

**НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ**

**НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ**

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

НЕБОЖАК ІВАН АНАТОЛІЙОВИЧ

УДК 621.74.045.072.2:669.13:669.715

ДИСЕРТАЦІЯ

**ІНОКУЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ
ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ**

Спеціальність: 05.16.04 – Ливарне виробництво

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.А. Небожак**

Науковий керівник: доктор технічних наук, професор **Шинський Олег Йосипович**

Київ-2024

АНОТАЦІЯ

Небожак І.А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю: 05.16.04 «Ливарне виробництво». – Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, м. Київ, 2024 р.

Дисертаційна робота присвячена інокулюванню матричного розплаву у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом. Щоб отримати зразки сірого чавуну марок СЧ200, СЧ250 та СЧ300, високоміцного чавуну марки ВЧ500-7, жаростійкого Cr-чавуну марки ЧХ1, моделі, що газифікуються, були наповнені конопатковим стабілізованим Si-порошком марки ПМС-К, дисперсними феросиліцієм марки ФС75, комплексним сфероїдизуючим модифікатором марки ФСМг7 та ферохромом марки ФХ650А, відповідно. При одержанні зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ мікролегування розплаву зносостійкої Cr-сталі марки 70ХЛ здійснювали за допомогою дисперсних ферованадію й феротитану марок ФВд40У0,75 й ФТи70С1, відповідно, у той час коли нульмірні литі композиційні матеріали систем $Al-FeCr$ та $Cu-FeCr$ були отримані завдяки армуванню ливарних Al-сплавів марок АК12М2МгН, АК12 та ливарної Si-латуні марки ЛЦ16К4, відповідно, дисперсним інтерметалідом $FeCr$ (σ -фазою). Щоб одержати литу армовану конструкцію системи СЧ300-См3-ЧХ3 дисперсно-наповнену газмодель двошарового виливка армували листовою сталлю марки Ст3.

Здобувачем проведено літературний огляд за темою дисертації та зроблено глибокий аналіз наукових трактатів вітчизняних і зарубіжних дослідників. Це дозволило йому визначитися з основними напрямками досліджень.

Дослідження хімічного складу, структури та властивостей литих зразків проводили за оригінальною методикою, запропонованою дисертантом особисто. Випробування досліджуваного матеріалу на зношування в умовах сухого тертя проводили за методикою, що передбачає застосування лабораторної установки моделі «М22М». Методика визначення характеру зв'язку між компонентами нульмірного

литого композиційного матеріалу системи $Al-FeCr$ також належить здобувачу.

Критеріями оцінки ефективності інокулювання ливарних сплавів були показники засвоєння дисперсного інокулятора матричним розплавом, структура й властивості піддослідних матеріалів. Судити про ефективність металургійної обробки рідкого металу дисперсним інокулятором можна також за службовими та експлуатаційними характеристиками досліджуваних виливків.

Результати проведених досліджень довели, що концентрація Si в сірому чавуні марки СЧ300 й коефіцієнт його засвоєння матричним розплавом, а також параметри мікроструктури піддослідного матеріалу і твердість литих зразків змінюються у їх контрольній площині. Графічна інтерпретація й математична обробка експериментальних даних дозволили з'ясувати, що мікроструктура сірого чавуну марки СЧ300, яка залежить від геометрії литих зразків, місця підведення матричного розплаву до «порожнини» ливарної форми та коефіцієнта засвоєння Si рідким металом, у свою чергу, істотно впливає на твердість чавунних виливків. Регресійний аналіз результатів повнофакторного експерименту показав, що підвищення вмісту феросиліцію марки ФС75 у «тілі» дисперсно-наповненої газмоделі, збільшення густини модельного матеріалу, приріст швидкості формозаповнення й температури заливання сприяють зростанню показників засвоєння Si матричним розплавом, збільшенню кількостей перліту, фериту, пластинчастого графіту та довжини його включень, а також призводять до того, що кількість структурно вільного Fe_3C , а відтак і твердість литих зразків, суттєво знижуються. Також вдалося з'ясувати, що за цією ж технологією можливе інокулювання матричного розплаву Si -порошком марки ПМС-К, ферохромом марки ФХ650А, ферованадієм та феротитаном марок ФВд40У0,75 та ФТи70С1, відповідно. Результати металографічного аналізу сірих чавунів марок СЧ250 й СЧ200, високоміцного чавуну марки ВЧ500-7, жаростійкого Cr -чавуну марки ЧХ1, зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ до та після термічної обробки, а також їх механічних випробувань й випробувань на зносостійкість показали, що досліджувані матеріали мають оптимальну мікроструктуру та високі механічні й триботехнічні характеристики, відповідно.

