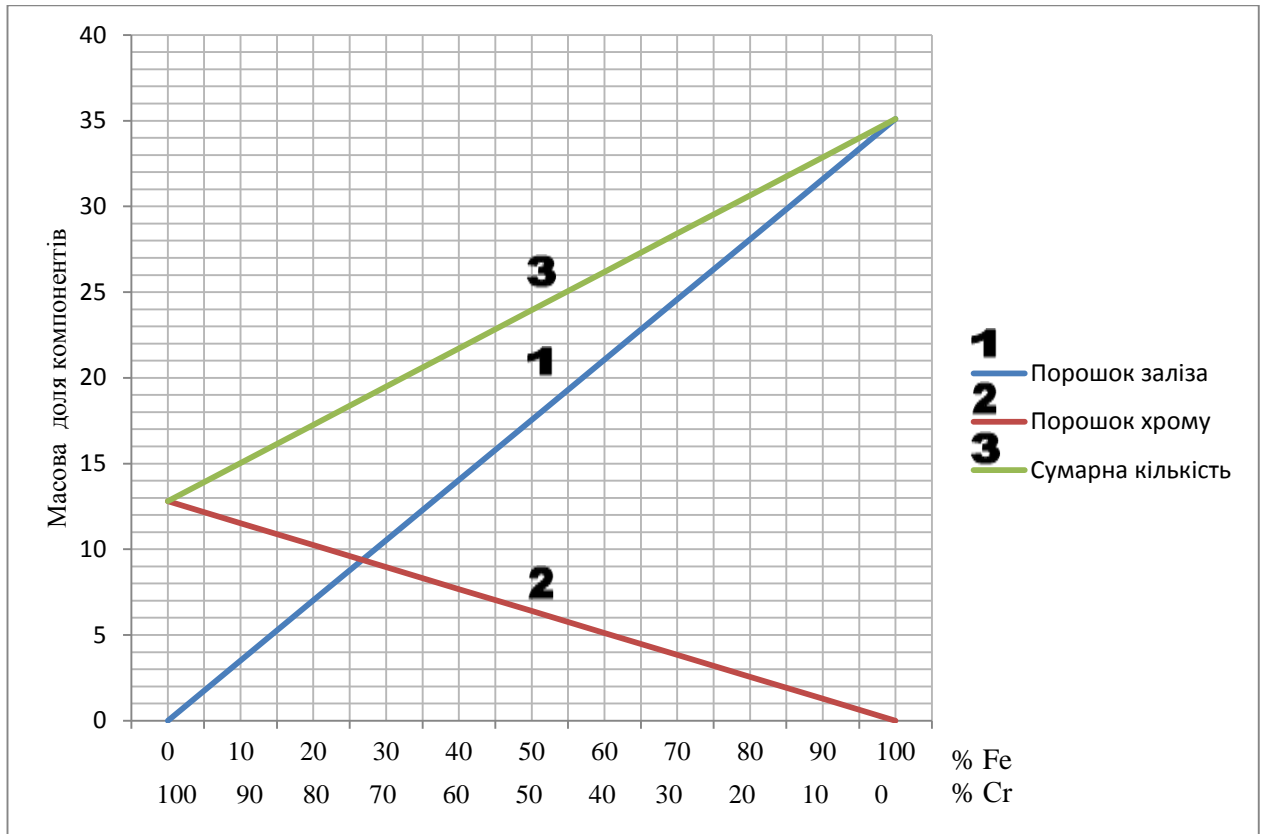


Рис. 3.12. Залежність кількості додаткового заліза та хрому від маси алюмінію та окислювача при температурі 873К

Як видно з рисунків 3.9 – 3.12, найбільша кількість теплоти дозволяє ввести до екзотермічної шихти додатковий залізний порошок або порошок хрому у різному їх співвідношенні. Це забезпечує збільшення кількості термітного сплаву та надання йому необхідних властивостей (вміст легуючих елементів).

Нагрівання суміші до температури 873К дозволяє отримати теоретичне значення вмісту хрому в екзотермічному сплаві, не більше 22,5%. Однак слід зауважити, що при цьому не можна ввести залізний порошок. Таким чином, встановлено вплив температури нагрівання системи «виливок – форма-реактор» на утворювані надлишки тепла реакції та частки металопорошків у шихті, які забезпечують температуру реакції 3134 К (табл. 3.8).

Результати розрахунків масової долі додаткового заліза та хрому в шихті

Показники	Надлишок тепла, кДж/кг	Кількість отриманого заліза по реакції від всієї маси терміту, %	Масова доля додаткового заліза від маси отриманого заліза реакції терміту, %	Масова доля додаткового заліза від маси терміту, %	Масова доля додаткового хрому від маси терміту, %
Температура нагрівання, К					
298	448	52,3	36,9	19,3	7,1
473	559		46,0	24,4	8,8
673	686		56,6	29,6	10,8
873	813		67,1	35,1	12,8

Отримані зразки функціонального шару досліджували на якісні показники: густину та пористість. На рис. 3.13 – 3.14 наведені результати досліджень з впливу температури нагріву матеріалів та кількості залізного наповнювача у термітну шихту на якість отриманого сплаву.

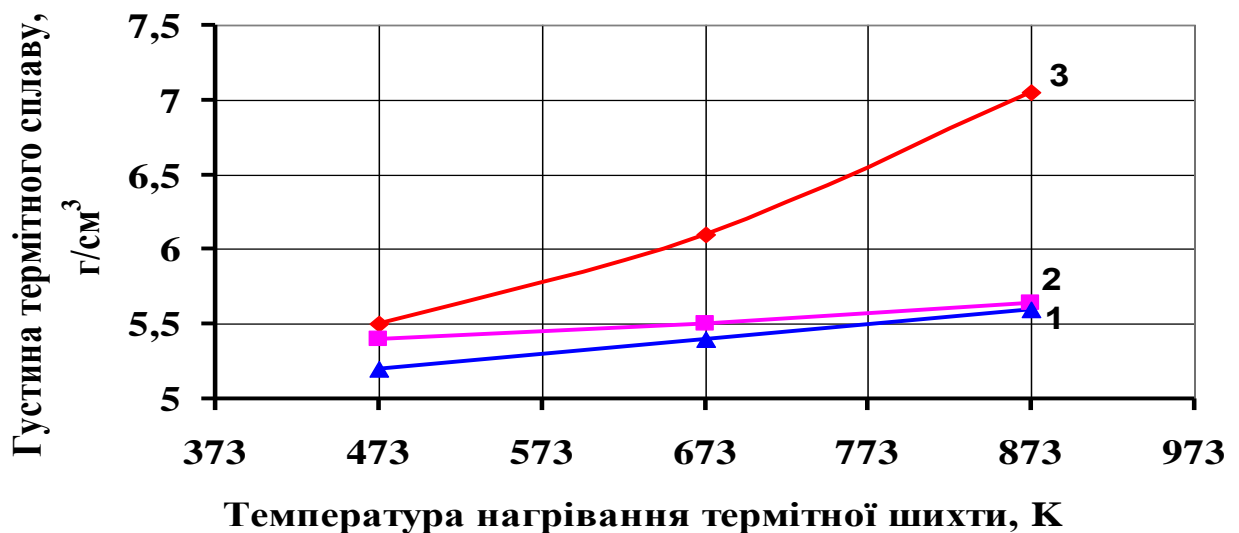


Рис. 3.13. Залежність густини металу від температури нагріву шихти і вмісту металевого наповнювача (Fe) в суміші: 1-20 %, 2-30 %, 3-40 %

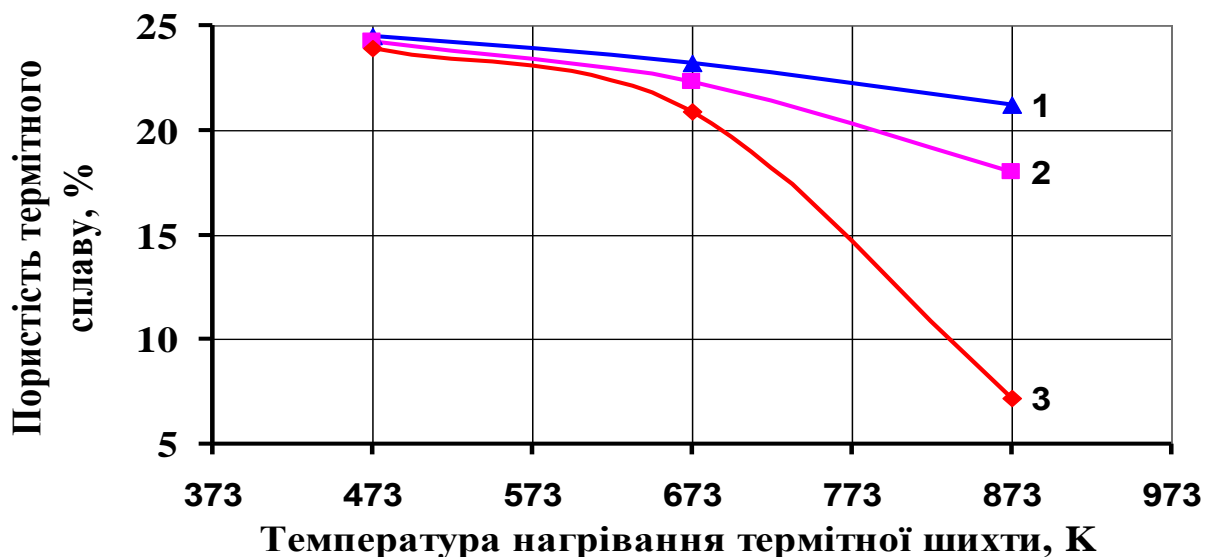


Рис. 3.14 Залежність пористості металу від температури нагріву шихти і вмісту металевго наповнювача (Fe) в суміші: 1-20%, 2-30%, 3-40%

На рис. 3.15 зображений зразок, отриманий при нагріванні термітної шихти і основи до 293 К із додаванням металевго наповнювача (порошок заліза) 40%. На поверхні термітного металу в шлаковій фазі виділяються вкраплення металу, в окрему кулясту форму, що пов'язано з протіканням бурхливої стадія горіння, інтенсивним розбризуванням металу та низькою температурою отриманого розплаву.



Рис. 3.15. Зразок, отриманий в нагрітій формі до 298К, з додаванням в термітну шихту 40% металевго наповнювача

На рис. 3.16. показано зразки із термітної шихти, нагрітої до 473 К і додаванням металевого наповнювача (залізний порошок): 20% (а), 30% (б), та 40% (в).

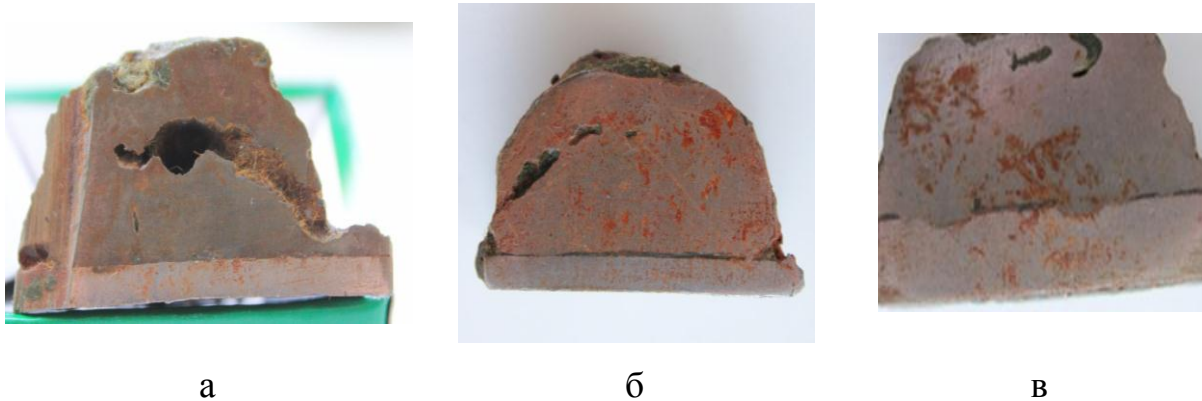


Рис.3.16. Зразки виливків із термітної шихти нагрітої до: 473К і додавання металевого наповнювача (залізний порошок) 20% (а), 30% (б), та 40% (в)

Функціональні шари усіх зразків (рис.3.16.) не сплавилась з металевною основою, також в тілі зразків присутні газові раковини, що пов'язано з низькою температурою нагрівання форми-реактора.

При виготовленні зразка (рис. 3.17) додавали 40% металевого наповнювача (залізний порошок), підігрівання форми-реактора здійснювалось до температури 673 К. Дослідження макроструктури зразка свідчить про нещільну зону з'єднання з основою, оскільки продукти реакції (первинні включення корунду) частково залишились в перехідній зоні й не сплили на поверхню.

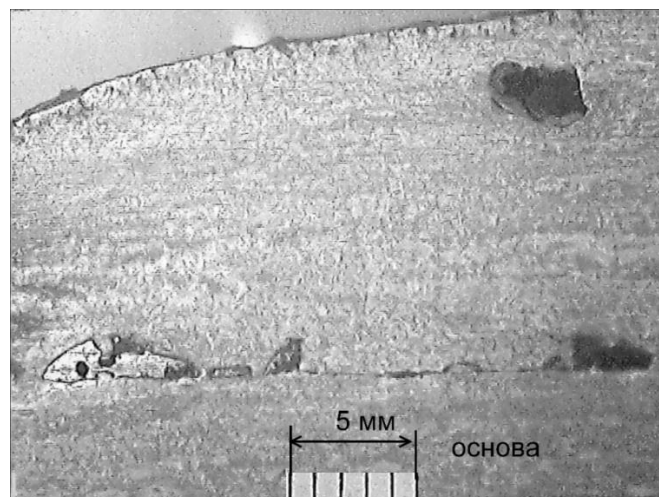


Рис. 3.17. Макроструктура зразка

У функціональному шарі зразка (рис. 3.17) спостерігається пошарова, перпендикулярна і повздовжня кристалізація (рух фронту кристалізації у вигляді терас, паралельних поверхні кристала), що зумовлено взаємодією шарів, які кристалізуються з великою швидкістю.

На рис. 3.18. показано зразок із термітної шихти, виготовлений при нагріванні форми-реактора до 873 К і додаванні металевго наповнювача (залізний порошок) 40%.



Рис.3.18. Зразок із термітної шихти нагрітої до 873К і додаванням металевго наповнювача (залізний порошок) 40%.

Макротемплет зразка наведено на рис. 3.19 при збільшенні x40.

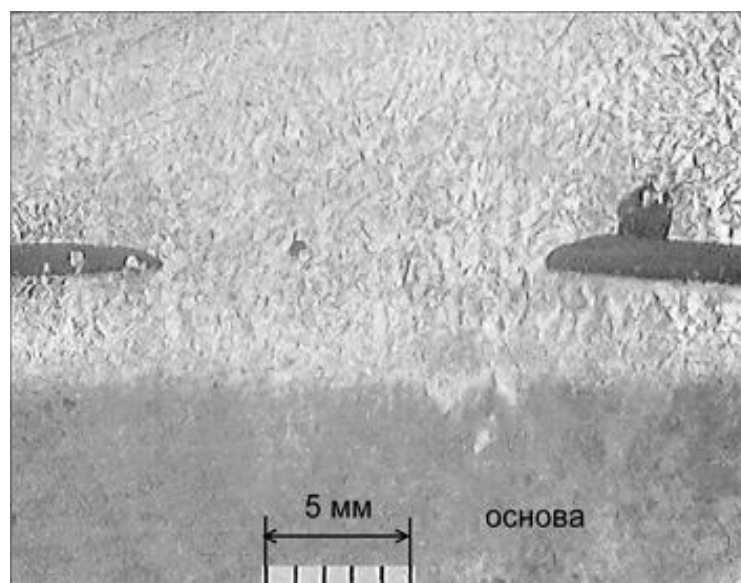


Рис. 3.19. Макроструктура зразка.

В поперечному шліфі відсутні розмежування, сплавлення шарів зразка та основи характеризується як бездефектна зона з'єднання, глибиною до 3 мм.

Таким чином, збільшення кількості металевого наповнювача з 20% до 40% при підігріванні екзотермічної суміші до 873 К сприяє збільшенню виходу термітного розплаву і покращенню якості отриманого шару: густина збільшується до $7,05 \cdot 10^3$ кг/м³, а пористість зменшується на 17,3% [98].

В ході дослідно-промислових випробовувань одержання легованих термітних розплавів намагалися отримати сплави, близькі за складом до таких марок чавунів:

- ЧХ16 - хімічний склад елементів С - 1,6–2,4%, Сr - 13–19%;
- ЧХ22 - хімічний склад елементів С - 2,4–3,6%, Сr - 19–25%.

Визначено показники процесу розплавоутворення для різних складів шихти (70 кг окалини та 30 кг алюмінієвого порошку) з урахуванням температури її нагрівання (табл. 3.9).

Таблиця 3.9

Вихідні та результативні показники процесу розплавоутворення

Дослідна шихта	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5	№ 6	№ 7	№ 8	№ 9
Температура нагріву шихти, К	873	873	673	473	298	873	873	873	873
Орієнтовна марка сплаву	СЧ10	ЧХ22	ЧХ22	ЧХ16	ЧХ16	ЧХ16	-	-	-
Вміст металевих порошоків у шихті, % від маси термітної суміші									
Сr	-	12,8	10,8	8,8	7,1	9,5	6,5	4,5	3
Fe	35,1	-	-	-	-	9,5	17,5	23	30
Карбюризатор	5,3	3,8	3,6	3,5	3,4	3	4,3	4,6	5
Кількість шихти, кг	140,4	116,6	114,4	112,3	110,5	122	128,3	132,1	138
Кількість розплаву, кг	76,9	54,6	52,6	50,6	48,9	60,5	65,6	69,12	74,67
Вміст у розплаві, %									
Сr	-	22,5	19,7	16,06	13,94	15,08	9,52	6,25	3,85
С	3,38	3,37	3,32	3,35	3,37	2,4	3,18	3,22	3,24
Al	7,62	11,0	11,3	11,7	12,1	9,9	9,15	8,7	8,0
Вихід розплаву з 1 кг шихти, %	54,77	46,8	45,9	45,0	44,2	49,6	51,1	52,3	54,1
Об'єм розплаву з 1 кг шихти, см ³	78,18	66,8	65,5	64,2	63,1	70,8	72,9	74,6	77,2

Зменшення кількості порошку хрому на кожні 10% (відн.) і заміщення його порошком заліза дозволяє збільшити кількість екзотермічного сплаву на 0,9%.

За результатами проведених експериментів встановлено, що, найбільший вихід розплаву (54,77 %) можливо отримати при нагріванні шихти до 873 К.