У ФТІМС НАН України було одержано також зразок двомірного литого ком-

позиційного матеріалу системи *СЧ300-Ст3-ЧХЗ* та досліджено його структуру й механічні властивості. Після розрізання композитного виливка на темплеті візуально встановлено, що діафрагма із поцинкованої бляхи завтовшки 1 мм хоч і трохи скоробилась, проте цілком збереглась. Результати металографічного аналізу та механічних випробувань показали, що литий зразок має оптимальну мікроструктуру й номінальну твердість своїх функціональних шарів. Наявність обабіч діафрагми із листової сталі марки Ст3, покритої шаром *Zn* товщиною 6...10 мкм, розмитих меж розділу суміжних фаз та перехідних зон між дотичними функціональними шарами товщиною 0,15...0,18 мм говорить про те, що у системі *СЧ300-Ст3-ЧХЗ* існує дифузійний зв'язок, а графічна інтерпретація результатів проведених досліджень дозволила з'ясувати, що твердість функціональних шарів литої армованої конструкції системи *СЧ300-Ст3-ЧХЗ* залежить від висоти композитного виливка.

Експериментально доведено, що композиційне зміцнення ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, на перший погляд, є малоефективним, оскільки за температури її заливання до «порожнини» ливарної форми σ -фаза дисоціює на *Fe* та *Cr*, які негативно впливають на структуру сплавів на основі *Cu*. Проте, як у подальшому з'ясувалося, армування латунних виливків все ж таки поліпшує їх механічні й триботехнічні властивості. Результати механічних випробувань литих зразків показали, що твердість нульмірного литого композиційного матеріалу системи *Cu-FeCr*, яка була визначена за шкалою Брінелля, на 18,3 % перевищує аналогічну характеристику ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4. Випробування композитного і контрольного виливків на зношування в умовах сухого тертя дозволило з'ясувати, що триботехнічні характеристики нульмірного литого композиційного матеріалу системи *Cu-FeCr* є значно кращими, чим у ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, а саме на, %: зношування матеріалу зразка – 62,0; спрацювання низьколегованої *Cr*-сталі марки 40Х – 183,9; швидкість зносу матеріалу зразка – 62,0; коефіцієнт тертя ковзання пари – 33,3. Результати металографічного аналізу ливарного *Al*-сплаву марки АК12М2МгН після армування показали, що в його структурі мають місце обособлені включення σ -фази. Вимірювання мікротвердості структурних складових нульмірного литого композиційного матеріалу системи *Al-FeCr*, отриманого на основі поршневого *Al*-сплаву ма-

рки АК12М2МгН, та їх порівняння між собою дозволило дійти висновку, що інтерметалідна армуюча фаза, на відміну від ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, існує в структурі композитного виливка як самостійна фаза, яка не втратила своїх фізико-хімічних властивостей. Результати рентгеноспектрального мікроаналізу нульмірного литого композиційного матеріалу системи *Al-FeCr* та ливарного *Al*-сплаву марки АК12М2МгН до армування показали, що σ -фаза й металічна матриця композитного виливка в хімічну взаємодію між собою не вступають, а зв'язок між ними носить, очевидно, адгезійний характер.

Приймаючи до уваги усе те, що було сказано вище, поставили також серію експериментів, які мали на меті композиційне зміцнення силуміну евтектичного складу марки АК12. Для досягнення поставленої мети було досліджено мікроструктуру литих зразків, визначено їх механічні й триботехнічні властивості. Результати металографічного аналізу нульмірного литого композиційного матеріалу системи *Al-FeCr*, одержаного на основі силуміну евтектичного складу марки АК12, показали, що топографія евтектичних та інших виділень і включень є однаковою по висоті литого зразка. Разом із тим, середня дисперсність й питома кількість часток інтерметалідної армуючої фази залежать від висоти композитного виливка. Аналіз результатів проведених досліджень показав, що між середньою дисперсністю та питомою кількістю включень σ -фази існує яскраво виражена функціональна залежність. Зокрема, вдалося з'ясувати, що по мірі зростання середньої дисперсності часток інтерметаліду *FeCr*, розподілених по висоті композитного виливка, їх питома кількість, у результаті, збільшується. Експериментально доведено, що мікротвердість як інтерметалідної армуючої фази, так і металічної матриці нульмірного литого композиційного матеріалу системи *Al-FeCr*, а також основи ливарного *Al*-сплаву марки АК12 змінюються по висоті досліджуваного виливка. Як і в попередньому випадку, результати рентгеноспектрального мікроаналізу нульмірного литого композиційного матеріалу системи *Al-FeCr* та ливарного *Al*-сплаву марки АК12 до армування показали, що σ -фаза й металічна матриця композитного виливка в хімічну взаємодію між собою не вступають, а зв'язок між ними також носить адгезійний характер. Серія експериментів, поставлених в процесі виконання даної роботи, дозволила з'ясувати, що меха-

нічні й триботехнічні характеристики композитного та контрольного виливків залежать не лише від їх висоти, але й від параметрів мікроструктури нульмірного литого композиційного матеріалу системи $Al-FeCr$ та ливарного Al -сплаву марки АК12.

Механізм процесу інокулювання $Fe-C$ -сплавів, у першу чергу, криється у теплофізичній та фізико-хімічній взаємодії матеріалу дисперсно-наповненої газмоделі з матричним розплавом. Внаслідок такої взаємодії тверді частки дисперсного інокулятора попадають безпосередньо із дисперсно-наповненої моделі, що газифікується, до розплаву сталі або чавуну. Крім того, фізико-хімічну взаємодію, яка відбувається у системі $Fe-C$ -розплав – Газмодель – Дисперсний інокулятор – Ливарна форма, можна пояснити за допомогою фізичної моделі ЛГМ-процесу з поправкою на дисперсно-наповнену газмодель, яку було створено у ФТІМС НАН України. Як і в попередньому випадку, механізм композиційного зміцнення й армування ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 та ливарних Al -сплавів марок АК12М2МгН й АК12, а також формування їх механічних і триботехнічних характеристик обґрунтовано з позиції прикладних й фундаментальних дисциплін.