Також проведено експерименти з додаванням в якості металевого наповнювача суміші порошку заліза і порошку хрому, кількість якої також зумовлена максимально можливою сумарною кількістю теплоти реакції і нагріву системи до 873К (шихта № 2–9). Отримані варіанти хімічного складу легованого шару наведено в табл. 3.9.

Висновки до розділу

Незалежно від співвідношення оксидів FeO, Fe₂O₃ і Fe₃O₄ в окаліні визначення параметрів горіння терміту переважно зумовлене вмістом у ній кисню.

При згорянні 1 кг терміту з Fe₂O₃ виділяється 3996 кДж тепла, а при згорянні 1 кг терміту з FeO - 3185 кДж тепла. Визначено, що кількість теплоти реакції витрачається на нагрівання заліза від 298 К до температури плавлення 1809 К складає 959.39 кДж/кг; нагрівання оксиду алюмінію до температури плавлення – 2500 кДж/кг; доведення продуктів реакції до температури плавлення оксиду алюмінію (в тому числі і на розплавлення оксиду алюмінію): для заліза 1648,5 кДж / кг, для оксиду алюмінію 3592 кДж / кг; для продуктів реакції – 2575,7 кДж/кг.

За отриманою залежністю температури реакції від масового співвідношення її продуктів встановлено, що для реакції з Fe₂O₃ адіабатична температура складає 3512,74 К (3239,59 °С), а для реакції з FeO - 3037,91 К (2764,76 °С).

Для оксиду Fe₂O₃, кількість теплоти реакції, яка витрачається на нагрівання продуктів реакції до температури кипіння заліза (3134 К), становить 3548 кДж/кг, а на випаровування - 448 кДж/кг, що свідчить про ступінь

переходу заліза в газоподібний у розмірі 14,1% (33,7 л при горінні 100 г вихідної шихти).

При нормальних умовах процесу ($T=298\text{ K}$) легований шар не сплавляється з основою, оскільки остання не встигає підплавитися, навіть за умов її товщини у 5мм. Підігрів масивної основи до 873 К по-перше, забезпечує якісну зону сплавлення, по друге, – тривале (до 15 с) знаходження термітного розплаву у рідкому стані, що сприяє уникненню газових включень у ньому, розплавленню корунду та усередненню елементів в об'ємі.

Для збільшення кількості введених у шихту металопорошків необхідно прогрівання шихти та основи до температур, які з одного боку, забезпечують утворення надійної зони сплавлення функціонального і основного шарів, а з іншого, - унеможливають ушкодження тіла виливки і не впливають на розшарування шихти через плавлення алюмінію. У якості граничної температури обрано 873 К.

Обґрунтовані показники процесу розплавоутворення для різних складів шихти з урахуванням температур їх нагріву забезпечують отримання якісного функціонального шару із заданим складом у кількості 44-55 % від маси від шихти. Так, додавання до шихти порошку хрому в кількості 12,8 % від маси терміту та підігрівання системи «вилівок – форма-реактор» до 873 К забезпечує отримання в термітному розплаві до 22,5 % хрому при виході придатного розплаву 46,8%. Заміщення кожної десятої частини порошку хрому порошком заліза забезпечує приріст кількості сплаву на 0,9 %.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМІВ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СФОРМОВАНОГО ШАРУ ТА ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ

4.1. Утворення оксидних та карбідних фаз в структурі сформованого шару

Ефективність утворення на деталях сталевих виробів зносостійкої поверхні із термітного сплаву залежить від його структурно-хімічного стану [99]. Однак механізм утворення зміцнюючих фаз мало досліджений і залишається дискусійним питанням.

Тому доцільно виконання стохастичного аналізу матеріального балансу структурно-хімічних реакцій утворення оксидних та карбідних фаз в структурі сформованого із термітного розплаву функціонального шару залежно від складу компонентів шихти.

Дослідження проведено для двох варіантів шихти (табл. 4.1).

Таблиця 4.1

Вихідний склад компонентів шихти

Склад шихтових матеріалів, кг						
	Fe ₂ O ₃	Fe	Cr	Al	C	Σ
Шихта № 1	70,0	35,1	–	30,0	5,3	140,4
Шихта № 2	70,0	–	12,8	30,0	3,8	116,6

При відсутності експериментальних даних про форму існування алюмінію і вуглецю в сформованому функціональному шарі сплаву розглянуто один з можливих (імовірних) послідовний порядок реалізації структурно-хімічних реакцій:



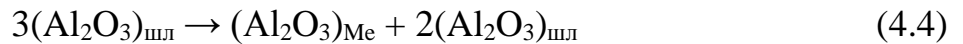
Вуглець залишковий шихти переходить в шлак, який розчиняється в металі і випаровується за реакцією:



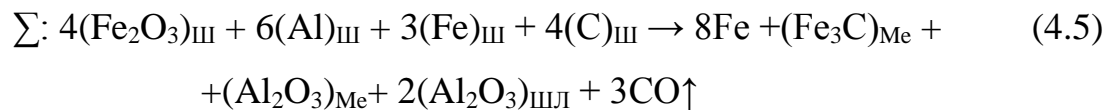
Вуглець в металі утворює додатковий цементит за реакцією:



Глинозем з шлаку частково переходить в метал згідно з реакцією:



Сумарна реакція $\Sigma(4.1+4.4)$, яка визначає загальний матеріальний баланс процесу формування шару термітного сплаву, має вигляд:



Маса заданих шихтових матеріалів шихти №1 становить (кг):

$$\text{Fe}_2\text{O}_3(70,0) + \text{Fe}(35,1) + \text{Al}(30,0) + \text{C}(5,3) = 140,4\text{кг}$$

$$\text{Металонаплавка (кг / \%): } 5,85/7,62 \text{ Al} + 2,6/3,38 \text{ C} + 68,45/89 \text{ Fe} = 76,9\text{кг}$$

Сумарна реакція з урахуванням складу та кількості початкових і кінцевих продуктів отримує нові зрівняльні коефіцієнти для компонентів.

Шихтові матеріали:

$$\begin{aligned} (\text{Fe}_2\text{O}_3)_{\text{ш}} = 70,0 \text{ кг} \rightarrow 70,0/160 \rightarrow 435(\text{Fe}_2\text{O}_3) \rightarrow 435 \times 112 \rightarrow \\ \rightarrow 49000\text{г} \rightarrow 49,0\text{кг Fe} \end{aligned}$$

$$(\text{Al})_{\text{ш}} = 30,0\text{кг} \rightarrow 30000\text{г}/27 \rightarrow 1111(\text{Al})_{\text{ш}}$$

$$(\text{C})_{\text{ш}} = 5,3\text{кг} \rightarrow 5300\text{г}/12 \rightarrow 441(\text{C})_{\text{ш}}$$

$$(\text{Fe})_{\text{ш}} = 35,1 \rightarrow 35100\text{г}/56 \rightarrow 626,7(\text{Fe})_{\text{ш}}$$

Отримані матеріали:

$$(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Me}} \rightarrow 2,6(\text{C})_{\text{Me}} \rightarrow 2600\text{г}/12 = 216,6(\text{C})_{\text{Me}} \rightarrow 216,6(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Me}} \rightarrow =$$

$$= 39,03\text{кг} \rightarrow (\text{Fe}_3\text{C}) = 36,43\text{кг Fe} + 2,6\text{кг C}$$

$$\rightarrow (\text{CO})_{\text{ГАЗ}} \rightarrow 5,3\text{кг} (\text{C})_{\text{ш}} - 2,6(\text{C})_{\text{Me}} = 2,7\text{кг} (\text{C})\uparrow \rightarrow 2700/12 = 225 (\text{CO})\uparrow \rightarrow$$

$$225 \times 28 = 6,3\text{кг} (\text{CO})\uparrow \rightarrow 2,7(\text{C})\uparrow$$

$$\Sigma(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{ш}} \rightarrow 30,0\text{кг} (\text{Al})_{\text{ш}} \rightarrow 30000/54 = 555,5 (\text{Al}_2\text{O}_3) \rightarrow 56,66\text{кг}$$

$$(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{Me}} \rightarrow 5,85\text{кг} (\text{Al})_{\text{Me}} \rightarrow 5850/54 = 108,3 (\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{Me}} \rightarrow 11,1\text{кг}$$

$$(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{шл}} \rightarrow 30,0 - 5,85 = 24,15\text{кг} (\text{Al})_{\text{шл}} \rightarrow 24150/54 =$$

$$= 447,2(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{шл}} \rightarrow 45,56\text{кг}$$

$$(\text{Fe})_{\text{Me}} = 68,45\text{кг} \rightarrow 68450/56 \rightarrow 1222,3\text{Fe}$$

$$(\text{Fe})_{\text{ш}} = 49\text{кг} (\text{Fe}_2\text{O}_3) + 35,1\text{Fe} = 84,1\text{кг} \rightarrow 84100/56 = 1501,8(\text{Fe})_{\text{ш}}$$

$$\Delta\text{Fe} = 84,1 - 68,45 = 15,65\text{кг} \rightarrow 15650/56 = 279,4\text{Fe}\uparrow$$

$$\Sigma(\text{Fe}) = 1501,8 \text{ Fe}_{\text{Ш}} = 1222,3 \text{ Fe}_{\text{Ме}} + 279,4 \text{ Fe}\uparrow$$

$$\text{Fe}_{\text{Ме}} = 68,45 \text{ кг} = 36,43 \text{ кг Fe (Fe}_3\text{C)} + 32,02 \text{ Fe.}$$

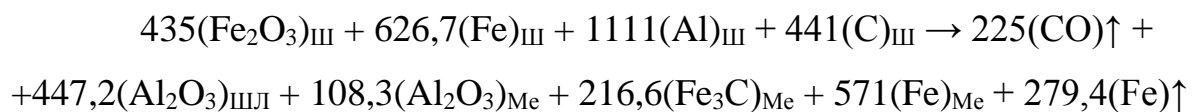
$$M_{\text{К}} = 39,03 \text{ Fe}_3\text{C} + 32,02 \text{ Fe} + 11,1 (\text{Al}_2\text{O}_3) = 82,15 \text{ кг}$$

$$\text{Нев'язка: } 82,15 - 76,9 = 5,25 \text{ кг (6,4\%)}$$

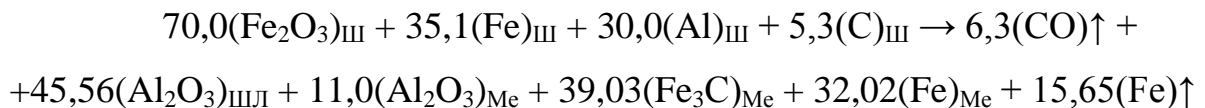
$$\text{Угар Fe} = 15,65 \text{ кг (18,6\%)}$$

$$\text{Угар C} = 2,7 (50,9\%)$$

Сумарна реакція з розрахунковими зрівняльними коефіцієнтами надана у вигляді:



Матеріальний баланс (кг) цієї реакції включає:



$$\text{Нев'язка } \Delta M = M_{\text{К}} - M_{\text{Ш}} = 149,62 - 140,4 = 9,22 \text{ кг (6,57\%)},$$

де: $M_{\text{К}}$ – маса кінцевих продуктів наплавки; $M_{\text{Ш}}$ – маса шихтових матеріалів.

$$M_{\text{Ме}} = 5,85 \text{ кг Al}_{\text{Ме}} + 2,6 \text{ C}_{\text{Ме}} + 68,45 \text{ Fe}_{\text{Ме}} = 76,9 \text{ кг}$$

$$M_{\text{Ме}} = 11,1(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{Ме}} + 39,03(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Ме}} + 32,02(\text{Fe})_{\text{Ме}} = 82,15 \text{ кг}$$

$$\Delta M_{\text{Ме}} = 82,15 - 76,9 = 5,25 \text{ кг (6,7\%) - нев'язка}$$

$$M_{\text{Fe}} = 36,43 + 32,02 = 68,45 \text{ кг}$$

$$M_{\text{Ме}} = 11,1(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{Ме}} + 39,03(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Ме}} + 32,02(\text{Fe})_{\text{Ме}} = 82,15 \text{ кг}$$

$$\Delta C = 5,3 - 2,6 = 2,7 (50,9\%) - \text{угар вуглецю}$$

$$M_{\text{Ме, \%}} = 13,41 (\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{Ме}} + 47,57 (\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Ме}} + 39,02 (\text{Fe})_{\text{Ме}} = 100,0\%$$

Встановлено:

- 2,7 кг вуглецю виноситься в атмосферу у вигляді CO (6,3 кг), оскільки в термітному сплаві міститься 2,6 кг вуглецю;
- кількість утвореного цементиту $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Ме}}$ становить $2,6 / (12/180) = 39$ кг, у якому міститься 36,4 кг заліза;
- при утворенні загального глинозему в кількості $30 / (54/102) = 56,66$ кг в отриманому шарі міститься 11,1 кг $(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{Ме}}$, що відповідає 5,85 кг алюмінію, а решта – 45,56 кг $(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{ШЛ}}$ – міститься в шлаку;

- загальна кількість заліза металічного, яка наявна в шихті, становить 84,1 кг, проте у функціональному шарі його міститься 68,45 кг, тобто 15,65 кг металу виноситься із газом унаслідок кипіння та бурхливого алюмотермічного процесу;
- розрахункова маса функціонального шару, який складається з 32,05 кг Fe, 39 кг Fe₃C та 11,1 кг Al₂O₃, становить 82,15 кг, нев'язка 6,4% викликана неточністю визначення маси утворених функціональних шарів дослідних виливків.

На підставі хімічного складу отриманого шару та аналізу вагового складу кінцевих матеріалів визначено його структуру, яка складається з ферито-перлітної матриці з включеннями корунду (13,5%).

Маса заданих шихтових матеріалів шихти №2 становить (кг):

$70,0(\text{Fe}_2\text{O}_3)_{\text{Ш}} + 30,0(\text{Al})_{\text{Ш}} + 3,8(\text{C})_{\text{Ш}} + 12,8(\text{Cr})_{\text{Ш}} = 116,6\text{кг}$, отримано розплав 54,6 кг

Металонаплавка (кг / %): $6,0/10,98 (\text{Al})_{\text{Ме}} + 1,8/3,37 (\text{C})_{\text{Ме}} + 12,3/22,5(\text{Cr})_{\text{Ме}} + 34,5/63,15 (\text{Fe})_{\text{Ме}} = 54,6/100\%$

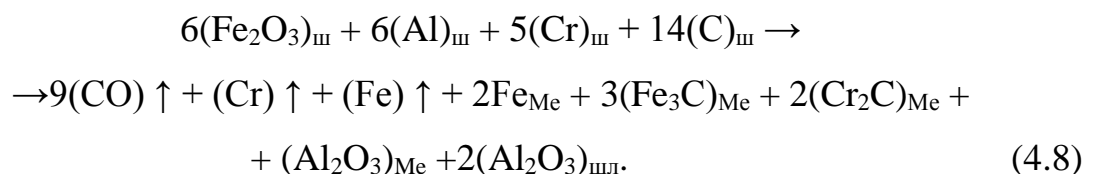
Структурно-хімічні реакції доповнюються реакцією :



при цьому в отриманому шарі утворюється комплексна карбідна фаза, яка відповідає складу легованого хромом цементиту, згідно з реакцією:

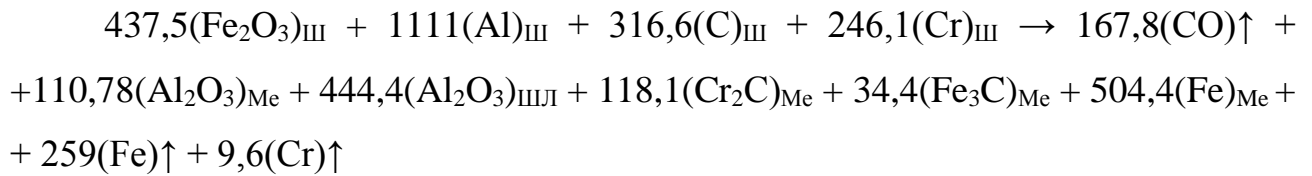


а сумарна реакція процесу утворення легованого термітного розплаву має вигляд:

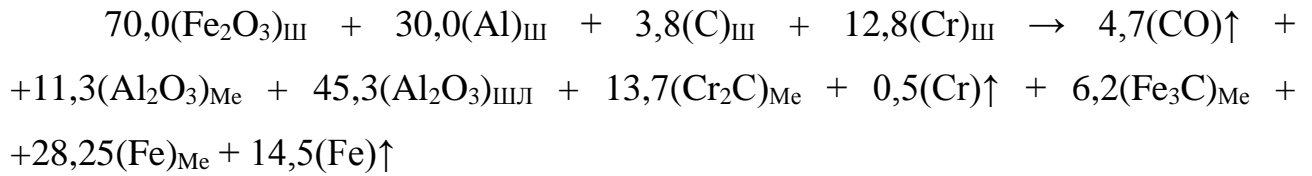


Показано, що відповідно до результатів хімічного аналізу отриманого функціонального шару масою 54,6 кг у ньому міститься: Cr – 22,5%, C – 3,37%, Al – 11 %.

Сумарна реакція (4.8) з розрахунковими зрівняльними коефіцієнтами надана у вигляді:



Матеріальний баланс реакції (4.8) включає (кг):



Встановлено:

- кількість вуглецю в функціональному шарі становить 1,84 кг;
- кількість утвореного карбіду хрому $(\text{Cr}_2\text{C})_{\text{Ме}}$ становить $12,3/(104/116)=13,7$ кг, у якому міститься $13,7-12,3=1,4$ кг вуглецю;
- кількість вуглецю в цементиті $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Ме}}$ становить $1,84-1,4=0,44$ кг;
- кількість утвореного цементиту $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{Ме}}$ становить $0,44/(12/180)=6,7$ кг, у якому міститься 6,2 кг заліза;
- 2,0 кг вуглецю виноситься в атмосферу у вигляді CO (4,7 кг), оскільки в термітному сплаві міститься 1,84 кг вуглецю;
- при утворенні загального глинозему в кількості $30/(54/102)=56,66$ кг в отриманому шарі міститься 11,3 кг $(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{Ме}}$, що відповідає 6,0 кг алюмінію, а решта – 45,35 кг $(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{ШЛ}}$ – міститься в шлаку;
- загальна кількість заліза металічного, яка наявна в шихті, становить 49,0 кг, проте у функціональному шарі його міститься 34,45 кг, тобто 14,55 кг металу виноситься із газом унаслідок кипіння та бурхливого алюмотермічного процесу;
- розрахункова маса функціонального шару, який складається з 28,25 кг Fe, 13,7 кг Cr_2C , 6,2 кг Fe_3C та 11,3 кг Al_2O_3 , становить 59,45 кг, нев'язка 8,1% також викликана неточністю визначення маси утворених функціональних шарів дослідних виливків.

Встановлено, що структура утвореного функціонального шару складається з таких зміцнювальних фаз: легований хромом цементит (33%) та корунд (19,0%).