Щоб розрахувати економічний ефект процесу інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується, було проведено паралель між ЛГМ-процесом та іншими способами лиття. Потім порівняли техніко-економічні показники процесів модифікування й легування розплавів чавуну у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом та армування Al -матричного розплаву за допомогою дисперсно-наповненої газмоделі з аналогічними процесами, які здійснюються за іншими технологіями. Основним техніко-економічним показником, у даному випадку, була собівартість придатного литва (сірого чавуну марки СЧ300, жаростійкого Cr -чавуну марки ЧХ1, високоміцного чавуну з кулястим графітом марки ВЧ500-7, нульмірного литого композиційного матеріалу системи $Al-FeCr$, двомірного литого композиційного матеріалу системи $СЧ300-Ст3-ЧХ3$, тощо). Цифри, які наведені в дисертаційній роботі, були отримані завдяки тому, що зразки сірого чавуну марки СЧ300, високоміцного чавуну марки ВЧ500-7, жаростійкого Cr -чавуну марки ЧХ1, а також жаро-, зносостійкого Cr -чавуну марки ЧХ3 відлили з використанням пиловидних відходів феросплавів марок, відповідно, ФС75, ФСМг7 й

ФХ650А. Собівартість додаткового легування сірого чавуну марки СЧ200 *Сu*-порошком марки ПМС-К була розрахована з поправкою на те, що вартість такого порошку на 20 % більша вартості кускової *Сu*.

Ключові слова: армування; інокулювання; дисперсно-наповнена модель, що газифікується; композиційне зміцнення; ЛГМ-процес; легування; ливарний сплав; матричний розплав; мікролегування; модифікування; «порожнина» ливарної форми.

ABSTRACT

Nebozhak I.A. Inoculation of cast alloys using a dispersed-filled, gasifying model. – Qualifying scientific work on manuscript rights.

Dissertation for the degree of candidate of technical sciences in specialty: 05.16.04 «Foundry production». – Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2024.

The dissertation is devoted to the inoculation of the matrix melt in the «volume» of the casting mold according to the LFC-process. In order to obtain samples of gray cast iron of the СЧ200, СЧ250 and СЧ300 types, high-strength cast iron of the ВЧ500-7 type, heat-resistant *Cr*-cast iron of the ЧХ1 type, gasifying models were filled with caulk stabilized *Сu*-powder of the ПМС-К type, dispersed ferrosilicon of the ФС75 type, complex spheroidizing modifier of the ФСМг7 type and ferrochrome of the ФХ650А type, respectively. In the production of wear-resistant complex alloy steel of the 75ХФТЛ type, microalloying of the melt of the wear-resistant *Cr*-steel of the 70ХЛ type was carried out with the application of dispersed ferrovanadium and ferrotitanium of the ФВд40У0,75 and ФТн70С1 types, respectively, while the zero-dimensional cast composite materials of the systems *Al-FeCr* and *Cu-FeCr* were obtained due to the reinforcement of cast *Al*-alloys of АК12М2МгН, АК12 and cast brass of ЛЦ16К4, respectively, with dispersed intermetallic *FeCr* (σ -phase). In order to obtain a cast reinforced structure of the system *СЧ300-Сm3-ЧХ3*, the dispersion-filled gasmodel of a two-layer casting was reinforced with sheet steel of the СТ3 grade.

The applicant conducted a literature review on the topic of this dissertation and made an in-depth analysis of scientific treatises by Ukrainian and foreign researchers. This

allowed him to decide on the main directions of research.

The study of the chemical composition, structure and properties of the cast samples was carried out according to the original methodology proposed by the doctoral candidate personally. Testing of the studied material for wear under dry friction conditions was carried out according to the methodology, which involves the use of a laboratory unit of the «M22M» model. The method of determining the nature of the connection between the components of the zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr* also belongs to the acquirer.

The criteria for evaluating the effectiveness of the inoculation of foundry alloys were the absorption indicators of the dispersed inoculator by the matrix melt, the structure and properties of the test materials. The efficiency of metallurgical processing of liquid metal with a dispersed inoculator can also be judged by the service and operational characteristics of the studied castings.

The results of the research proved that the concentration of *Si* in gray cast iron of the CЧ300 type and its absorption coefficient by the matrix melt, as well as the parameters of the microstructure of the test material and the hardness of the cast samples change in their control plane. Graphical interpretation and mathematical processing of experimental data made it possible to find out that the microstructure of gray cast iron of the CЧ300 type, which depends on the geometry of the cast samples, the place of introduction of the matrix melt into the «volume» of the casting mold, and the absorption coefficient of *Si* by the liquid metal, in turn, significantly affects hardness of iron castings. The regression analysis of the results of the full-factor experiment showed that an increase in the content of ФС75 ferrosilicon in the «body» of the dispersion-filled gas model, an increase in the density of the model material, an increase in the speed of mold filling and pouring temperature contribute to an increase in *Si* absorption by the matrix melt, an increase in the amount of pearlite, ferrite, lamellar graphite and the length of its inclusions, and also lead to the fact that the amount of structurally free Fe_3C , and therefore the hardness of the cast samples, is significantly reduced. It was also found out that using the same technology, it is possible to inoculate the matrix melt with ПМС-К *Cu*-powder, ФХ650А ferrochrome, ФВД40У0,75 and ФТн70С1 ferrovandium and ferrotitanium, respectively. The results of

the metallographic analysis of gray cast iron grades CЧ250 and CЧ200, high-strength cast iron BЧ500-7 type, heat-resistant Cr-cast iron ЧX1 type, wear-resistant complex alloy steel 75XФТЛ type before and after heat treatment, as well as their mechanical and wear resistance tests showed that the studied materials have optimal microstructure and high mechanical and tribotechnical characteristics, respectively.

A sample of a two-dimensional cast composite material of the system CЧ300-Cm3-ЧX3 was also obtained at the PTIMA of the NAS of Ukraine and its structure and mechanical properties were investigated. After cutting the composite casting into templates, it was visually established that the diaphragm made of a 1 mm thick galvanized sheet shrank a little, but was completely preserved. The results of metallographic analysis and mechanical tests showed that the cast sample has an optimal microstructure and nominal hardness of its functional layers. The presence of both sides of the diaphragm made of sheet steel of the Ст3 type, covered with a layer of Zn with a thickness of 6...10 μm , blurred boundaries between adjacent phases and transition zones between functional layers with a thickness of 0,15...0,18 mm indicates that in the system CЧ300-Cm3-ЧX3 there is a diffusion connection, and the graphical interpretation of the results of the conducted research made it possible to find out that the hardness of the functional layers of the cast reinforced structure of the system CЧ300-Cm3-ЧX3 depends on the height of the composite casting.

It has been experimentally proven that, at first glance, composite strengthening of cast brass of the ЛЦ16К4 type is ineffective, because at the temperature of its pouring into the «volume» of the casting mold, the σ -phase dissociates into Fe and Cr, which negatively affect the structure of alloys based on Cu. However, as it turned out later, the reinforcement of brass castings improves their mechanical and tribotechnical properties. The results of mechanical tests of cast samples showed that the hardness of the zero-dimensional cast composite material of the system Cu-FeCr, which was determined according to the Brinell scale, is 18,3 % higher than the similar characteristic of cast brass of the ЛЦ16К4 type. The testing of composite and control castings for wear under dry friction conditions made it possible to find out that the tribotechnical characteristics of the zero-dimensional cast composite material of the system Cu-FeCr are significantly better than those of cast brass of the ЛЦ16К4 type, namely by %: wear of the sample material – 62,0;

activation of low-alloyed *Cr*-steel 40X – 183,9 type; the wear rate of the sample material is 62,0; the friction coefficient of steam sliding is 33,3. The results of the metallographic analysis of the AK12M2MgH cast *Al*-alloy after reinforcement showed that its structure contains isolated σ -phase inclusions. Measurement of the microhardness of the structural components of the zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr*, obtained on basis of the AK12M2MgH piston alloy, and their comparison with each other allowed us to conclude that the intermetallic reinforcing phase, in contrast to the ЛЦ16К4 cast brass, exists in the structure of the composite casting as an independent phase that has not lost its physical and chemical properties. The results of the X-ray spectral microanalysis of the zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr* and the cast *Al*-alloy of the AK12M2MgH type before reinforcement showed that the σ -phase and the metal matrix of the composite casting do not enter into chemical interaction with each other, but the connection between them is obvious, adhesive nature.

Taking into account all that was said above, a series of experiments was also performed, which were aimed at the compositional strengthening of silumin of the eutectic composition of the AK12 type. To achieve the goal, the microstructure of the cast samples was investigated, and their mechanical and tribotechnical properties were determined. The results of the metallographic analysis of the zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr*, obtained on the basis of silumin of eutectic composition of the AK12 type, showed that the topography of eutectic and other allocations and inclusions is the same in the height of the cast sample. However, the average dispersion and the specific number of particles of the intermetallic reinforcing phase depend on the height of the composite casting. The analysis of the research results showed that there is a pronounced functional dependence between the average dispersion and the specific number of σ -phase inclusions. In particular, it was found that as the average dispersion of *FeCr* intermetalide particles, distributed along the height of the composite casting, increases, their specific quantity increases. It has been experimentally proven that the microhardness of both the intermetallic reinforcing phase and the metal matrix of the zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr*, as well as the base of the cast *Al*-alloy of the AK12 type, vary with the height of the studied casting. As in the previous case, the results of the

X-ray spectral microanalysis of the zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr* and cast *Al*-alloy of the AK12 type before reinforcement showed that the σ -phase and the metal matrix of the composite casting do not chemically interact with each other, but rather the bond between them is also adhesive in nature. A series of experiments carried out in the course of this work made it possible to find out that the mechanical and tribotechnical characteristics of composite and control castings depend not only on their height, but also on the parameters of the microstructure of the zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr* and cast *Al*-alloy AK12 type.