Експериментальні дані про склад і кількість продуктів реакцій в

металевій фазі представлено в табл. 4.2 та 4.3.

Таблиця 4.2

Експериментальні дані про склад і кількість продуктів реакцій в металевій фазі

Шихта	Металева фаза									
	кг					%мас.				
	Fe	Fe ₃ C	Cr ₂ C	Al ₂ O ₃	Σ	Fe	Cr	Al	C	Σ
Шихта № 1	32	39	-	11	82	89	-	7,62	3,38	100,0
Шихта № 2	28,2	6,7	13,7	11,3	59,4	63,15	22,5	10,98	3,37	100,0

Таблиця 4.3

Розрахункові дані про склад і кількість продуктів реакцій в газовій та шлаковій фазах

Шихта	Шлакова фаза, кг	Газова фаза, кг			
	Al ₂ O ₃	CO	Cr	Fe	Σ
Шихта № 1	45,56	6,3	-	15,65	21,95
Шихта № 2	45,35	4,7	0,5	14,55	19,7

Розподіл продуктів реакцій за складовими фазами представлено в табл. 4.4.

Таблиця 4.4

Розподіл продуктів алюмотермічних реакцій за складовими фазами

Шихта	Склад продуктів, %мас.		
	металева фаза	шлакова фаза	газова фаза
Шихта № 1	54,9	30,5	14,6
Шихта № 2	48	36	16

За результатами металографічних досліджень підтверджено, що мікроструктура сформованого шару складається з ферито-перлітної матриці,

легованої хромом, та неметалевих включень глинозему. Світлі включення – елементи мікроструктури – карбіди, (рис. 4.1, а), а темні включення всередині карбідів – включення корунду (рис. 4.1, б), який створює ефект інокулюючого модифікування термітного розплаву.

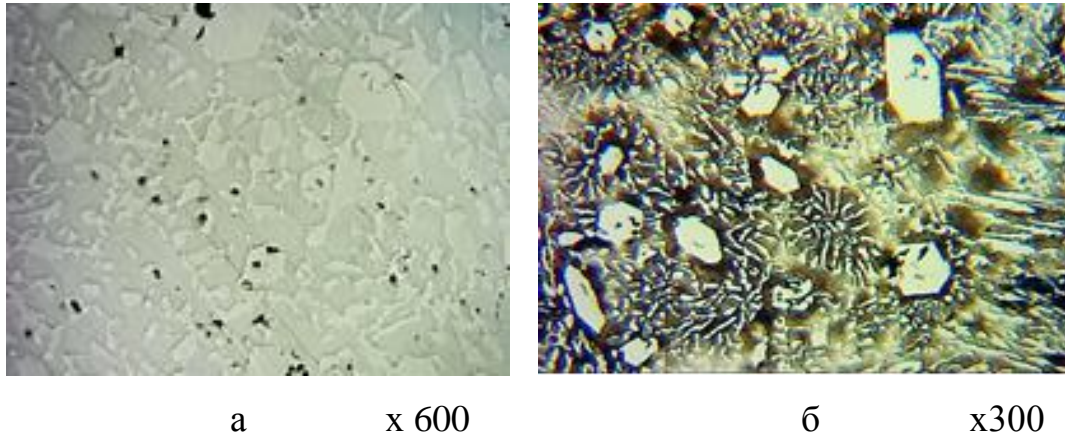


Рис. 4.1. Мікроструктура легованого хромом шару термітного сплаву: а – зразок без травлення; б – травлений зразок

4.2. Термокінетичні особливості утворення неметалічних включень

Як відомо, утворення нової фази всередині розплаву починається з зародків. Зародки, як нова фаза, можуть утворюватися при пересиченні розплаву компонентами нової фази. Якщо уявити, що зародки нової фази утворюються на затравці, слід враховувати їх більш високу розчинність та вищу температуру плавлення у порівнянні з утвореною металевою фазою тверде + рідке з більш великими кристалами. Тому для подальшого зростання зародки нової фази повинні перевищити деякий критичний розмір.

При алюмотермічних реакціях спочатку утворюється розплав, що складається з заліза і оксидів алюмінію. Якщо в першому наближенні прийmemo включення критичного розміру у вигляді зародка кулястої форми, то для розрахунку утворення зародка з розплаву можна використовувати формулу [100]:

$$r_k = \frac{2\sigma_{SL} \cdot M_r}{\rho RT \ln C_r / C}, \quad (4.9)$$

де r_k – критичний радіус зародка, см; σ_{SL} – міжфазний натяг, ерг/см²; $C_r/C = \alpha$ – перенасичення розплаву; M_r – молекулярна маса неметалевого включення, г/моль; ρ – щільність хімічної сполуки, кг/м³; R – газова постійна, яка дорівнює $8,3143 \cdot 10^7$ ерг/моль; T – температура плавлення сполуки, К;

Пересичення розплаву для оксиду алюмінію дорівнює:

$$\alpha_{Al_2O_3} = \frac{K_\phi}{K_{Al}} = \frac{[\%Al]_\phi^n \cdot [\%O]_\phi^m}{K_{Al}}, \quad (4.10)$$

де K_{Al} – константа рівноваги алюмінію; ϕ – індекс, що позначає фактичні концентрації алюмінію і кисню, розчинених в рідкому залізі. Згідно формули оксиду алюмінію Al_2O_3 приймаються значення $n=2$ та $m=3$. Максимальна розчинність кисню в рідкому залізі становить 0,17 %.

Константу рівноваги для алюмінію при температурі 1873 К визначається за формулою:

$$\lg K_{Al} = \frac{-64000}{1873} + 20,48.$$

звідки $K_{Al} = 2,046 \cdot 10^{-14}$.

Тоді за (4.11)

$$\alpha_{Al_2O_3} = \frac{[30]_\phi^2 \cdot [0,17]_\phi^3}{2,046 \cdot 10^{-14}} = 1,71 \cdot 10^{16}.$$

Для окисного неметалевого включення у вигляді Al_2O_3 можна прийняти, що $\sigma_{SL Al_2O_3} = 23373$ ерг/см, $\ln \alpha_{Al_2O_3} = 37,377$.

Підставляючи отримані данні в (4.9), критичний радіус зародка Al_2O_3 дорівнює:

$$r_{k Al_2O_3} = \frac{2 \cdot 2337 \cdot 102}{4 \cdot 8,3143 \cdot 10^7 \cdot 1873 \cdot 37,77} = 2,095 \cdot 10^{-8} \text{ см.}$$

Отримані значення критичного радіусу зародка узгоджуються з даними роботи [101].

Аналогічно розраховується і критичний радіус включень карбіду хрому (Cr_3C_2), У розрахунках прийнято, що вміст хрому 28% та вміст вуглецю в розплаві 4 – 4,5 %.

Константа рівноваги для хрому при температурі 1873 К визначається за формулою:

$$\lg K_{Cr} = \frac{-20260}{1873} + 7,357.$$

звідки $K_{Cr} = 0,0316$.

Пересичення розплаву для карбіду хрому визначається у такий спосіб:

$$\alpha_{Cr_3C_2} = \frac{K_\phi}{K_{Cr}} = \frac{[\%Cr]_\phi^n \cdot [\%C]_\phi^m}{K_{Cr}}, \quad (4.11)$$

Приймаючи, згідно формули карбіду хрому Cr_3C_2 значення $n=3$ та $m=2$, отримуємо:

$$\alpha_{Cr_3C_2} = \frac{[28]_\phi^3 \cdot [4]_\phi^2}{0,0316} = 11114937,$$

$$\ln \alpha_{Cr_3C_2} = 16,22.$$

Для визначення міжфазного натягу неметалевих включень слід враховувати їх температури плавлення. При температурах плавлення Al_2O_3 та Cr_3C_2 2044 °С та 1895 °С відповідно міжфазний натяг для карбіду хрому визначається за співвідношенням:

$$\sigma_{SL Cr_3C_2} = 3,328T_{пл} - 4416,$$

$$\sigma_{SL Cr_3C_2} = 3,328 \cdot 1895 - 4416 = 1890 \text{ ерг/см}^2.$$

Підставляючи отримані данні у (4.9), критичний радіус зародка Cr_3C_2 дорівнює:

$$r_{k_{Cr_3C_2}} = \frac{2 \cdot 1890 \cdot 180}{6,68 \cdot 8,3143 \cdot 10^7 \cdot 1873 \cdot 16,22} = 24,032 \cdot 10^{-8} \text{ см.}$$

Об'єм неметалевого включення Al_2O_3 критичного розміру становить $3,85 \cdot 10^{-23} \text{ см}^3$, а Cr_3C_2 - $2,746 \cdot 10^{-22} \text{ см}^3$.

Слід зазначити, що ймовірність утворення критичного розміру зародка неметалевого включення зростає зі зменшенням його розміру та збільшенням пересичення розплаву [102]. Отже, ймовірність гомогенного зародження включень оксиду алюмінію значно вище, ніж для включень карбіду хрому.

Включення карбіду хрому утворюються гетерогенно на окисних

включеннях Al_2O_3 як на затравках. Дане ствердження знайшло підтвердження в макроструктурі зразка термітного сплаву на основі заліза, де значна кількість включень карбідів оточує дрібні кристалічні включення, які металографічним аналізом були ідентифіковані як включення корунду (рис.4.2).

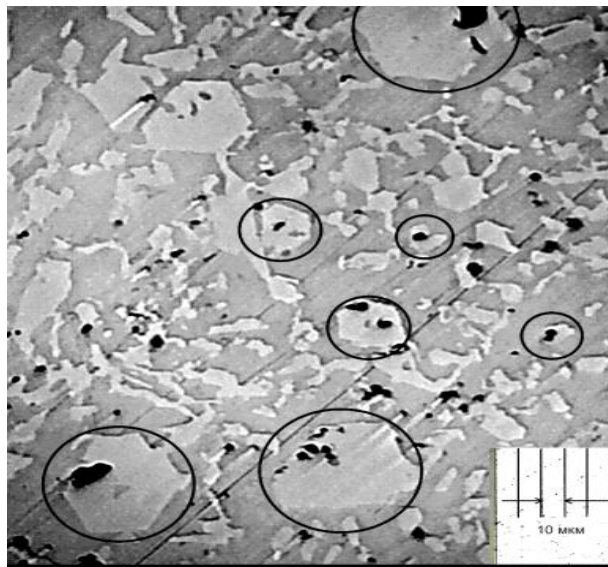


Рис. 4.2. Включення корунду в мікроструктурі термітного сплаву на основі заліза

Металографічний аналіз показує, що середній розмір включень корунду, який оточують гетерогенні включення карбиду хрому, складає 15,4 мкм.

Таким чином, утворення включень карбиду хрому відбувається послідовно у дві стадії:

- 1 – гомогенне зародження включень корунду;
- 2 – гетерогенне утворення включень карбідів хрому.

При вивченні умов формування вказаних корундових центрів слід звернути увагу на наявність у вихідній шихті металевого хрому який помітно знижує кінцеву температуру розплаву. Прийmemo, що вона становить $2000\text{ }^{\circ}\text{C}$, що значно нижче температури кипіння заліза та алюмінію при атмосферному тиску.

Як відомо, значна частина алюмінію витрачається в процесі алюмотермічної реакції. Згідно діаграми стану залізо - алюміній (рис. 4.3) близько 5% алюмінію розчиняється в рідкому залізі при температурі $1536\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1809 K).

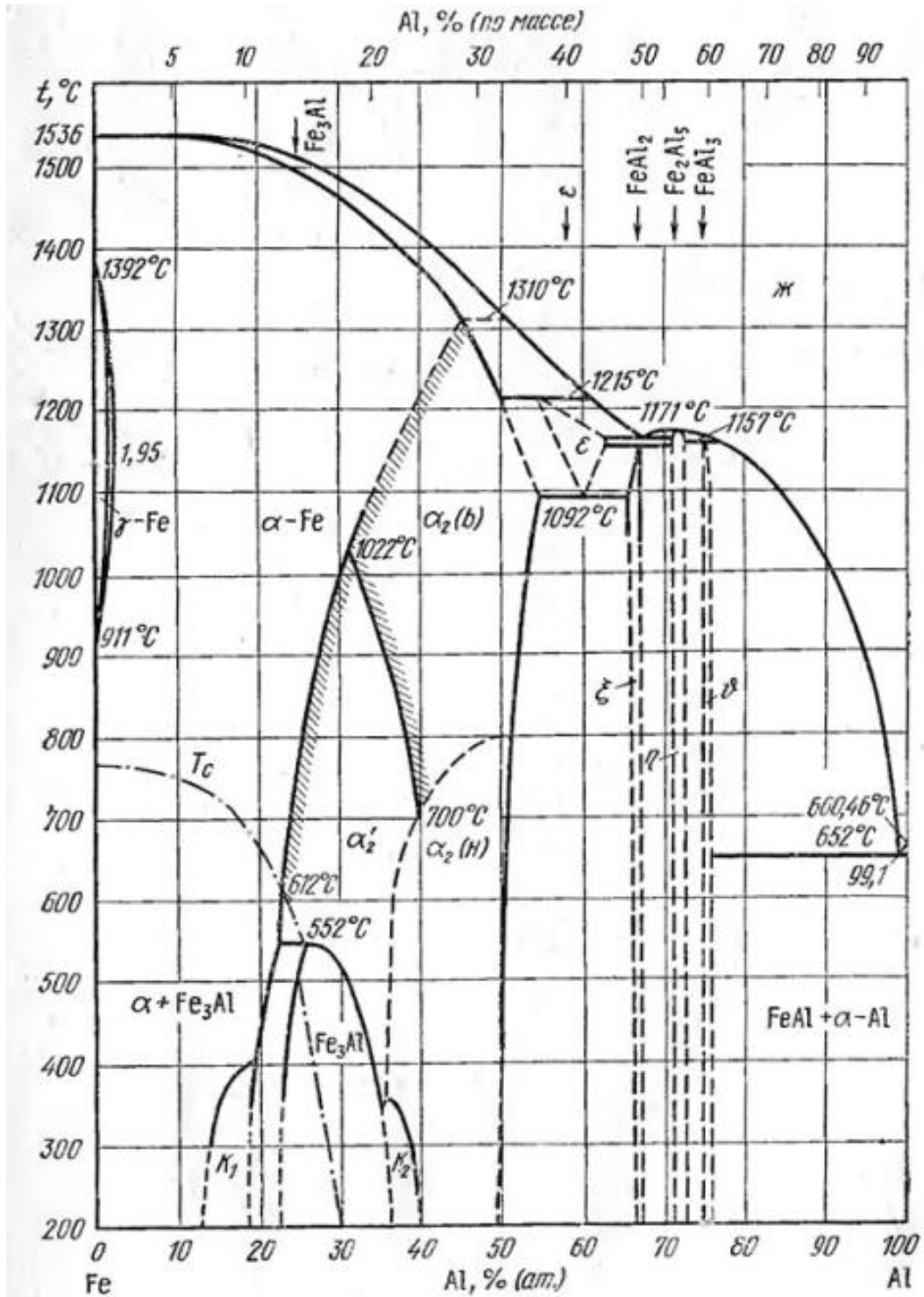


Рис. 4.3. Діаграма стану залізо-алюміній

Після повного розплавлення шихти при наявності в розплаві алюмінію починається процес розкислення. При цьому утворюється велика кількість неметалевих включень.

По діаграмам процесів розкислення розрізняються два типи продуктів розкислення:

1. Первинні продукти, що утворюються в розплаві при наявності розкислювачів і за умови перевищення фактичного вмісту кисню від рівноважного при даній температурі.
2. Вторинні продукти, що виникають при зниженні температури аж до температури кристалізації, а отже, при зниженні розчинності кисню.

Для первинних включень константа рівноваги, згідно формули Гоксену та Чіпману [100], складає:

$$\lg K_{Al}^n = \lg(a_{Al}^2 a_O^3) = -\frac{64000}{T} + 20,48.$$

При температурі 1973 К вона дорівнює:

$$\lg K_{Al}^n = -\frac{64000}{1973} + 20,48 = -11,96.$$

Звідки $K_{Al}^n = 10^{-12}$.

Згідно залежності розчинності кисню у залізі від температури (рис. 4.4) приймаємо розчинність кисню рівною 0,339 % при температурі 1973 °С.

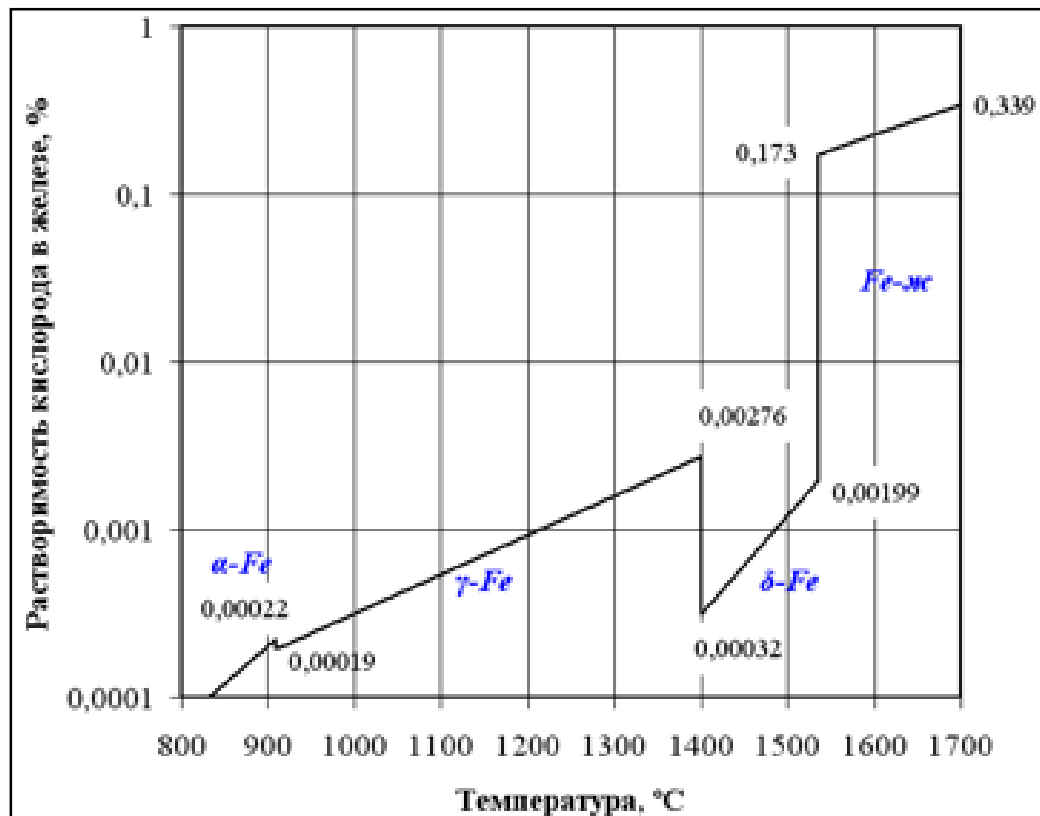


Рис. 4.4. Діаграма розчинності кисню в залізі [103]

Згідно формули (4.10) пересичення розплаву дорівнює:

$$\alpha_{Al_2O_3}^n = \frac{5^2 \cdot 0,339^3}{10^{-12}} = 9,74e^{11}.$$

Згідно формули (4.9) критичний радіус зародка Al_2O_3 дорівнює:

$$r_k^n = \frac{2 \cdot 2337 \cdot 102}{4 \cdot 8,3143 \cdot 10^7 \cdot 1973 \cdot \ln 9,74e^{11}} = 5,152e^{-6} \text{ см}.$$

При визначенні кількості первинних включень розрахунок проведено для маси сформованого шару термітного сплаву на основі заліза 100 кг.