The mechanism of the process of inoculation of *Fe-C*-alloys, first of all, lies in the thermophysical and physico-chemical interaction of the material of the dispersed-filled gasmodel with the matrix melt. As a result of this interaction, the solid particles of the dispersed inoculator fall directly from the dispersed-filled, gasifying model to the molten steel or cast iron. In addition, the physico-chemical interaction that occurs in the system *Fe-C-melt – Gasmodel – Disperse inoculator – Foundry mold* can be explained using the physical model of the LFC-process with an amendment to the dispersed-filled gas model that was created at PTIMA of the NAS of Ukraine. As in the previous case, the mechanism of composite strengthening and reinforcement of cast brass of the ЛЦ16К4 type and cast *Al*-alloys of the AK12M2MгH and AK12 types, as well as the formation of their mechanical and tribotechnical characteristics, is substantiated from the standpoint of applied and fundamental disciplines.

In order to calculate the economic effect of the process of inoculation of cast alloys using a dispersion-filled, gasifying model, a parallel was drawn between the LFC-process and other methods of casting. Then we compared the technical and economic indicators of the processes of modification and alloying of cast iron melts in the «volume» of the casting mold according to the LFC-process and the reinforcement of the *Al*-matrix melt using a dispersed-filled gas model with similar processes carried out using other technologies. The main technical and economic indicator, in this case, was the cost of a suitable casting (gray cast iron of the Ч300 type, heat-resistant *Cr*-cast iron of the ЧХ1 type, high-strength cast iron with spheroidal graphite of the БЧ500-7 type, zero-dimensional cast composite material of the system *Al-FeCr*, two-dimensional cast composite material of the

system *CЧ300-Cm3-ЧХ3*, etc.). The figures given in the dissertation were obtained due to the fact that samples of gray cast iron of the *CЧ300* type, high-strength cast iron of the *BЧ500-7* type, heat-resistant *Cr*-cast iron of the *ЧХ1* type, as well as heat- and wear-resistant *Cr*-cast iron of the *ЧХ3* type were cast using dust-like waste of ferroalloys of the *ФС75*, *ФСМг7* and *ФХ650А* types, respectively. The cost of additional alloying of gray cast iron of the *CЧ200* type with *Cu*-powder of the *ПМС-К* type was calculated with the correction that the cost of such powder is 20 % higher than the cost of lump copper.

Keywords: reinforcement; inoculation; dispersed-filled, gasifying model; composite strengthening; LFC-process; alloying; foundry alloy; matrix melt; microalloying; modification; «volume» of the casting mold.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

а) В яких опубліковані основні наукові результати дисертаційної роботи

1. Гаврилюк В.П., Шинский О.И., Ткачук И.В., **Небожак И.А.** Исследование возможности получения монолитных износостойких композиционных отливок и двухслойных отливок с износостойким композиционным слоем по ЛГМ-процессу. *Процессы литья*. 2000. № 3. С. 86–91.

2. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В., Ткачук І.В., Шинський О.Й. Особливості структуроутворення СЧ30, модифікованого ФС75 у «порожнині» ливарної форми за ГАМОЛИВ-процесом. *Металознавство та обробка металів*. 2001. № 4. С. 43–49.

3. **Небожак И.А.**, Шинский О.И., Гаврилюк В.П., Панасенко Д.Д. Механические свойства изотропных литых композиционных материалов системы [Al – FeCr], полученных методом литья по газифицируемым моделям. *Процессы литья*. 2004. № 2. С. 83–87.

4. **Небожак І.А.**, Новицький В.Г., Шинський О.Й., Гаврилюк В.П. Триботехнічні властивості сплаву АК12, армованого дисперсним інтерметалідом FeCr. *Металознавство та обробка металів*. 2004. № 2. С. 62–70.

5. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В., Шинський О.Й., Онищук О.О. Використання дисперсно-наповнених моделей, що газифікуються, для отримання чавунних виливків. *Металознавство та обробка металів*. 2005. № 4. С. 19–22.

6. **Небожак И.А.**, Суменкова В.В., Шинский О.И. Исследование эффективности внутриформенного модифицирования отливок из серого чугуна ферросилицием при литье по газифицируемым дисперсно-наполненным моделям. *Процессы литья*. 2008. № 5. С. 50–56.

7. **Небожак И.А.**, Пилипенко Т.К., Суменкова В.В., Шинский О.И. Микроструктура модифицированных ферросилицием чугунных отливок, полученных с помощью газифицируемых дисперсно-наполненных моделей. *Процессы литья*. 2009. № 3. С. 17–23.

8. **Небожак И.А.**, Суменкова В.В., Шинский О.И., Бабюк В.Д., Жидков Е.А. Эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна с помощью дисперснонаполненной газифицируемой модели. *Литьё и металлургия*. 2015. № 4. С. 56–66 (ISSN 1683-6065, режим доступа: <https://lim.bntu.by/jour/article/view/709>, Республіка Білорусь).