Щільність термітного сплаву складає $7,05 \text{ г/см}^3$, а його об'єм 13889 см^3 . Щільність включень корунду складає 4 г/см^3 .

Об'єм неметалевого включення критичного розміру дорівнює:

$$V_k^n = 4/3\pi r_k^3,$$

$$V_k^n = 4/3 \cdot 3,14 \cdot (5,152e^{-6})^3 = 5,73e^{-16} \text{ см}^3.$$

Маса неметалевого включення критичного розміру дорівнює:

$$M_k^n = V_k^n \cdot \rho_k,$$

$$M_k^n = 5,73e^{-16} \cdot 4 = 2,29e^{-15} \text{ г}.$$

На утворення включень корунду витрачаються і алюміній, і кисень, причому лімітуючим елементом є розчинений в розплаві кисень.

В 100000 г розплаву міститься $0,339 \cdot 100000/100 = 359 \text{ г}$ кисню (O_2).

Маса алюмінію складає: $359 \cdot 54/48 = 404 \text{ г}$.

Загальна маса корунду складає: $404 + 359 = 763 \text{ г}$.

Визначимо кількість включень критичного розміру:

$$\frac{M_{Al_2O_3}}{M_k^n} = \frac{763}{2,29e^{-15}} = 3,33e^{15}.$$

Згідно роботи Богданді Л. [104] припущено існування навколо зародка вільного симетричного кругового дифузійного поля. На підставі другого закону дифузії Фіка було запропоновано наступне рівняння росту зародків:

$$r = r_0 + 2VD(C_\infty - Cr)t, \quad (4.12)$$

де r – радіус включення до часу t , см; r_0 – радіус включення при часі $t = 0$ с, см;

V – молекулярний об'єм оксиду, м^3 ; D – коефіцієнт дифузії компонентів оксиду;

C_{∞} – коефіцієнт дифузії компонентів оксиду в розплаві; C_r – концентрація оксидів у поверхні неметалевого включення, %.

Для первинних включень ріст зародків складає:

$$r^n = 5,152e^{-6} + 2 \cdot 25,5 \cdot 1,5 \cdot 10^{-4} (0,339 - 0,173)t.$$

Слід зазначити, що в при аналізі процесу зростання неметалевих включень треба враховувати закон збереження маси. Якщо два зародка неметалевих включень розташовуються поруч, то зростання одного зародка критичного розміру обов'язково супроводжується розчиненням другого. Отже, у міру дифузійного зростання, загальна кількість неметалевих включень зменшується.

Зміна розмірів первинних включень корунду в залежності від часу представлена в табл. 4.5.

Таблиця 4.5.

Розміри та швидкість спливання первинних включень корунду в залежності від часу їх зростання.

Час зростання, с	Розмір, см	Маса, г	Кількість	Швидкість спливання, см/с
0,0001	0,000363	$2,46e^{-15}$	$3,1e^{17}$	0,001608
0,0010	0,001470	$4,44e^{-15}$	$1,72 e^{17}$	0,026363
0,0100	0,003630	$9,53e^{-14}$	$8,01 e^{15}$	0,160758
0,1000	0,011500	$3,87^{-11}$	$1,97 e^{13}$	1,613450

Кількість первинних неметалевих включень при загальній масі корунду 763 г розраховується за формулою:

$$N_{HB}^n = 763 / M_{HB}, \quad (4.13)$$

де M_{HB} – маса конкретних неметалевих включень, г:

$$M_{HB} = \frac{4}{3} \pi r^3 \rho_{HB}, \quad (4.14)$$

Швидкість спливання включень визначається за формулою:

$$V_{спливання} = 2gr (\rho_{розплаву} - \rho_{HB}) / \eta, \quad (4.15)$$

де g – прискорення вільного падіння, яке дорівнює 1000 см/с^2 ; r – радіус неметалевого включення, см; $\rho_{\text{розплаву}}$ – щільність розплаву, яка дорівнює $7,05 \text{ г/см}^3$; $\rho_{\text{НВ}}$ – щільність неметалевого включення, яка для окисного неметалевого включення у вигляді Al_2O_3 дорівнює 4 г/см^3 ; η – в'язкість розплаву, яка дорівнює $0,05 \text{ МПа}\cdot\text{с}$.

Отже, за $0,1 \text{ с}$ включення досягають розмірів, достатніх для спливання крізь сформований шар термітного розплаву товщиною 10 см протягом 6 с . Тобто, практично всі первинні включення концентруються на поверхні розплаву і утворюють шар, що складається з дрібних частинок корунду.

Для вторинних включень константа рівноваги також дорівнює $K_{\text{Al}}^e = 10^{-12}$.

За умов початкового та кінцевого вміст кисню $0,173\%$ та $0,001\%$. відповідно, згідно формули (4.10) пересичення розплаву дорівнює:

$$\alpha_{\text{Al}_2\text{O}_3}^e = \frac{1,5^2 \cdot 0,173^3}{10^{-12}} = 3,89e^{11}.$$

Згідно формули (4.9) критичний радіус зародка Al_2O_3 дорівнює:

$$r_{\text{k Al}_2\text{O}_3}^{\text{B}} = \frac{2 \cdot 2337 \cdot 102}{4 \cdot 8,3143 \cdot 10^7 \cdot 1973 \cdot \ln 3,89e^{11}} = 3,03e^{-8} \text{ см}.$$

Для вторинних включень згідно формули (4.12) зростання зародків складає:

$$r^e = 3,03e^{-8} + 2 \cdot 25,5 \cdot 1,5 \cdot 10^{-4} (0,173 - 0,001)t.$$

Аналогічно попереднім розрахункам, визначимо загальну масу корунду, враховуючи, що в 100000 г розплаву міститься $0,173 \cdot 100000/100 = 173 \text{ г}$ кисню (O_2). При цьому маса алюмінію складає: $173 \cdot 54/48 = 194 \text{ г}$. Тобто, загальна маса корунду становить: $173 + 194 = 367 \text{ г}$.

Тоді кількість вторинних неметалевих включень при загальній масі корунду 367 г розраховується за формулою (табл. 3):

$$N_{\text{НВ}}^e = 367 / M_{\text{НВ}}. \quad (4.16)$$

Розміри та кількість вторинних включень в залежності від часу їх зростання представлені в табл. 4.6.

Параметри вторинних включень корунду в залежності від часу їх зростання

Час зростання вторинних включень корунду, с	Розмір включень корунду, см	Маса включень корунду, г	Кількість включень корунду
$1e^{-8}$	$3,63 e^{-6}$	$7,8 e^{-16}$	$4,71 e^{17}$
$1e^{-7}$	$1,15 e^{-5}$	$2,53 e^{-14}$	$1,45 e^{16}$
$1e^{-6}$	$3,63 e^{-5}$	$7 e,8 e^{-13}$	$4,59 e^{14}$
$1e^{-5}$	$1,48 e^{-4}$	$2,53 e^{-11}$	$1,45 e^{13}$
$1e^{-4}$	$3,63 e^{-4}$	$7,99 e^{-10}$	$4,59 e^{11}$
$1e^{-3}$	$1,15 e^{-3}$	$2,53 e^{-8}$	$1,45 e^{10}$
$1e^{-2}$	$3,63 e^{-3}$	$7,99 e^{-7}$	458915409
$1e^{-1}$	0,0115	$2,53 e^{-5}$	14512179
$1e^0$	0,036	$7,99 e^{-4}$	458915
$1e^2$	0,115	0,0253	14512

Якщо температура кристалізації сформованого шару термітного сплаву на основі заліза дорівнює $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$, усереднений розмір вторинних оксидних включень $1,03 e^{-3}$ см та динамічна в'язкість розплаву $4,26\text{ МПа}\cdot\text{с}$, то згідно формули (4.16) визначимо швидкість спливання вторинних включень.

$$V = 2000 \cdot (1,03e^{-3})^2 \cdot 3,2 / 4,26 = 1,52e^{-3} \text{ см/с}$$

Таким чином, в розплаві товщиною 10 см швидкість спливання вторинних включень становить $1,52e^{-3}$ см/с, а час їх спливання становить 6289 с., що на порядок перевищує час кристалізації одержаного шару розплаву. Отже, вторинні включення не видаляються з термітного сплаву та слугують центрами для гетерогенного зародження включень карбїду хрому.

Наступним етапом роботи було проведення металографічних досліджень зразків отриманих функціональних шарів без додавання в термітну шихту порошоків хрому та карбюризатора, з метою аналізу впливу температури нагріву основи виливків на структуроутворення.

На металографічних шліфах без травлення досліджували природу неметалевих включень.

В металевій основі зразка, (нагрів до 473К) спостерігаються рідкі включення, ймовірно екзогенного походження, (рис. 4.5а), переважно дезорієнтовані оксиди, розміром до 5 мкм. В функціональному шарі присутні глобулярні і гострокутні включення глинозему, походження (рис.4.5б) які були ідентифіковані як первинні включення корунду, які не видалилися зі сплаву.

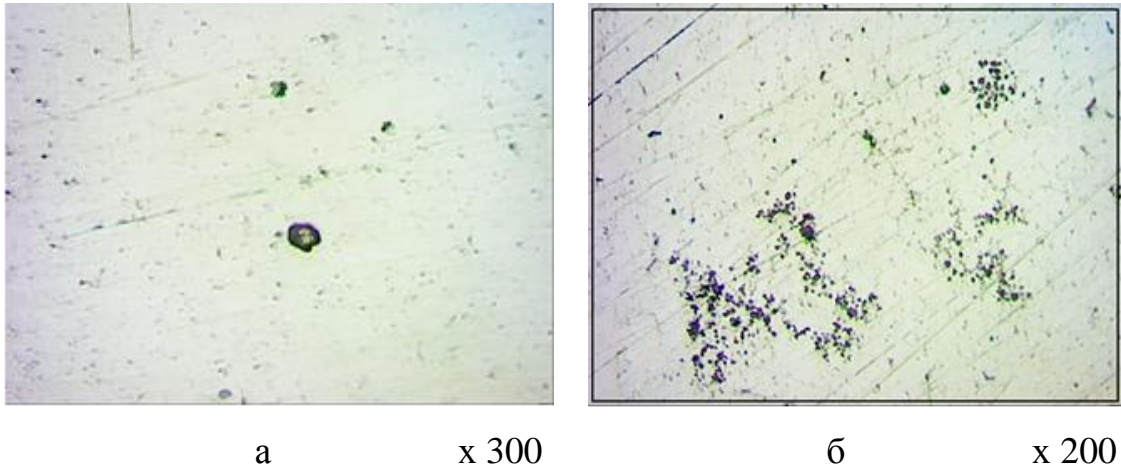


Рис.4.5. Металографічний шліф зразка

В функціональному шарі зразка, (нагрів до 673 К) зустрічаються глобулярні включення рожевого кольору (можливо оксиди заліза) (рис. 4.6а). У зоні, наближеній до поверхні, спостерігались групи включень корунду і екзогенні шлакові включення продуктів реакції оксиду заліза з алюмінієм, (рис. 4.6б).

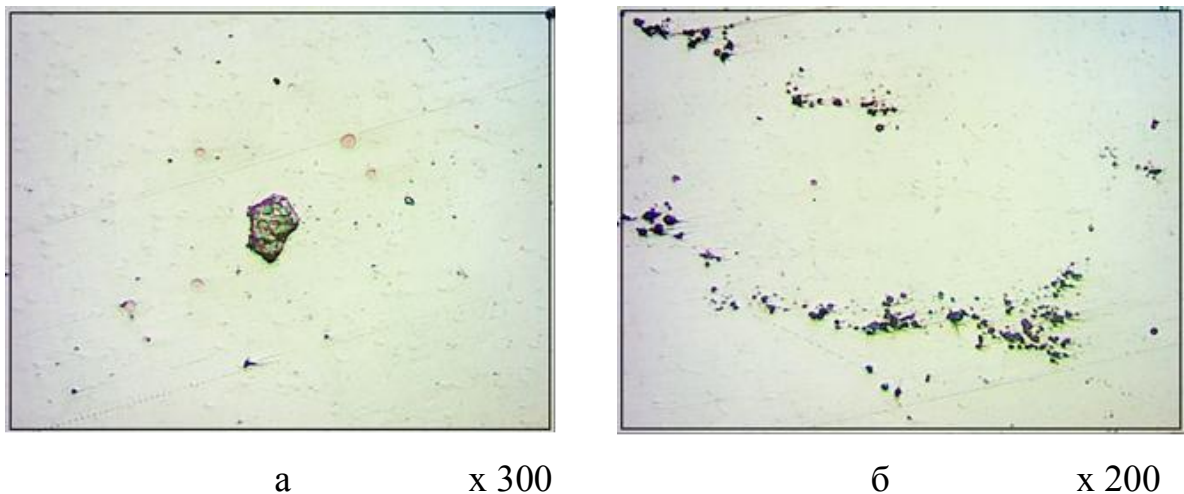


Рис. 4.6. Металографічний шліф зразка

В функціональному шарі зразка, (нагрів до 873 К) спостерігаються скупчення дрібних включень корунду (рис. 4.7а,б), екзогенні шлакові включення (рис. 4.7в), включення хромітів (рис. 4.8г). Можливо хром потрапив в термітну шихту з окалини прокатного виробництва.

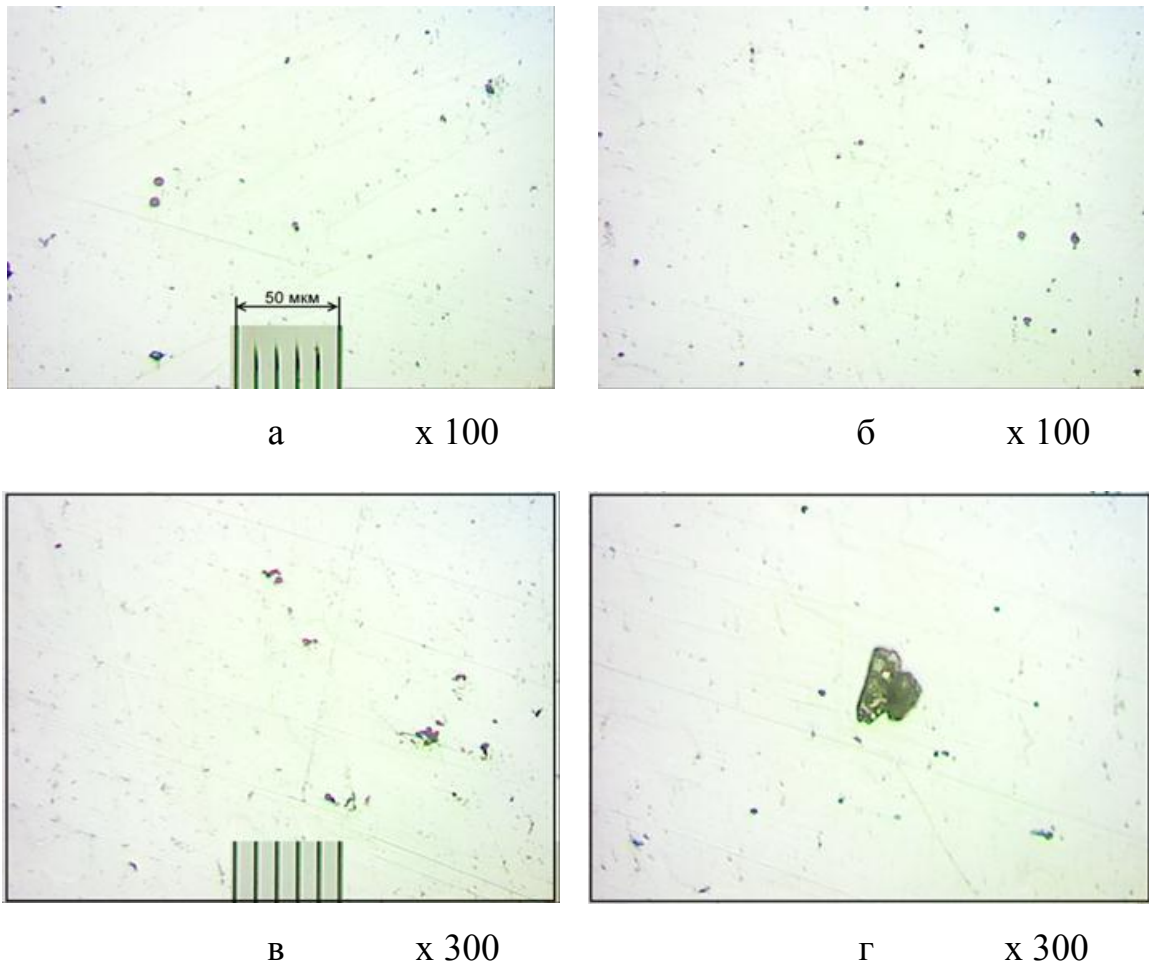


Рис 4.7. Включення корунду в функціональному шарі зразка

Для дослідження мікроструктури з другої половини виливків виготовили металографічні шліфи, які протруїли 3% спиртовому розчині азотної кислоти, після чого досліджували на металографічному мікроскопі.

Мікроструктура перехідної зони сплавлення зразка, (нагрів до 473К) ферито-перлітна, яка характерна для низьковуглецевої сталі (рис.4.8а). Функціональний шар має крупнозернисту відманшеттову структуру. (рис. 4.8б).

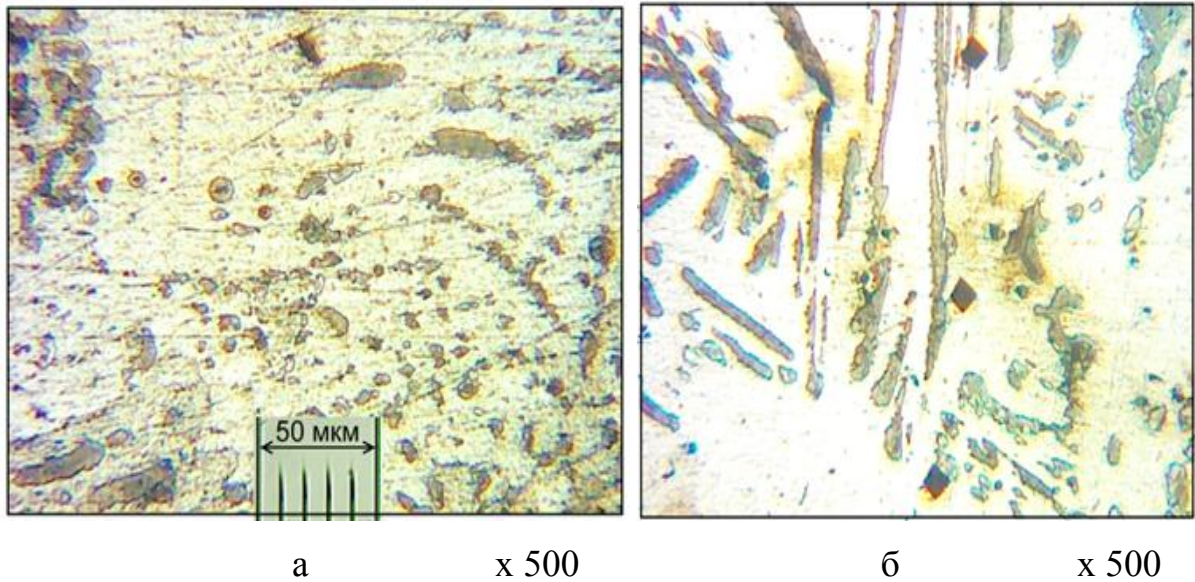


Рис. 4.8. Мікроструктура зразка

Мікроструктура перехідної зони сплавлення зразка, (нагрів до 673К) ферито-перлітна, аналогічна до зразка № 1 (рис. 4.9а). Проте мікроструктура функціонального шару є крупнозернистою (рис. 4.9б).

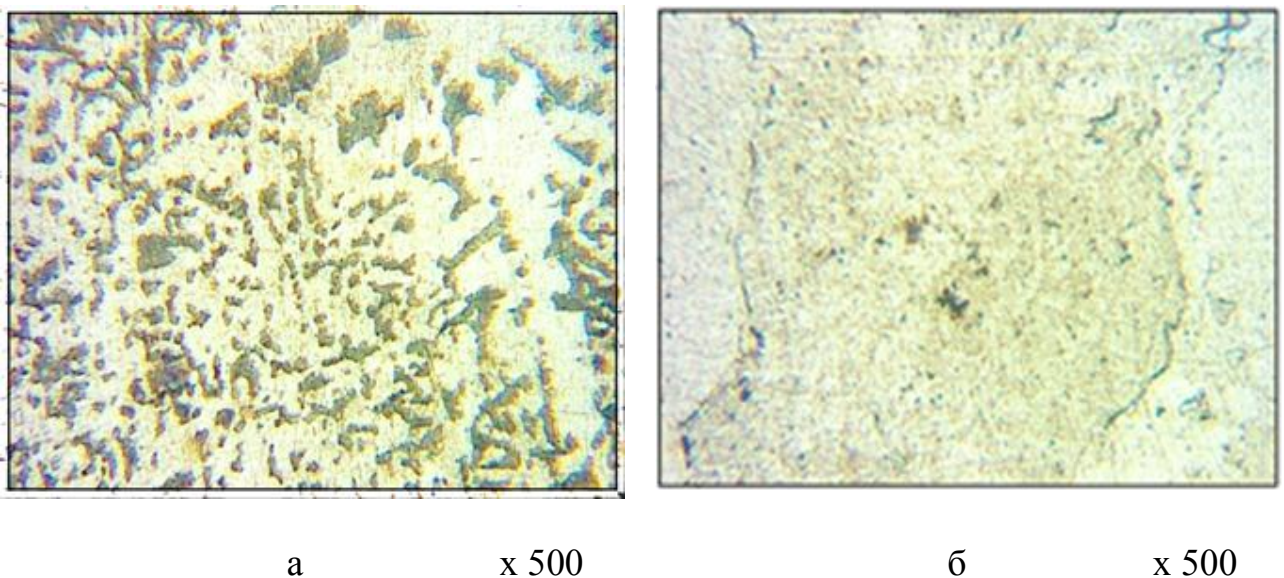


Рис. 4.9. Мікроструктура зразка

Мікроструктура перехідної зони сплавлення зразка, (нагрів до 873К) також крупнозерниста, ймовірно через перегрівання металу (рис. 4.10а), а термітний сплав має відманштеттову структуру (рис. 4.10б), з геометрично правильним розташуванням гольчасто-пластинчастої структури усередині

кристалічних зерен, які складають сплав. Характеристики структури сильно перегрітої термітної сталі, в якій легований ферит, що виділяється з аустеніту, розташовується уздовж октаедричних площин кристалів аустеніту.

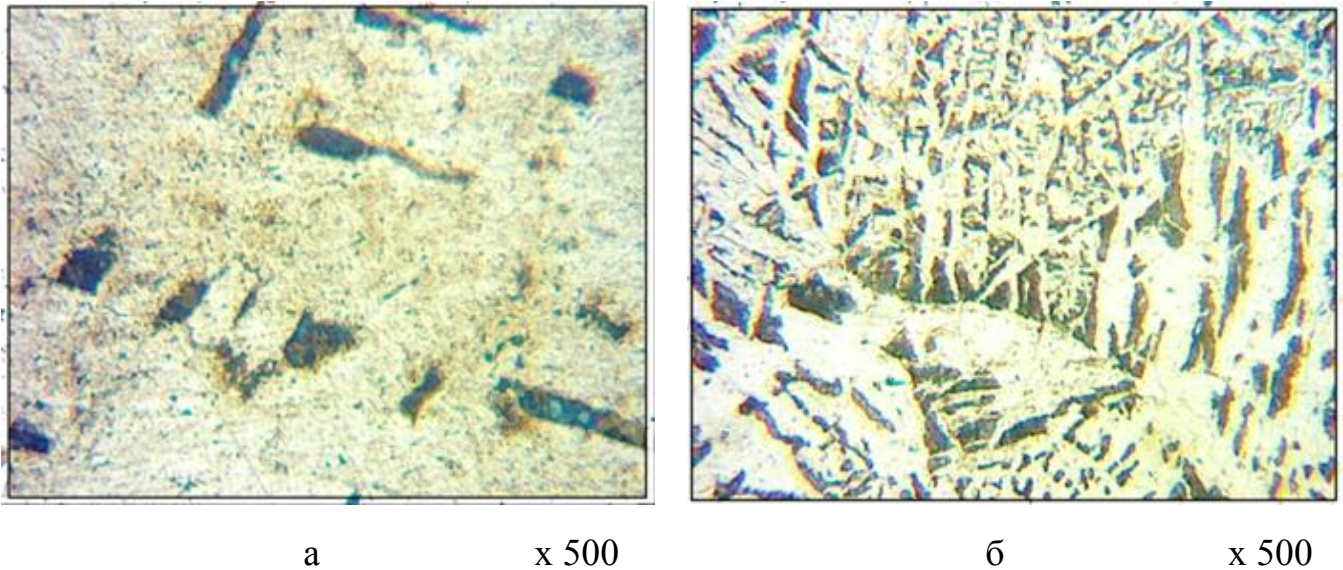


Рис. 4.10. Мікροструктура зразка

Виникнення таких структур пояснюється тим, що при вторинній кристалізації і перекристалізації в твердому стані дифузія не встигає за первинними утвореннями і формуються структури, які, забезпечують мінімальну величину пружної і поверхневої енергії. У структурі утвореного термітного сплаву є включення корунду, кристалізовані в округлі утворення. Від цих утворень по радіальним напрямкам зростають дендрити. Це свідчить про те, що вони є центрами кристалізації, які відіграють роль інокулюючих модифікаторів [105].

4.3. Рух газових бульбашок в термітному розплаві

Визначимо тепер час t_{min} , необхідний для виходу газової бульбашки з розплаву функціонального шару. Нехай бульбашка починає рух з довільної точки N у зоні сплавлення (рис. 4.11) і закінчує його в точці M на відстані r від точки поверхні розплаву, яка відповідає максимальній товщині утворюваного шару.

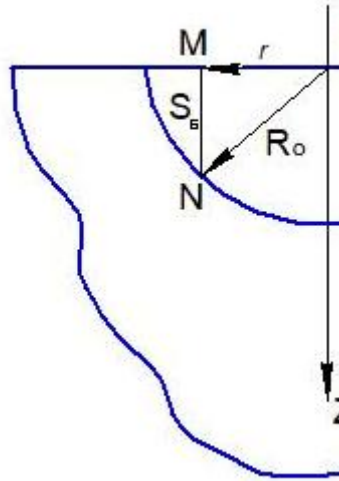


Рис. 4.11. Схема до розрахунку часу t_{min} виходу бульбашки газу із товщини термітного розплаву

Розглянемо прямокутний трикутник, утворений відрізком MN , який чисельно дорівнює шляху S_6 , що проходить бульбашка, відстанню r і ON . Зрозуміло, що шлях бульбашки:

$$S_6 = \sqrt{R_0^2 - r^2} = R_0 \sqrt{1 - \left(\frac{r}{R_0}\right)^2}. \quad (4.17)$$

Час t_{min} , необхідний для виходу бульбашки газу:

$$t_{min} = \frac{S_6}{V_r}, \quad (4.18)$$

де V_r – швидкість руху бульбашки газу.

Підставивши (4.17) в (4.18), отримаємо:

$$t_{min} = \frac{R_0}{V_r} \sqrt{1 - \left(\frac{r}{R_0}\right)^2} \quad (4.19)$$

Наближене значення швидкості руху бульбашки газу в розплаві в залежності від радіуса дорівнює $V_{\Pi} = 4820 \cdot R^2$.

Тоді з рівняння (4.19) можна визначити t_{min} щодо будь-якої точки поверхні виливки. Розв'язання рівнянь (4.19) для бульбашки діаметром 0,1 мм були отримані за допомогою програми MathCAD у вигляді графіка (рис.4.12).

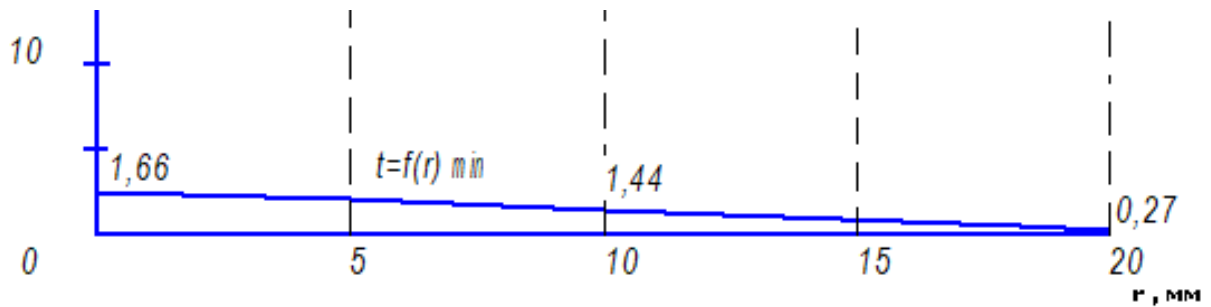


Рис. 4.12. Час t_{min} виходу бульбашки газу діаметром 0,1 мм при різному r

Час виходу бульбашки газу діаметром 0,1 мм на поверхню розплаву в найглибшій точці (20 мм) при $r = 0$ становить 1,66 с, а при $r = R_0$ зменшилася до $t_{min} = 0,27$ с.

Розрахунки показали (табл. 4.7), що в найглибшій частині формованого шару (20 мм) при $r = 0$ (рис. 4.13), всі бульбашки газу діаметром понад 0,03 мм. за час існування розплаву в рідкому стані (близько 20 с) встигнуть вийти на його поверхню.

Таблиця 4.7.

Час виходу пори на поверхню легованого шару в залежності від її діаметра в різних точках

Діаметр пори D , мм	Час виходу t_{min} пори в різних точках сформованого шару, с	
	$r = 0$	$r = R_0$
0,1	1,66	0,11
0,09	2,05	0,13
0,08	2,6	0,16
0,07	3,39	0,21
0,06	4,6	0,41
0,05	6,64	0,66
0,04	10,4	0,98
0,03	18,4	1,43
0,02	41,5	4,5

Поблизу відкритої границі розділу основного та утворюваного легованого шару при $r = R_0$, спливають всі бульбашки, які мають діаметр 0,01 мм і менше. Мікропори, які залишаються, обумовлюють зменшення щільності функціонального шару.

Таким чином практично усі газові бульбашки за час, упродовж якого розплав знаходиться при температурі $T = T_{пл}$, встигають вийти на його поверхню. Проте приведені вище розрахунки велися за умови, що термітний розплав знаходиться в спокійному стані і рух бульбашки газу можна вважати ламінарним. Практично ж формування термітного легованого шару відбувається в умовах сильних збурень, пов'язаних в першу чергу з нестабільним та бурхливим характером екзотермічної реакції. Збурення, які передаються термітному розплаву від реагуючих компонентів шихти, викликають неврегульовані потоки, які впливають на рух бульбашок газу. Саме цим пояснюється наявність в функціональному шарі окремих пор невеликого діаметру.

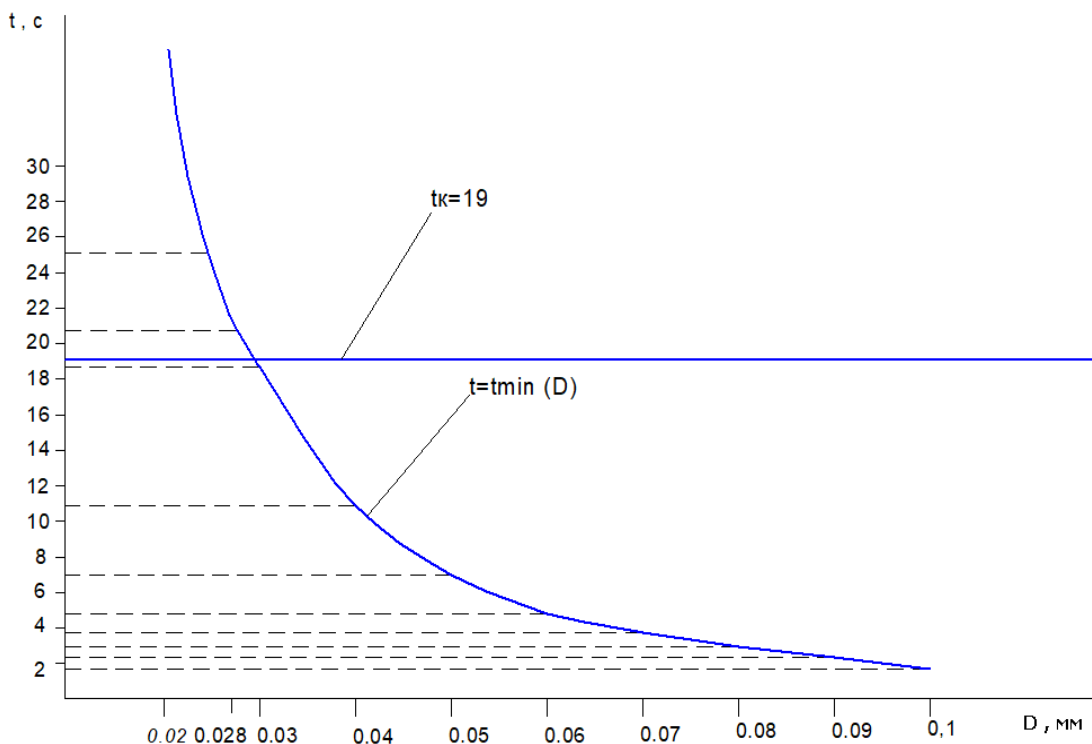


Рис. 4.13. Час виходу t_{min} бульбашки газу на поверхню з максимальної (у розрахунках прийнято 20 мм) глибини функціонального шару в залежності від діаметру бульбашки

Висновки до розділу

На підставі хімічного складу отриманого шару та аналізу вагового складу шихтових матеріалів з наповнювачем у вигляді порошку заліза визначено мікроструктуру, яка складається з ферито-перлітної матриці з включеннями глинозему (13,5 %). При використанні шихти на основі хрому легований шар, який містить Cr – 22,5%, C – 3,37%, Al – 11 % і відповідає складу зносостійкого хромистого чавуну, має структуру, що складається з таких зміцнювальних фаз: легований хромом цементит (33,0%) та корунд (19,0%).

Через різницю критичних радіусів включень корунду та карбідів хрому майже у 7 разів, ймовірність гомогенного зародження включень оксиду алюмінію значно вище, ніж включень карбіду хрому. Включення карбіду хрому утворюються гетерогенно на включеннях Al_2O_3 як на затравках, що мають середній розмір 15,4 мкм.

Швидкість зростання та спливання первинних включень корунду в термітному сплаві свідчать про майже всі первинні включення спливають крізь сформований шар термітного розплаву товщиною до 10 см протягом 6 с і концентруються на поверхні розплаву.

При середньому розмірі вторинних включень корунду 10,3 мкм та динамічній в'язкості розплаву 4,26 МПа·с їх час спливання в розплаві товщиною 10 см становить 6583 с. що на порядки перевищує час кристалізації одержаного шару розплаву. Отже, вторинні включення не видаляються з термітного сплаву та слугують центрами для гетерогенного зародження включень карбіду хрому.

При товщині сформованого шару 20 мм усі бульбашки газу діаметром понад 0,03 мм за час існування розплаву в рідкому стані встигають вийти на його поверхню. Поблизу відкритої границі розділу основного та утворюваного легованого шару спливають усі газові включення, які мають діаметр до 0,01 мм.

РОЗДІЛ 5

РЕКОМЕНДАЦІ ЩОДО ВПРОВАДЖЕННЯ ТЕНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ

5.1. Особливості технології лиття термітного розплаву

Виготовлення виливків з функціональними шарами із термітних розплавів передбачає дотримання виробничого процесу який представлений на рис. 5.1.



Рис. 5.1. Схема виробничого процесу виготовлення виливків

5.1.1. Приготування вихідної термітної шихти

Технологія приготування складів термітних сумішей зводиться до наступного: окалина прожарюється з метою видалення мастил, подрібнюється, піддається магнітній сепарації і розділяється за фракційним складом для отримання середнього розміру частинок 300-400 мкм. Карбюризатор подрібнюється до таких самих розмірів. Порошки алюмінію, хрому, заліза застосовуються для приготування металотермітних шихт без попередньої підготовки.

При приготуванні суміші не використовуються сполучні речовини, які лише погіршують процес горіння. При використанні сполучної речовини на поверхні зерен компонентів термітної суміші виникає тонка плівка, яка погіршує умови протікання окислювально-відновлювальних реакцій.

Однією з основних вимог до вихідної шихти є її однорідність за фракційним складом, оскільки неоднорідність призводить до нерівномірності хвилі горіння. Тому необхідно виконувати якісне змішування шихтових матеріалів.