9. **Небожак И.А.**, Суменкова В.В., Шинский О.И. Влияние технологических параметров ЛГМ-процесса на эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна в «полости» литейной формы. *Металл и литьё Украины*. 2016. № 5 (276). С. 9–17; режим доступа: <http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/162954/02-Nebozhak.pdf?sequence=1> (**Категорія «В»**).

10. **Небожак І.А.**, Калюжний П.Б., Суменкова В.В., Шинський О.Й. Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на мікроструктуру сірого чавуну, модифікованого дисперсним феросиліциєм у «порожнині» ливарної форми. *Процеси литья*. 2020. № 2 (140). С. 53–64; режим доступа: <https://doi.org/10.15407/plit2020.02.053>.

11. **Небожак І.А.**, Дерев'янюк О.В. Структура литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], отриманого з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується. *Метал та литья України*. 2021. Т. 29, № 1 (324). С. 70–80; режим доступа: <https://doi.org/10.15407/scin15.04.005> (**Категорія «Б», DOAJ**).

12. **Небожак І.А.**, Небожак Я.І., Пересенчук В.В., Шинський О.Й. Дослідно-експериментальна партія виливків, отриманих за допомогою дисперсно-наповнених моделей, що газифікуються. *Метал та литья України*. 2021. Т. 29, № 4 (327). С. 78–84; режим доступа: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.04.078> (**Категорія «Б», DOAJ**).

13. **Небожак І.А.**, Дерев'янку О.В., Верховлюк А.М., Каніболоцький Д.С. Характер зв'язку армуючої фази з матрицею в литому композиційному матеріалі системи [Al – FeCr] та механізм процесу армування ливарних Al-сплавів за ЛГМ-процесом. *Метал та лиття України*. 2022. Т. 30, № 4 (331). С. 36–47; режим доступу: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.04.036> (**Категорія «Б», DOAJ**).

14. **Nebozhak I.A.**, Derev'yanko O.V., Verkhovliuk A.M., Kanibolotsky D.S., Novytskyi V.H. Influence Of Microstructure Parameters Of [Al – FeCr] Cast Composite Material, Obtained In The «Volume» Of Foundry Mold Using Lost-Foam Casting Process, On Its Mechanical Characteristics. *Metal and Casting of Ukraine*. 2023. Vol. 31, No 2 (333). P. 51–61; режим доступу: <https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.051> (**Категорія «Б», DOAJ**).

15. **Небожак І.А.**, Новицький В.Г., Дерев'янку О.В., Каніболоцький Д.С., Верховлюк А.М. Залежність триботехнічних властивостей литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], отриманого з використанням дисперсно-наповненої газ-моделі, від параметрів його мікроструктури. *Метал та лиття України*. 2023. Т. 31, № 3 (334). С. 8–20; режим доступу: <https://doi.org/10.15407/steelcast2023.03.008> (**Категорія «Б», DOAJ**).

16. **Nebozhak I.A.**, Novytskyi V.G., Dzevin Ie.M., Verkhovliuk A.M. The Structure and Properties of G-CuZn15Si4 Cast Brass After Inoculation of Its Melt with Dispersed FeCr Intermetallic Component. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2024. Vol. 46, No 5. P. 385–413; режим доступу: <https://doi.10.15407/mfint.46.05.0385> (**Категорія «А»; Scopus, WoS, Q3**).

б) Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

17. **Небожак И.А.** Особенности структурообразования железоуглеродистых и цветных сплавов, обработанных ферродобавками в «полости» литейной формы по ГАМОЛИВ-процессу. *Литейное производство в новом веке – как победить в конкуренции*: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъ», 2002. С. 13–14 (Заочна участь).

18. **Небожак И.А.** Влияние армирования дисперсным интерметаллидом FeCr, имплантированным в газифицируемую модель, на структуру и триботехнические

свойства сплава АК12. *Литейное производство: высококачественные отливки на основе эффективных технологий*: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитьё», 2004. С. 86–87 (Доповідь).

19. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В. Технології отримання точних виливків із чавуну за моделями, що газифікуються, наповненими дисперсною легуючою та модифікуючою фазою. *Экономический путь к высококачественному литью*: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитьё» и ООО «НПО «Лидер-К», 2005. С. 100–102 (Заочна участь).

20. **Ivan A. Nebozhak**, Viktor G. Novytskyu, Oleg I. Shynsky, Vladimir P. Havryliuk. Wear Rate Of Aluminum Alloys Reinforced By Means Of Dispersed Intermetallic Compound Fe-Cr Under Dry Friction. *Proceedings Of WTC2005 World Tribology Congress III: Proceedings Of WTC2005 (September 12–16, 2005, Washington, D.C., USA)*. Washington: WTC2005-63062, 2005. P. 1–2 (ISBN 0791842010, 978-079184201-0; режим доступу: <https://conferencetoolbox.org/wtc05>; США) [Заочна участь].

21. **Небожак І.А.** Влияние армирования дисперсным интерметаллидом FeCr, имплантированным в газифицируемую модель, на структуру и механические свойства сплава АК12. *Литьё-2016*: тезисы докл. XII Междунар. науч.-практ. конф. Запорожье, 2016. С. 166–168 (Доповідь).