Змішування компонентів термітної шихти проводиться у змішувачі барабанного типу, його застосування визначається не тільки простотою обладнання, але й високою якістю змішування і можливістю отримання максимальної безпеки в процесі змішування. При числі обертів 0,5-0,6 об/с режим змішування – пересипання – найменш безпечний і найбільш ефективний. Перемішування шихти триває 5-10 хв.

Далі усереднена шихта завантажується в реакційну форму.

5.1.2. Підготовка реакційної форми

Суміш для виготовлення реакційної форми для багаторазового використання в табл.5.1.

Склад суміші для реакційної форми

Найменування складових	ГОСТ	Марка, клас	Вміст у суміші, %
Пісок кварцовий	2138-91	2К1О302	60
Графітний пил	–	–	22
Глина формувальна	3226-93	ФС – 1	18

Виготовлення реакційної форми для отримання в ній термітного розплаву здійснюється у парних опоках за класичною технологією. У верхніх опоках ливарної і реакційної форми виконують випори, призначені для відводу газів, які виділяються при горінні алюмотермітної суміші. В донній частині форми-реактору встановлюється алюмінієва пробка для запобігання осипанню порошків шихти в ливникову систему та своєчасного потрапляння розплаву в неї. Отриманий розплав після проходження волни горіння осаджується в донній частині реакційної форми, пробка плавиться і відкривається ливниковий хід для лиття термітного розплаву. Висота алюмінієвої пробки обумовлюється швидкістю її плавлення, а саме часом видалення з утвореного термітного розплаву більшості газових включень та часом охолодження розплаву до визначеної гранично допустимої температури.

5.1.3. Виготовлення ливарної форми

Технологія лиття термітних розплавів передбачає виготовлення як профільних виливків, так і площинних. Схема форми в зборі для поверхневого легування профільних виливків представлена на рис. 5.2, а площинних - на рис. 3.6.

При виготовленні складнопрофільних виливків на нагрівальну плиту встановлюється основа виливка для лиття на його поверхню легованого функціонального шару. Нагрівальна плита виконує функції підмодельної плити і є частиною системи нагрівання основи виливка.

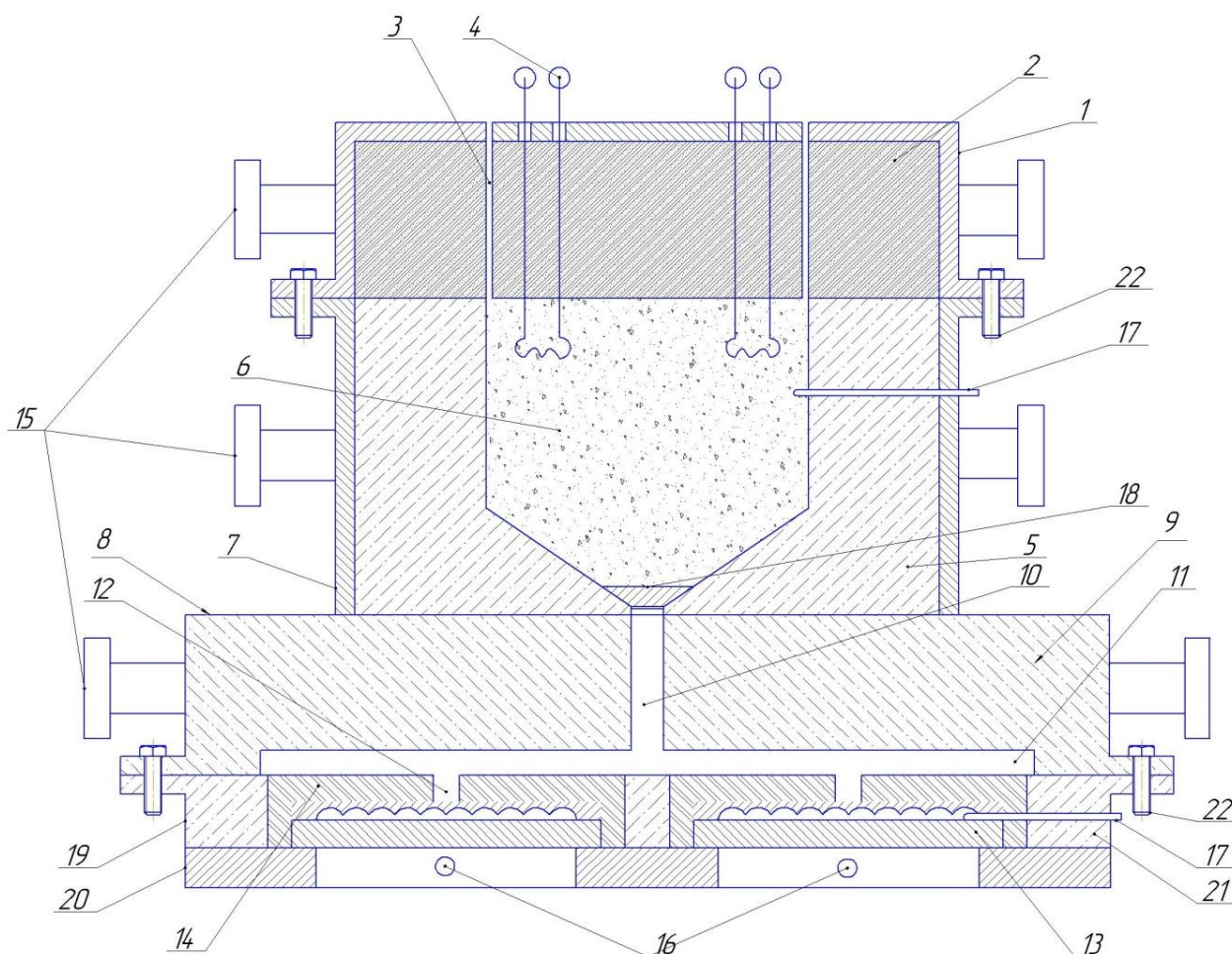


Рис. 5.2. Ливарна форма в зборі: 1 – опока верху реакційної форми, 2, 5 – піщано-графітова формувальна суміш, 3 – випари, 4 – вольфрамова спіраль, 6 – термітна шихта, 7 – опока низу реакційної форми, 8 – опока верху ливарної форми, 9 – формувальна суміш опоки верху, 10 – стояк, 11 – шлаковловлювач, 12 – живильники, 13 – основа виливка, 14 – стрижень, 15 – цапфи для транспортування, 16 – газові горілки, 17 – термопара, 18 – пробка алюмінієва, 19 – опока низу форми, 20 – нагрівальна плита, 21 – формувальна суміш опоки низу, 22 – штирі центрувальні та направляючі

Для отримання функціонального шару складного профілю виготовляється стрижень відповідної форми. Склад стрижневої суміші наведено в табл. 5.2.

Для забезпечення стабільної шорсткості та запобігання пригару поверхні стрижнів, які контактують з розплавом фарбуються за допомогою пульверизатора фарбою на основі графіту шаром 0,2-0,3 мм.

Склад стрижневої суміші

Найменування складових	ГОСТ	Марка, клас	Вміст у суміші, %
Пісок кварцовий	2138-91	2К1О302	11–13
Оборотна суміш	–	–	85
Глина формувальна	3226-93	ФС – 1	4–2

Стрижні встановлюються на основу виливка для формування профілю литого шару. Між стрижнем і основою виливка утворюється повітряний прошарок для лиття термітного розплаву. Для розподілу металу розраховується та виконується ливниково-живильна система із сифонних трубок або стрижнів.

5.1.4. Завантаження та нагрівання термітної шихти в реакційній формі

Технологія отримання площинних виливків передбачає завантаження шихти на основу виливків, тому ливарна форма виготовлюється без ливниково-живильної системи.

Термітна шихта розраховується згідно об'єму литого шару, враховується щільність утруски порошоків та вихід придатного розплаву.

Для запобігання утворення порожніх арок виконується пошарове засипання шихти і ущільнення на вібраційному столі упродовж 1–3 хв.

Насипна щільність порошку алюмінію становить $0,96 \cdot 10^3$ кг/м³, заліза $2,9 \cdot 10^3$ кг/м³, хрому - $2,5 \cdot 10^3$ кг/м³, прокатної окалини $2,1 \cdot 10^3$ кг/м³. Щільність насипної шихти в залежності від складу може змінюватись від 1,8 до $2,1 \cdot 10^3$ кг/м³, а після утруски збільшується на 22–25%.

Для ініціювання горіння у верхню частину реакційної форми встановлюється вольфрамова спіраль і забезпечується її якісний контакт із шихтою.

Після цього реакційна форма відправляється в нагрівальну піч, для нагрівання суміші до температури 873 К, що зумовлює задовільні якісно-

кількісні показники термітного розплаву. Температура нагрівання термітної суміші а також температура отриманого розплаву контролюється за допомогою вольфрам-ренієвої термопари, яка встановлюється в нижній частині реакційної камери.

Нагріта реакційна камера з термітною шихтою встановлюється поверх ливарної форми над стояком, поєднуючи ливниковий хід та пробку.

5.1.5. Запалювання термітної шихти

Горіння термітної шихти починається зі стадії її запалювання розпеченою вольфрамовою спіраллю, температура при цьому повинна бути не менше 1573К. Це тепло досить швидко прогріває поверхневий шар шихти і збуджує в ньому сильну екзотермічну реакцію. Утворений фронт горіння поширюється до низу.

Температура утвореного розплаву зумовлена складом термітного шихти та кількістю металопорошків – наповнювачів. Розплав повинен мати температуру, вище за температуру плавлення оксиду алюмінію (корунд, продукт реакції), оскільки це забезпечує відсутність у перехідній зоні між функціональним шаром і основою вилівка прошарку із шлакових включень. Низька температура лиття унеможлиблює підплавлення поверхні основи вилівка, оскільки термітний розплав, стикаючись з відносно холодним металом, швидко охолоджується. Підігрівання основи вилівка за допомогою інжекційних горілок сумішшю газ/повітря або індукційних пристроїв до температури 873 К сприяє отриманню бездефектного металевого зв'язку у перехідній зоні. Оптимальна температура нагрівання основи вилівка зумовлена температурою взаємодіючого із нею розплаву, максимальною товщиною отриманого функціонального шару, товщиною стінки вилівка. Ця температура розраховується за методикою, наведеною у розділі 2.

Під впливом високої температури алюмінієва пробка, яка перекриває ливниковий хід, розплавляється, термітний розплав через ливниково-живильну

систему заливається в порожнину між стрижнем і основою виливки, де формується легований функціональний шар.

При литті площинних виливків після синтезу термітного розплаву він осаджується на основу виливка і формує функціональний шар.

5.2. Дослідно-промислові випробовування

Розроблена та описана вище технологія поверхневого легування виливків шляхом одержання функціональних шарів із термітних розплавів відноситься до алюмотермітного методу отримання розплаву з подальшим його литтям на поверхню виливків для формування зносостійкого функціонального шару або безпосереднім литтям виливків.

Характерними рисами технології є:

- використання для отримання розплавів більш дешевої внутрішньої хімічної енергії взаємодії реагентів, замість зовнішньої електричної;
- простота і дешевизна застосовуваного обладнання;
- отримання різноманітних марок сплавів;
- велика швидкість процесів при синтезі металу,
- висока продуктивність процесу виготовлення або ремонту виливків.

Завдання щодо підвищення зносостійкості деталей з хромистих чавунів включає вибір хімічного складу зносостійкого сплаву в залежності від умов експлуатації виливка, технології його одержання та оптимальних режимів лиття.

Вибір матеріалів залежить від технології виготовлення виливків, вимог до механічних і експлуатаційних властивостей, виробничих витрат тощо.

В умовах абразивного зношування в нейтральному середовищі максимальну зносостійкість мають хромомолібденові чавуни марок ІЧ300Х16МТ і ІЧ290Х12М. Дорожнеча і дефіцитність молібдену стримують їх широке поширення.

Високохромисті чавуни з карбідами M_7C_3 поступаються хромо-молібденовим і хромо-марганцевим чавунам з мартенситної структурою.

Проте, хромонікелевий зносостійкий чавун ГЧХ28Н2 до теперішнього часу дуже широко застосовується для виготовлення багатьох швидкозношуваних виливків збагачувального обладнання. В умовах гідроабразивного зношування при малих кутах атаки зносостійкість буде тим вище, чим більше карбідів міститься в сплаві.

При проведенні дослідів з отримання вилівка з функціональним шаром на підприємстві ПП «Колбі» (м. Кривий Ріг) одібраний зношений вилівок «Передній бронедиск» (рис. 5.3) - деталь ґрунового насоса 400/40 (8гр-8),

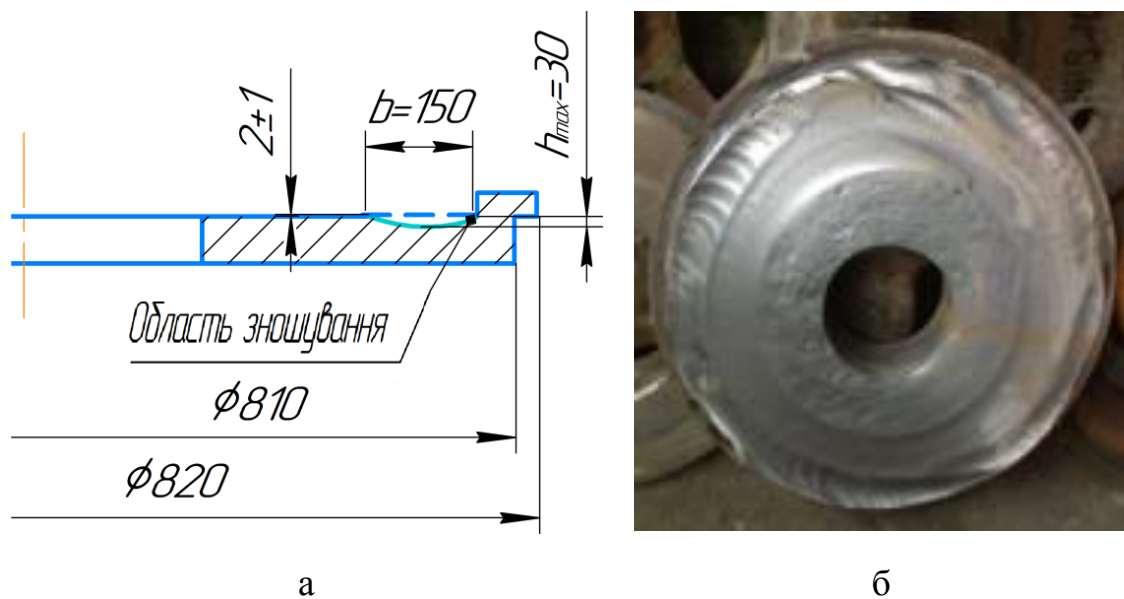


Рис. 5.3. Передній бронедиск насоса 8гр-8:
а - ескіз, б - після експлуатації.

Робочі поверхні бронедисків зношуються унаслідок контакту твердих абразивних частинок зі стінками каналів проточної частини.

Для відтворення площинної робочої поверхні бронедиску у п'яти місцях встановлювались форми-реактори, аналогічні до рис. 3.9, об'ємом 1,5 дм³ (з урахуванням складу шихти та виходу придатного розплаву) для отримання на площі 150 x 100 мм при середній товщині шару 15 мм до 1,6 кг термітоного розплаву. Термітна шихта використовувалась з різним вмістом хрому і вуглецю для одержання функціонального шару, близького за хімічним складом до марок чавунів від ЧХ3 до ЧХ22.

Як зазначалося раніше, завдяки обґрунтуванню за методиками визначення температуро-часових та якісно-кількісних параметрів процесу розплавоутворення існує можливість керування температурою та кількістю утворюваного термітного розплаву, його хімічним складом, твердістю та відносною зносостійкістю завдяки різному структурно-фазовому стану.

При температурі зношеної вилівки бронедиску 873 К та температурі розплаву до 2500 К спостерігалось надійне сплавлення функціонального шару товщиною до 30 мм з основою по усій відновлюваній поверхні диску.

Результати випробувань вирізаних зразків, отриманих з дослідних шихт (табл. 3.9) при 873 К, наведено в табл. 5.3.

Таблиця 5.3

Хімічний склад та механічні властивості функціональних шарів

№ зразка*	Вміст елементів у функціональному шарі, %			Кількість зміцнювальних фаз у функціональних шарах, %			Мікротвердість вилівок, МПа	Коефіцієнт зносостійкості
				Al ₂ O ₃	Fe ₃ C	Cr ₂ C		
	C	Cr	Al					
2	3,38	22,5	11,0	19,0	9,6	23,0	5580	2,1
6	2,4	15,1	9,9	17,3	9,0	15,5	4170	1,4
7	3,18	9,52	9,15	15,9	28,8	9,8	2200	1,0
8	3,22	6,25	8,7	15,2	34,8	6,5	1740	0,8
9	3,24	3,85	8,0	14,0	39,1	4,0	1068	0,7

*Нумерація зразків відповідає номерам зразків табл. 3.9

Випробування показують однакову зносостійкість термітного функціонального шару, легованого Cr 9,52%, у порівнянні зі зразком базового чавуну ІЧХ28Н2.

Додавання хрому в шихту підвищує зносостійкість завдяки збільшенню сумарної кількості карбідних і оксидних фаз. Покращення зносостійкості дослідних зразків також пов'язане зі швидкістю охолодження функціональних

шарів, яка досягає $83^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Велика швидкість охолодження при кристалізації змінює такі характеристики структури, як розмір карбідів і взаємне розташування фаз. Збільшена кількість неметалевих фаз в функціональних шарах також підвищує зносостійкість, що пов'язано з високими фізико-механічними властивостями корунду. Оскільки формування включень проходить під час формування структури, то вони мають високу когезію до усієї металевої матриці.

Для дослідження якості з'єднання функціонального шару з основою вилівка обрано зразок, одержаний з шихти №2, через високі показники зносостійкості та мікротвердості. Зразок розрізали на дві частини. Звичайний відрізний абразивний круг виявився непридатним, тому розрізання виконувалось алмазним кругом з водяним охолодженням.

У поперечному шліфі відсутні розмежування в функціональному шарі, сплавлення шарів вилівка характеризується як бездефектна зона з'єднання.

Із половини зразка виготовлено металографічний шліф, який досліджено за допомогою металографічного мікроскопу «Епиквант». На фоні рельєфу мікроструктури без травлення спостерігаються включення корунду всередині карбідів (рис. 5.4, збільшення $\times 600$).

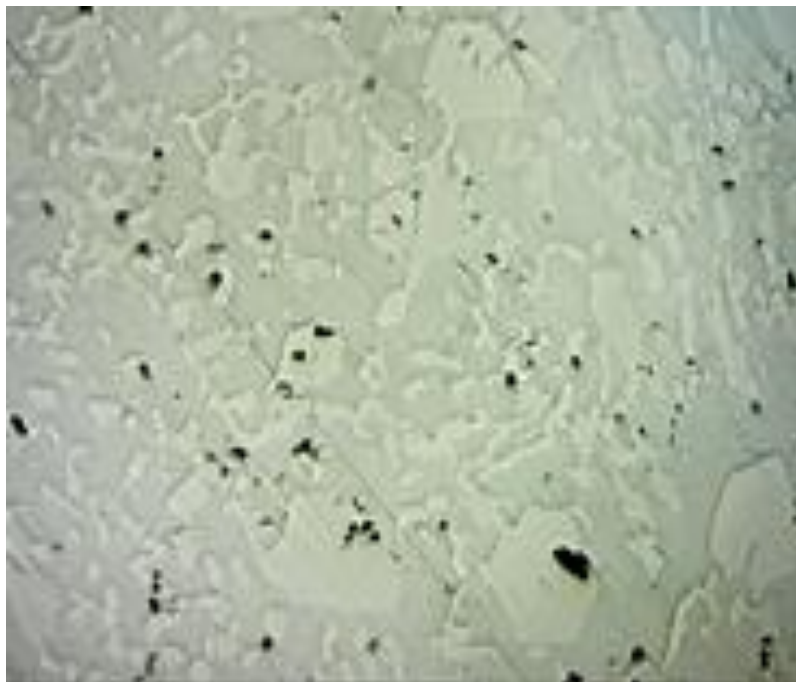


Рис. 5.4. Мікроструктура зразка без травлення

Темні включення всередині карбідів – включення корунду які забезпечують ефект модифікування термітного розплаву. Ці центри кристалізації сприяють утворенню карбідів хрому [106]. Мікротвердомером ПМТ-3, який дозволяє точно виміряти мікротвердість у позначений зоні, визначено мікротвердість окремих включень.

Проведені дослідження дозволяють зробити висновок, що в мікроструктурі функціонального шару присутні дрібнозернисті карбіди хрому. Включення карбіду хрому з відбитками від алмазної пірамідки, мікротвердість яких складає 18540 МПа, наведені на рис. 5.5.

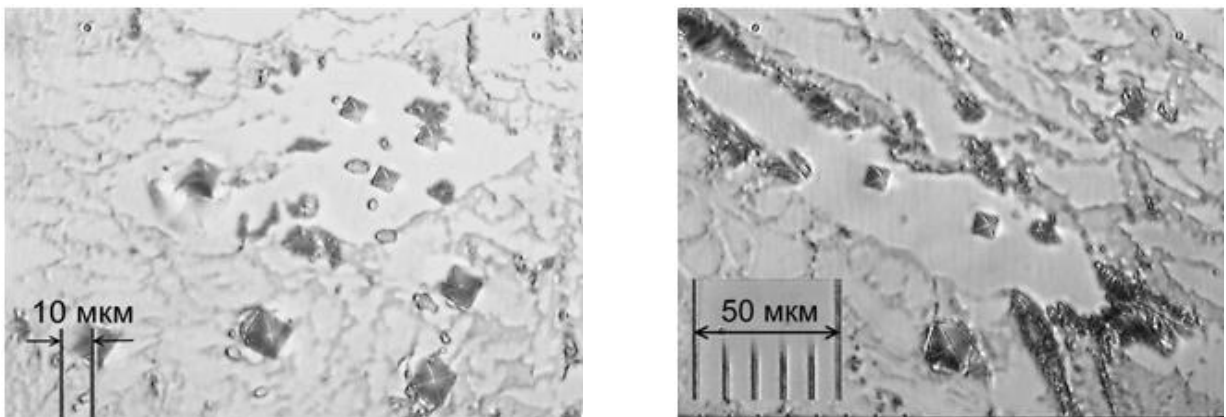


Рис. 5.5. Включення карбіду хрому з відбитками від алмазної пірамідки

Дослідження зразку після травлення в 4% спиртовому розчині азотної кислоти показали, що на фоні фрагментованого рельєфу переважає карбідна складова, сформована навколо корунду (рис. 5.6, збільшення $\times 300$).

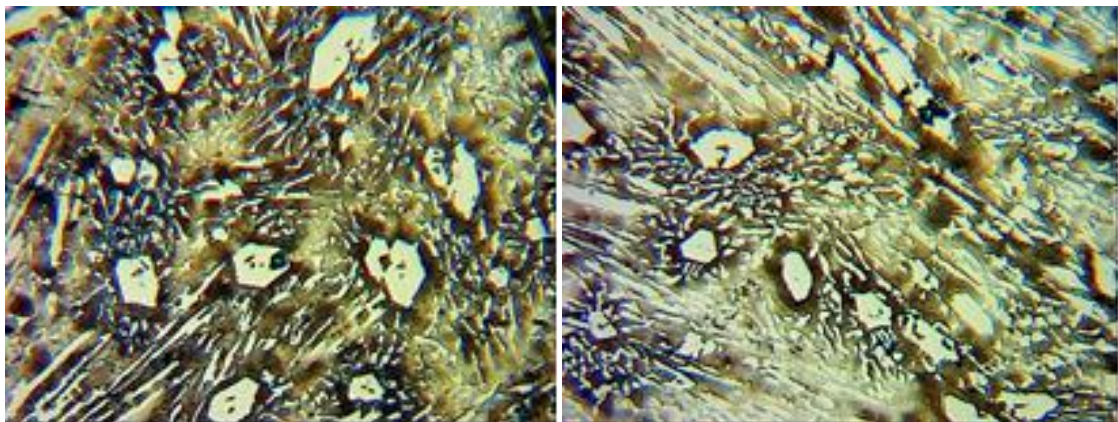


Рис. 5.6. Мікроструктура зразка

Таким чином підтверджено, що у процесі алюмінотермії гомогенно зароджується значна кількість дрібних включень корунду. В значній частини зерен карбідів хрому спосерігаються характерні включення корунду, які слугують центрами кристалізації і відіграють важливу роль у процесах гетерогенного зародження карбідних фаз.

З метою отримання зносостійкого шару усієї ушкодженої поверхні бронедиску обрано шизту №2. Розраховано необхідний об'єм розплаву, хімічний склад якого близький до ЧХ22, кількість термітної шихти та відповідний об'єм реакційної камери.

Відновлювана виливка формувалась за схемою, наведеною на рис. 5.2, Форма-реактор на 15 дм³ та основа прогрівалися до 873 К, після чого здійснювалось поверхнєве легування унаслідок лиття термітного розплаву на ушкоджену рельєфну поверхню. Товщина зносостійкого шару залежно від глибини зношування коливалася від 1 до 30 мм.

Далі відбувалося відділення шлакової фази та механічна обробка отриманого шару з метою вирівнювання його поверхні.

Отриманий бронедиск передано на гірниче підприємство для аналізу ресурсу його роботи в промислових умовах.

Слід зауважити, що використання алюмотермітних процесів при отриманні виливків цілком із термітних сплавів виключає необхідність застосування традиційних плавильних агрегатів.

З метою зниження собівартості лиття та одержання функціональних шарів також пропонується заміна коштовних металопорошків підготовленими металовідходами, таких як чавунна та алюмінієва стружка, просипи феросплавів.

Отже, результати проведених дослідно-промислових робіт показали, що запропонована технологія дозволяє:

- отримати якісну зону з'єднання поверхні із нелегованого сплаву з легованим функціональним шаром із термітного чавуну, близького за складам до ЧХ22;
- збільшити міжремонтний період виливки завдяки майже у 2 рази більшій зносостійкості;

- знизити витрати енергоносіїв при отриманні розплаву алюмотермічним методом;
- зменшити собівартість виробництва.

Висновки до розділу

Розроблена ресурсо- та енергоефективна технологія отримання литих деталей та відновлення їх робочих зон базується на литті одержаного позапічним методом термітного легованого хромом зносостійкого розплаву. Вона є універсальною і дозволяє формувати поверхневі функціональні шари різної товщини як на прямолінійній, так і на рельєфній поверхні. При цьому забезпечується надійне сплавлення отриманого легованого шару з основою, унеможлиблюється ушкодження тіла вилівка через прогорання стінки.

Обґрунтована можливість керування хімічним складом утворюваного термітного розплаву (Cr – до 22,5 %, C – до 3,4 %, Al – до 11 %), його температурою (до 2500 К) та кількістю (до 54,1 %). Це забезпечує можливість одержання шарів твердістю (до 5580 МПа) та відносною зносостійкістю (до 2,1 у порівнянні з ІЧХ28Н2).

Досліди у промислових умовах при виготовленні вилівка «Передній бронедиск» підтвердили, що запропонована технологія дозволяє:

- отримати позапічним методом термітний розплав, хімічний склад якого близький до чавуну ЧХ22;
- отримати якісну зону з'єднання поверхні із нелегованого сплаву з легованим функціональним шаром із термітного чавуну;
- отримати мікротвердість литого функціонального шару до 5580 МПа;
- збільшити міжремонтний період вилівоків майже у 2 рази завдяки більшій зносостійкості;
- знизити витрати енергоносіїв під час отримання розплаву;
- знизити витрати вогнетривів на плавильній дільниці.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

Дисертація присвячена розв'язанню актуального науково-практичного завдання, яке полягає в розробленні ресурсо- й енергоефективної технології лиття та відновлення робочих зон виливків шляхом синтезу легованого термітного розплаву із заданими властивостями й формування функціонального шару на поверхні різного профілю. За результатами проведених теоретичних та експериментальних досліджень зроблено такі висновки:

1. Аналіз наявних технологій одержання й нанесення легованих функціональних шарів на поверхню деталей показав, що більшість способів мають невисоку швидкість операцій, потребують значних енерго- та трудовитрат і складного спеціального обладнання, дозволяють отримувати шар обмеженої товщини, використовуються лише для прямолінійних поверхонь, реалізовані виключно в лабораторних умовах. Тому дослідження з розроблення та впровадження технології, яка спрямована на усунення вказаних недоліків, є актуальними.

2. На підставі термодинамічних розрахунків реакцій між алюмінієм та оксидами заліза встановлено теплотворну здатність терміту (3996 кДж/кг), кількість теплоти реакції, витраченої на нагрівання суміші до температури кипіння заліза (3548 кДж/кг), надлишок тепла (448 кДж/кг), який запропоновано використовувати для плавлення додатково введених у шихту металевих порошків заліза та хрому, завдяки чому зменшуються втрати заліза через випаровування і стає можливим керування властивостями сформованого шару.

3. Обґрунтовано якісно-кількісний склад металевих порошків, які додатково вводяться до термітної шихти залежно від надлишку теплоти реакцій та температури підігрівання системи «виливок – форма-реактор»:

– додавання до шихти порошку заліза в кількості 40 % від маси терміту та підігрівання форми до 873 К забезпечує підвищення густини термітного сплаву на 33 % (до $7,05 \cdot 10^3$ кг/м³), і зменшення пористості на 17,3 %;

– додавання до шихти порошку хрому в кількості 12,8 % від маси терміту та підігрівання системи «виливок – форма-реактор» до 873 К забезпечує можливість отримання до 22,5 % хрому в термітному сплаві. Заміщення кожної десятої частини порошку хрому порошком заліза забезпечує приріст кількості сплаву на 0,9 %.

4. Розрахунок розподілу температурних полів в одержуваному розплаві й поверхні вилівка, який здійснювався методом числового інтегрування за ідеальною моделлю процесу, показав, що підігрівання системи «виливок – форма-реактор» до температури, нижче 473 К, не забезпечує сплавлення функціонального шару з поверхнею через нестачу теплоти; підігрівання до температури 873 К, зумовленої окислюваністю алюмінію та відсутністю розшарування шихти через його плавлення, забезпечує умови утворення достатньої кількості термітного розплаву та його якісне сплавлення з поверхнею деталі. Розрахункові дані підтверджено експериментально та встановлено можливість одержання задовільних показників пористості термітного сплаву й легке відділення шлаку з його поверхні.

5. На підставі проведеного стохастичного аналізу структурно-хімічних реакцій утворення оксидних та карбідних фаз у структурі сформованого при алюмотермічному процесі функціонального шару встановлено, що залежно від складу компонентів шихти зміцнювальними фазами є: для шихти на основі заліза – карбід заліза (цементит) у кількості 47,5 % та глинозем (корунд) у кількості 13,5 %; для шихти на основі хрому – легований хромом цементит у кількості 33,0 % та глинозем у кількості 19,0 %. Показано, що мікроструктура сформованого шару термітного сплаву представлена складною структурою: легованого хромом цементиту, мартенситу, залишковими легованими структурами фериту.

6. На підставі розробленої методики розрахунку термокінетичних особливостей утворення неметалевих включень у сплавах на основі заліза, одержаних з використанням алюмотермії, встановлено:

– через значно вищу ймовірність гомогенного зародження включень Al_2O_3 ($r_k=2,095 \cdot 10^{-8}$ см), ніж включень карбиду хрому ($r_k=4,032 \cdot 10^{-8}$ см), останні

утворюються гетерогенно на включеннях Al_2O_3 як на затравках, які відіграють роль інокулюючого модифікатора;

– переважно всі первинні включення корунду концентруються на поверхні термітного розплаву (спливаючи зі швидкістю 1,61 см/с, набутою за 0,1 с часу їх зростання) та утворюють порошкоподібний шар, а вторинні включення не встигають видалитися із розплаву (швидкість спливання $1,52 \cdot 10^{-3}$ см/с) і слугують центрами для гетерогенного зародження включень карбіду хрому, що й зумовлює набуття легуючого ефекту.

7. Розроблена ресурсо- та енергоефективна технологія отримання литих деталей та відновлення їх робочих зон, яка базується на литті одержаного позапічним методом термітного розплаву, є універсальною й дозволяє формувати леговані хромом функціональні шари різної товщини як на прямолінійній, так і на рельєфній поверхні деталі. При цьому забезпечується надійне сплавлення отриманого функціонального шару з основою внаслідок металевого зв'язку, а також унеможлиблюється ушкодження тіла виливка через прогарання стінки. Обґрунтована можливість керування температурою (до 2500 К) та кількістю (до 54,1 %) утворюваного термітного розплаву, а також хімічним складом (Cr – до 22,5 %, C – до 3,4 %, Al – до 11 %), твердістю (до 5500 МПа) та відносною зносостійкістю (до 2,1 у порівнянні з ІЧХ28Н2) функціонального шару виливків.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Лившиц Л. С., Хакимов А. Н. *Металловедение сварки и термическая обработка сварочных соединений*. Москва : Машиностроение, 1989. 336 с.
2. Столович Н. Н., Миницкая Н. С. *Температурные зависимости теплофизических свойств некоторых металлов*. Минск : Наука и техника, 1975. 160 с.
3. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумели Э. Г. *Основы легирования наплавленного металла*. Москва : Машиностроение, 1969. 188 с.
4. Виноградов В. Н., Сорокин Г. М., Колокольников М. Г. *Абразивное изнашивание*. Москва : Машиностроение, 1990. 224 с.
5. Сидоров А. И. *Восстановление деталей машин напылением и наплавкой*. Москва : Машиностроение, 1987. 192 с.
6. Сорокин Г. М. Критерии износостойкости стали в условиях удара по абразиву. *Машиноведение*. 1973. № 3. С. 35–38.
7. Хачатурян С. В. Связь относительной износостойкости при абразивном изнашивании с модулем пластичности металлов. *Трение и износ*. 1991. Т.12. № 1. С. 136–143.
8. Сорокин Г. М. Взаимосвязь износостойкости и механических свойств стали. *Вестник машиностроения*. 1990. № 11. С. 9–13.
9. Хрущов М. М., Бабичев М. А. *Абразивное изнашивание*. Москва : Наука, 1970. 252 с.
10. Козырев С. П. *Гидроабразивный износ металлов при кавитации*. Москва: Машиностроение, 1971. 240 с.
11. Сорокин Г. М. Прочность как основа механизма износостойкости сталей при абразивном изнашивании. *Вестник машиностроения*. 1986. № 5. С. 11–15.
12. *Наплавочные материалы*. Киев : ИЭС им. Е. О. Патона, 1992. 10 с.
13. *Наплавочные материалы стран-членов СЭВ : кат.* / Киев. ИЭС им. Е. О. Патона; уклад. : И. И. Фрумина, В. Б. Еремена. К., 1979. 620 с.

14. Пилипченко А. В., Лукань Ю. Д., Васкул П. Н. Материалы для упрочнения деталей работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания : аннотации докладов участников семинара (Европейской экономической комиссии ООН.). Новые материалы и их применение в машиностроении. ИПМ им. И. Н. Францевича АН Украины, К., 1992.

15. Тененбаум М. М. Сопротивление абразивному изнашиванию. Москва : Машиностроение, 1976. 271 с.

16. Магорников А. В., Юдицкий А. И. Влияние состава и структуры на износостойкость и механические свойства высокохромистых сплавов. // *Литейное производство*. 1980. №6. С. 20–26.

17. Породин А. М., Черкаска Л. П. Износостойкие наплавочные материалы и методы их наплавки : Обзор. Москва : НИИмаш., 1983. 48 с.

18. Самсонов Г В. Тугоплавкие соединения. Изд 2-е., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1976. 558 с.

19. Львов П. Н. Основы абразивной износостойкости деталей строительных машин. Москва : Стройиздат, 1970. 72 с.

20. Остренко В. Я. Производство биметаллических труб и прутков. Москва : Металлургия, 1986. 240 с.

21. Диффузионное перераспределение легирующих элементов при формировании биметаллических отливок / Г. Д. Костенко и др. *Литейное производство*. 1986. № 8. С. 9–10.

22. Соловьев С. Д., Дементьев В. Б. Кинетика образования межзатомных связей в биметаллах. Ижевск : ИПМ УрО РАН, 2006. 152 с.

23. Григорович В. К. К электронной теории строения жидких металлов. Москва : Наука, 1964. 235 с.

24. Вайнерман А. Е., Шоршоров М. Х., Веселков В. Д., Новосадов В. С. Плазменная наплавка металлов. Москва : Машиностроение, 1969. 192 с.

25. Петрунин И. Е., Маркова И. Ю., Екатова А. С. Металловедение пайки. Москва : Металлургия, 1976. 264 с.