22. **Небожак І.А.** Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на ефективність графітуючого модифікування сірого чавуну у «порожнині» ливарної форми. *Литво. Металургія. 2018*: тези доп. XIV Міжнар. наук.-практ. конф. (22–24 трав. 2018 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тандем, 2018. С. 146–148; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/litvo__metallurgiya_2018.pdf (Заочна участь).

23. **Небожак І.А.**, Шинський О.Й. Параметри трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr], отриманого за допомогою дисперсно-наповненої газомоделі. *Литво. Металургія. 2021*: тези доп. XVII Міжнар. наук.-практ. конф. (18–20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тан-

дем, 2021. С. 128–130; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf (Заочна участь).

24. **Небожак І.А.**, Шинський О.Й. Характер зв'язку між структурними складовими ЛКМ системи [Al – FeCr], отриманого у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом. *Литво. Металургія. 2021*: тези доп. XVII Міжнар. наук.-практ. конф. (18–20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тандем, 2021. С. 131–134; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf (Заочна участь).

25. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В., Шинський О.Й. Залежність показників засвоєння кремнію матричним розплавом від технологічних параметрів ЛГМ-процесу. *Литво. Металургія. 2021*: тези доп. XVII Міжнар. наук.-практ. конф. (18–20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тандем, 2021. С. 135–139; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf (Заочна участь).

26. **Nebozhak I.A.**, Derev'yanko O.V., Verkhovliuk A.M. Research Of The Possibility Of Obtaining A Two-dimensional Cast Composite Material Of The System «Gray Cast Iron – Steel – Heat-resistant Cast Iron». *Литво. Металургія. 2023*: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХП», 2023. С. 21–23; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023> (Доповідь).

27. **Небожак І.А.**, Каніболоцький Д.С., Дерев'янку О.В., Верховлюк А.М. Вплив показників засвоєння кремнію матричним розплавом на структуру та властивості сірого чавуну, модифікованого з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується. *Литво. Металургія. 2023*: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХП», 2023. С. 148–152; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023> (Заочна участь).

28. **Небожак І.А.**, Сергієнко Р.А., Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Биба Є.Г., Каніболоцький Д.С., Бабюк В.Д., Жидков Є.А. Спеціальні властивості ливар-

них сталей та високоентропійних сплавів. *Процеси механічної обробки, верстати та інструмент: збірник наукових праць*: тези доп. XIII Всеукр. наук.-техн. конф. з міжнар. участю. (9–10 лист. 2023 р., м. Житомир). Житомир: ДУ «Житомирська політехніка», 2023. С. 19–23; ISBN 978-966-683-630-7, режим доступу: <https://conf.ztu.edu.ua/protsesy-mekhanichnoyi-obrobky-verstaty-ta-instrument/> (Заочна участь).

в) Які додатково відображають наукові результати дисертаційної роботи

29. Суменкова В.В., Ликов М.П., Бубликов В.Б., **Небожак І.А.** Модифікуюча суміш: пат. 41197 Україна: МПК (2009) С22С 35/00. u200814224; заявник та власник ФТІМС НАН України; заявл. 10.12.2008; опубл. 12.05.2009, Бюл. № 9. 6 с.

30. **Небожак І.А.**, Дерев'янка О.В., Верховлюк А.М. Дослідження по отриманню двомірного литого композиційного матеріалу системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3]. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні*: тези доп. XV Міжнар. наук.-техн. конф. (27–28 квіт. 2023 р., м. Київ) / під заг. ред. к.т.н., доц. Р.В. Лютого. Київ: НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», 2023. С. 246–247; ISSN 2524-0544, режим доступу: https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2023/06/conferenziya_2023.pdf (Заочна участь).

31. Derev'yanko O.V., **Nebozhak I.A.**, Istomina T.I. Manufacturing Of Composite Material Of Abrasives Composition – Metal Binder Using SPS-Technology. *Литво. Металургія. 2023*: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХПІ», 2023. С. 14–16; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023> (Заочна участь).

32. Derev'yanko O.V., **Nebozhak I.A.** Sherwood's Criterion Is An Indicator For The Efficiency Of Interaction Processes Between Composite Mixture Components Under Electro-Thermal Action. *Литво. Металургія. 2024*: тези доп. XX Міжнар. наук.-практ. конф. (28–30 трав. 2024 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХПІ», 2024. С. 80–83; ISBN 978-617-05-0490-6, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024> (Заочна участь).