-
26. Лакедемонский А. В. Биметаллические отливки. Москва: Машиностроение, 1984. 180 с.
27. Парасюк П. Ф., Шурапей М. М., Дробот Н. И. Стальные отливки с биметаллическими участками. *Литейное производство*. 1980. № 8. С. 26–27.
28. Быстров А. В. Армирование отливок износостойким спеченным сплавом. *Литейное производство*. 1982. № 10. С. 27–28.
29. Костенко Г. Д., Снежко А. А., Ульшин В. И. Влияние температурных параметров на процесс растворения стали в жидком чугуна. *Литье биметаллических изделий*. Киев, 1976. С. 32–39.
30. Снежко А. А., Костенко Г. Д., Ульшин В. И. Формирование переходного слоя в биметаллических отливках сталь–чугун. *Литье биметаллических изделий*. Киев, 1976. С. 26–32.
31. Гарбуз Н. А. Металлические композиционные материалы. *Литые биметаллические детали машин* : труды Кубанского гос. ун-та. Краснодар, 1972. С. 3–8.
32. Заявка 53-25807 (Япония). Способ получения металлических составных заготовок / Кавасаки Сэйтэцу К. К. Опубл. 28.07.1988.
33. Гуляев Б. Б. Литейные процессы. М : Машиностроение, 1960. 416 с.
34. Макаревич О. П., Федоров Г. С., Платонов С. О. Виробництво виливків із спеціальних сталей. Київ : НТУУ «КПІ», 2005. 712 с.
35. Картышев А. В., Пенкин Н. С., Погодаев Л. И. Износостойкость деталей земснарядов. Ленинград : Машиностроение, 1972. 160 с.
36. Жуков А. А., Сильман Г. И., Фрольцов М. С. Износостойкие отливки из комплекснолегированных белых чугунов. Москва : Машиностроение, 1984. 104 с.
37. Лахтин Ю. М., Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка металлов. Москва : Metallurgy, 1984. 240 с.
38. Кулик А. Я., Борисов Ю. С., Мнухин А. С., Никитин М. Д. Газотермическое напыление композиционных порошков. Ленинград : Машиностроение, 1985. 199 с.

39. Мартюшев Н. В. О возможности легирования поверхности отливок нанопорошками. *Современные проблемы науки образования*. 2013. №4. С. 122–129.

40. Ямшинский М. М., Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е. Совершенствование технологии изготовления отливок с дифференцированными свойствами поверхности. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2006. №3. С. 14–19.

41. Ворошнин Л. Г., Абачараев М. М., Хусид Б. М. Кавитационностойкие диффузионные покрытия на железоуглеродистых сплавах. Минск : Наука и техника, 1986. 246 с.

42. Шуляк В. С. Литье по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург : НПО «Профессионал», 2007. 408 с.

43. Крещановский Н. С., Сидоренко М. Ф. Модифицирование стали. Москва : Металлургия, 1970. 296 с.

44. Абачараев М. М., Абачараев И. М. Поверхностное хромотитанирование в литейной форме. *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 1996. № 1. С. 100–104.

45. Гурьев М. А., Власов О. А., Гурьев А. М. Упрочнение литых деталей поверхностным легированием. *Современные металлические материалы и технологии* : труды Междунар. науч.-техн. конф. Санкт-Петербург : Изд-во СПбПУ, 2009. С. 163–166.

46. Ершов Г. С., Бычков Ю. Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. Москва: Металлургия, 1982. 360 с.

47. Войнов Б. А. Износостойкие сплавы и покрытия. Москва: Машиностроение, 1980. 119 с.

48. Ямшинський М. М., Федоров Г. Є., Платонов Є. О. Середньовуглецеві зносостійкі сталі для теплоенергетики. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2011. № 4 (25). С. 179–185.

49. Ямшинский М. М., Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е. Совершенствование технологии изготовления отливок с дифференцированными

свойствами поверхности. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2006. №3. С. 14–19.

50. Фесенко Е. В., Ямшинский М. М., Фесенко М. А. Новый способ получения двухслойных отливок с износостойкой рабочей поверхностью и вязкой ударостойкой сердцевиной. *Металлургия машиностроения*. 2016. № 1 С. 30–33.

51. Гурьев М. А., Околович Г. А. Поверхностное упрочнение стальных деталей при литье по газифицируемым моделям. *Ползуновский вестник*. 2010. №2. С. 102–106.

52. Yamshinskij M., Fedorov G, Yamshinska N. The Effect of Carbon, Titanium and Rem on Oxidation Resistance of Cr-Al Steels. *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*. 2016. Vol. 5, Issue 05. P. 4–10.

53. Kosiachkov V. O., Fesenko M. A., Fesenko E. V., Lukianenko I. V. The Time Factor in the Spheroidizing and Graphitizing Modification and Cast Iron Crystallization. *Materials Science. Non-equilibrium Phase Transformations*. 2016. № 2. P. 25–29.

54. .Roberta R. Moreira, Thiago F. Soares, J. Ribeiro. Electrochemical Investigation of Corrosion on AISI 316 Stainless Steel and AISI 1010 Carbon Steel: Study of the Behaviour of Imid-azole and Benzimidazole as Corrosion Inhibitors // *Advances in Chemical Engineering and Science*. 2014. № 4. С. 503–514.

55. Бобряков Г. И. Литейное производство автомобильной отрасли : *Литейное производство*. 1999. № 8. С 2.

56. Грохольский Н. Ф. Восстановление деталей машин и механизмов сваркой и наплавкой. Москва : Машиностроение, 1966.

57. Хасуи А., Мorigаки О. Наплавка и напыление. Москва : Машиностроение, 1985. С. 13–15, 43–45, 69–70.

58. Способ алюмотермитной сварки рельсов: пат. РФ : МКИ В23К23/00, С21D9/50. № 2163184; опубл. 16.03.2000.

59. Андреев В. В. Термитная (алюмотермитная) сварка как ресурсосберегающий процесс. *Проблемы создания ресурсосберегающих технологий*

сварочного производства для предприятий Дальнего Востока и Сибири : материалы Всесоюз. науч.-техн. конф. Комсомольск-на-Амуре, 1988. С. 167–169.

60. Лахтин Ю. М. Основы металловедения : учеб. для техникумов. Москва : Metallurgiya, 1988. 320 с.

61. Малкін Б. В., Воробйов А. А. Термітне зварювання. Москва : Видавництво комунального господарства РРФСР. 1963. 105 с.

62. Амосов А. П., Боровинская И. П., Мержанов А. Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. Москва : Машиностроение, 2007. 568 с.

63. Orru' R., Sannia M., Cincotti A., Cao G. Treatment and recycling of zinc hydro metallurgical wastes by self-propagating reactions. *Chemical Engineering Science*. 1999. Vol. 54. P. 3053–3061.

64. Карапетьянц М. Х. Химическая термодинамика. Москва : Госхимиздат, 1949. 556 с.

65. Концепция развития СВС как области научно-технического прогресса. Черноголовка : Территория, 2003. 368 с.

66. Нойман А., Рихтер Е. Сварка, пайка, склейка и резка металлов и пласт масс : Справочник. Москва : Metallurgiya, 1980. С. 24–27.

67. А.с. 1526942 СССР, МПК 4 В 23 К 23/00. Состав термитной смеси / С. И Попов, В. Б. Харитонов, В. П. Ефимов, О. З. Шарафутдинов, Ю. П. Поручиков (Урал. отд. ВНИИ ж.-д. трансп.). № 4468128/27 - 27; заявл. 01.08.88; Опубл. 07.12.89. Бюл. № 45.

68. Василевский П. Ф. Технология стального литья. Москва : Машиностроение, 1974. 408 с.

69. Chernorukov N. G. Crystal structure and thermodynamic properties of the cesium tantalum tungsten oxide. / N. G. Chernorukov, A. V. Knyazev, N. N. Smirnova, N. Yu. Kuznetsova, A. V. Markin: *Thermochemica Acta*. 2008. Vol. 470. P. 47-51.

70. Odawara O. Metal-ceramic composite pipes produced by a centrifugalthermit process. *Combustion and plasma synthesis of high-temperature materials*. 1990. P. 179–185.

71. Beckert M., Neumann A. Grundlagen der Schwei ßtechnik. Schwei ßverfahren. Berlin : VEB Verlag Technik, 1974. 224 p.

72. Левашов Е. А., Рогачев А. С., Юхвид В. И., Боровинская И. П. Физико-химические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Москва : ЗАО «Бином», 1999. 175 с.

73. Кузьменко Г. В., Галинич В. И., Тагановский В. М. Новая технология электродуговой сварки ванным способом рельсов в условиях трамвайных и подкрановых путей. *Автоматическая сварка*. 2012. №5. С. 40–45.

74. Хренов К. К. Сварка, резка и пайка металлов. Москва : Машиностроение, 1970. 408 с.

75. Буданов Е. Н. Выход из технологического тупика. *Литейное производство*. 1999. № 11. 7 с.

76. Малкин Б. В., Воробьев А. А. Термитная сварка. Москва : Машгиз. 1963. 83 с.

77. Новохацкий В. А., Жуков А. А., Макарычев Ю. И. Малоотходная технология производства стальных отливок с экзотермическими прибылями. Москва : Машиностроение, 1986. 64 с.

78. Паршин С. Г. Влияние активирующих флюсов на формирование сварных швов при ручной аргонодуговой сварке. *Сварочное производство*. 2000. № 10. С. 23–27.

79. Wang J., Xing J., Cao L., Su W., Gao Y. Dry sliding wear behavior of FeAl alloys prepared by mechanical alloying and plasma activated sintering. *Wear* 268 (2009). *Elsevier*. 2009. P. 473–480.

80. Аллюминотермия / Лякишев Н. П. и др. Москва : Металлургия, 1978. 424 с.

81. Feasibility of thermite sparking with impact of rusted steel onto aluminum coated steel. Final Report. *Colorado School of Mines*: Colorado, 2002. 65 p.

82. Thermite welding // Weld Procedures.com. 2004. Web site. URL: <http://www.weldprocedures.com/thermite.html> (дата обращения 05.12.2010).

83. Gowtam D. S., Rao A. G., Mohape M., Khatkar V., Deshmukh V. P., Shah A. K. Synthesis and characterization of in-situ reinforced Fe-TiC steel FGMs / *Int. J. SHS*. 2008. Vol. 17, No. 4. P. 227–232.

84. Булах А. Г. Методы термодинамики в минералогии. Ленинград : НЕДРА 1974. 184 с.

85. Todorovic M., Tranj M., Maksimovic Z. Influence of titanium carbide on properties of aluminometric mixture / *Advanced materials and processes*. Trans Tech Publications, Switzerland, 1998. P. 343-348.

86. Влияние солевых добавок на скорость металлотермических процессов. /Дубровин А. С.. и др. Изв. АН СССР. Металлы, 1968. №5. с. 79-88.

87. Ротельберг И. Л., Бейлин В. М. Сплавы для термопар. Москва : Металлургия, 1983. 360 с.

88. Alternative technology to manufacture bimetallic products by using self-propagating high temperature synthesis / Skidin I. E. and oth. *JOURNAL OF ENGINEERING SCIENCES*. 2020. Vol. 4, Issue 2. P. 7–10.

89. Вейнберга Ф. Приборы и методы физического металловедения. Выпуск 1 : Пер. с англ. М. : Мир, 1973. С. 203–243.

90. Stauffer W A. Verschlei durch sandhaltungs wasser in hydraulischen Anlagen. *Schweizer Archiv, Angewandte Wissenschaft und Technic*. 1958. Bd. 24. № 78. S. 218–230, 248–263.

91. Gowtam D. S., Ziyauddin M., Mohape M., Sontakke S. S., Deshmukh V. P., Shah A. K. In situ TiC-reinforced austenitic steel composite by self-propagating high temperature synthesis. *International Journal of Self-Propagating HighTemperature Synthesis*. 2007. Vol. 16, № 2. P. 70–78.

92. Алехин О. С, Королев Д. В., Суворов А. К., Суворов К. А. Расчет адиабатической температуры горения энтальпийным методом : методические указания. Санкт-Петербург : СПбГТИ (ТУ), 2001. 18 с.

93. Joseph W. Richards. Metallurgical calculations. *McGraw-Hill book company, Inc. New York*. 1918. 675 p.

94 Термодинамические свойства неорганических веществ / Верятин У. Д. и др. Москва : Атомиздат, 1965. 466 с.

95. Скидин И. Э., Глазовая М. А. Перспективы применения технологий самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) при изготовлении биметаллических оливок. *Вісник Криворізького національного університету*. 2013. № 35. С. 178–181.

96. Панфилов А. М., Семенова Н. С. Расчет термодинамических свойств при высоких температурах : учеб. электронное текстовое изд. Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2009. 32 с.

97. Рубинштейн Е. А., Конев А. Ф., Лаппо С. И., Кнышев Э. А. Внепечной металлотермический переплав. *Металлотермия* : сб. трудов Ключевского завода ферросплавов. Вып. 1. Москва : Metallurgia, 1965. С. 89–94.

98. Скідін І. Е., Жбанова О. М., Світгарєєв Л. Н. Дослідження впливу металевого наповнювача термітної шихти на якісні показники сплаву, наплавленого методом СВС. *Вісник Житомирського державного технологічного університету*. 2017. № 2 (80). С. 13–17.

99. Аналіз структурно-хімічного стану формування шару термітного сплаву на сталевій підкладці самопоширюваним високотемпературним синтезом / І. Е. Скідін та ін. *Метал та лиття України*. 2020. №4 (28). С. 69–75.

100. Про розрахунки процесу формування шару термітного сплаву на сталевій підкладці за СВС-процесом / І. Е. Скідін та ін. *Металургія* : зб. наук. праць. 2020. Вип. 1. С. 55–62.

101. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. Ч. 1 Термодинамические и кинетические закономерности / Пер. с нем. : Г. Н. Еланского. Москва : Metallurgia, 1973. 312 с.

102. Мчедлишвили В. А. Термодинамика и кинетика раскисления стали. Москва : Metallurgia, 1978. 288 с.

103. Явойский В. И. Теория процессов производства стали. Москва : Metallurgiya, 1967. 792 с.

104. Bogdandy, L. von: Arch. Eisenhüttenwesen 32 (1961) S. 275-96.

105. Исследование биметаллических образцов, сплавленных высокотемпературным синтезом / Скидин И. Э. и др. *Процессы литья*. 2018. №1 (127). С. 62–67.

106. Дослідження чавунного високохромового наплавлення, отриманого методом СВС / Саїтгарєєв Л. Н., Скідін І. Е., Калинин В. Т., Бялік Г. А. *Качество минерального сырья*. 2018. Т 2. С. 214–221.

- розробити регламент щодо відновлення поверхонь на різних виливках методом лиття на поверхню замість наплавлення електродами типу "Сормайт".
Відремонтовані три виливки «Передній захистний диск» відповідали вимогам замовника, й ГОСТ 7769 – 82.

Директор ПП «КОЛБИ»

О.Ю.Кваша

Старший викладач кафедри
МЧМЛВ «Криворізький
національний університет»

І.Е. Скідін



ООО «Гормашремонт»
50025, г. Кривой Рог, ул. Прорезная, 87/11
р/с UA48305750000026007053508954
МФО 305750, ЄДРПОУ 36876152,
ИНН 368761504826, св-во НДС 200128104
+38(067)569 65 90 – директор
+38(098)567 15 53 – бухгалтер
+38(097)188 27 81 – менеджер



ТОВ «Гормашремонт»
50025, м. Кривий Ріг, вул. Прорізна, 87/11
р/р UA48305750000026007053508954
МФО 305750, ЄДРПОУ 36876152,
ІПН 368761504826, св-во ПДВ 200128104
+38(067)569 65 90 – директор
+38(098)567 15 53 – бухгалтер
+38(097)188 27 81 – менеджер

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор
ТОВ «Гормашремонт»



А. Г. Каюн

2020р.

АКТ

про використання результатів досліджень дисертаційної роботи Скідіна І.Е.
«Технологічні основи поверхневого легування виливок шляхом одержання
функціональних шарів із термітних розплавів»

Ми, що нижче підписалися: Д.А. Каюн – заступник директора компанії ТОВ «Гормашремонт» та І.Е. Скідін - старший викладач кафедри МЧМЛВ Криворізького національного університету, склали даний акт про використання результатів дисертаційного дослідження І.Е. Скідіна у промислових умовах виробництва.

Пропонована технологія поверхневого легування виливків шляхом одержання лиття функціональних шарів із термітних розплавів, яка випробувана при виготовленні виливка «Бронедиск» (креслення П199-183-03), дозволила:

- отримати позапічним методом розплав, хімічний склад його близький до чавуну ЧХ22;
- отримати якісну зону з'єднання поверхні із нелегованої сталі з легованим функціональним шаром із термітного чавуну;
- отримати поверхневий шар із структурою, в якій усередині значної частини карбідів спостерігаються темні включення корунду, які слугують центрами кристалізації;
- знизити витрати енергоносіїв при отриманні розплаву;
- знизити витрати вогнетривів на плавильній дільниці;
- розробити регламент щодо виправлення крупних дефектів на різних виливках методом лиття на поверхню замість наплавлення електродами типу "Сормайт".

Виготовлені три виливки «Бронедиск» відповідали вимогам замовника, а також ГОСТ 26645-85 й ГОСТ 7769.– 82.

Заст. директора ТОВ «Гормашремонт»

Д.А. Каюн

Старший викладач кафедри
МЧМЛВ «Криворізький національний університет»

І.Е. Скідін



МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
КРИВОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

вул. Віталія Матусевича, 11, м. Кривий Ріг, Дніпропетровська обл., 50027, тел. (056) 409-06-06, факс (056) 409-78-55
E-mail: knu@knu.edu.ua Код ЄДРПОУ 37664469

від 22.10.2020 № 01/10 - 03/2020

На № _____ від _____

ДОВІДКА

про впровадження результатів кандидатського дисертаційного дослідження Скідіна Ігоря Едуардовича з теми «Технологічні основи поверхневого легування вилівок шляхом одержання функціональних шарів із термітних розплавів» (05.15.04 – ливарне виробництво) у освітній процес Криворізького національного університету

Упродовж 2018-2020 навчальних років у Криворізькому національному університеті Скідіним Ігорем Едуардовичем здійснювалося впровадження результатів дисертаційного дослідження на тему «Технологічні основи поверхневого легування вилівок шляхом одержання функціональних шарів із термітних розплавів».

Основні положення наукової праці знайшли відображення у процесі підготовки бакалаврів та магістрів зі спеціальності 136 Металургія при оновленні змісту таких освітніх компонент: «Спеціальні види литва» та «Сталеве литво», а саме:

- технологія позапічного одержання легованих сплавів;
- технологія процесу поверхневого легування термітними розплавами;
- умови якісного структуроутворення термітних розплавів;
- термодинамічний аналіз процесів;
- розрахунок оптимального складу термітної шихти.

Результати дослідження мають теоретичну і практичну цінність та можуть бути використані у закладах освіти, які здійснюють підготовку фахівців з металургії та ливарного виробництва.

Загалом результати дисертаційного дослідження І.Е. Скідіна мають наукову новизну та практичне значення, що сприяло позитивній оцінці розробок здобувача наукового ступеня з боку викладачів кафедри металургії чорних металів і ливарного виробництва Криворізького національного університету. Результати впровадження розглянуто та затверджено на засіданні кафедри металургії чорних металів і ливарного виробництва (протокол №1 від 28.08.2020 р.).

Проректор з наукової роботи

В.С. Моркун

Завідувач кафедри металургії
чорних металів і ливарного
виробництва

Г.В. Губін

120000