ЗМІСТ

	С.
Перелік скорочень, умовних познач, одиниць і термінів.....	20
Вступ.....	25
1 Сучасні технології одержання виливків із диференційованими й спеціальними властивостями.....	36
1.1 Фізико-хімічні й технологічні аспекти процесів легування, мікролегування та модифікування чорних і кольорових металів та сплавів на їх основі.....	36
1.2 Композиційне зміцнення ливарних сталей і сплавів та виробництво армованих виливків.....	53
1.3 Об'ємне легування, мікролегування, модифікування та армування металу у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом.....	59
1.4 Висновки до розділу 1 та вибір напрямку досліджень.....	84
2 Методика досліджень.....	87
2.1 Методика приготування інокуляторів.....	87
2.2 Методика виготовлення моделей, що газифікуються, й технологія лиття сплавів чорних і кольорових металів.....	88
2.3 План експерименту та його постановка.....	90
2.4 Методика вивчення розподілу присадки та коефіцієнта її засвоєння у контрольній площині литого зразка.....	100
2.5 Методика дослідження впливу геометричних розмірів виливка на мікроструктуру його матеріалу.....	102
2.6 Методика вимірювання мікротвердості структурних складових нульмірного ЛКМ системи <i>Al-FeCr</i> та основи ливарних <i>Al</i> -сплавів марок АК12М2МгН й АК12.....	103
2.7 Методика визначення хімічного складу ливарних сплавів та характеру зв'язку між компонентами нульмірного ЛКМ системи <i>Al-FeCr</i>	103
2.8 Методика механічних випробувань матеріалу литих зразків.....	104
2.9 Методика випробування композитних виливків та відповідних базових сплавів на зношування в умовах сухого тертя.....	104
2.10 Висновки до розділу 2.....	106
3 Дослідження закономірностей розподілу елементів-модифікаторів та легуючих	

елементів у рідких і твердіючих залізовуглецевих сплавах та їх вплив на структуру, механічні й спеціальні характеристики виливків.....	107
3.1 Визначення ефективності графітизуючого модифікування структури сірого чавуну дисперсним феросиліцієм.....	107
3.2 Структура та властивості виливків із диференційованими й спеціальними властивостями, а також литих армованих конструкцій.....	150
3.3 Механізм процесу інокулювання залізовуглецевих сплавів.....	161
3.4 Висновки до розділу 3.....	163
4 Особливості структуроутворення та умови формування механічних і триботехнічних властивостей литих зразків із сплавів кольорових металів, армованих дисперсним інтерметалідом <i>FeCr</i> ..	166
4.1 Дослідження ефективності армування ливарних сплавів кольорових <i>Me</i> дисперсним інтерметалідом <i>FeCr</i>	166
4.2 Структура та властивості силуміну евтектичного складу марки АК12, армованого дисперсним інтерметалідом <i>FeCr</i>	185
4.3 Механізм процесу армування (композиційного зміцнення) ливарних <i>Al</i> -сплавів дисперсним інтерметалідом <i>FeCr</i>	210
4.4 Висновки до розділу 4.....	214
5 Техніко-економічні показники процесу інокулювання залізовуглецевих сплавів і сплавів кольорових металів.....	216
5.1 Технологічні й металургійні параметри ЛГМ-процесу при інокулюванні сплавів чорних та кольорових металів.....	216
5.2 Техніко-економічні показники процесів модифікування і легування залізовуглецевих та армування кольорових сплавів дисперсними присадками.....	223
5.3 Висновки до розділу 5.....	224
Загальні висновки.....	225
Перелік джерел посилання.....	228
Додаток А Таблиці допоміжних цифрових даних.....	274
Додаток Б Проміжні формули та розрахунки.....	285
Додаток В Ілюстрації допоміжного характеру.....	292
Додаток Г Акт впровадження у виробництво та супутня первинна документація...	294
Додаток Д Список опублікованих праць за темою дисертації.....	298

ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ, УМОВНИХ ПОЗНАК, ОДИНИЦЬ І ТЕРМІНІВ

a_B – довжина виливка, мм;

a_T – довжина темплета, мм;

b_B – ширина (товщина) виливка, мм;

b_T – ширина (товщина) темплета, мм;

c_{Me} – теплоємність металічного розплаву, Дж/(кг·К);

$c_{ДИ}$ – теплоємність дисперсного інокулятора, Дж/(кг·К);

C_{FeCr}^{GM} – кількість дисперсного інтерметаліду $FeCr$, імплантованого до моделі, що газифікується, % (мас. частка);

$C_{ФВд40У0,75}^{GM}$ – кількість дисперсного ферованадію марки ФВд40У0,75, імплантованого до моделі, що газифікується, % (мас. частка);

$C_{ФС75}^{GM}$ – кількість дисперсного феросиліцію марки ФС75, імплантованого до моделі, що газифікується, % (мас. частка);

$C_{ФСМг7}^{GM}$ – кількість дисперсного комплексного сфероїдируючого модифікатора марки ФСМг7, імплантованого до моделі, що газифікується, % (мас. частка);

$C_{ФХ650А}^{GM}$ – кількість дисперсного ферохрому марки ФХ650А, імплантованого до моделі, що газифікується, % (об. частка);

\bar{D} – середня дисперсність включень σ -фази, мкм;

d_{FeCr} – дисперсність часток інтерметаліду $FeCr$, мкм;

$d_{ФВд40У0,75}$ – дисперсність часток ферованадію марки ФВд40У0,75, мкм;

$d_{ФС75}$ – дисперсність часток феросиліцію марки ФС75, мкм;

$d_{ФСМг7}$ – дисперсність часток комплексного сфероїдируючого модифікатора марки ФСМг7, мкм;

$d_{ФХ650А}$ – дисперсність часток ферохрому марки ФХ650А, мкм;

d_{GM}^0 – вихідний (першопочатковий) розмір гранул модельного матеріалу, мм;

$[Fe_3C]$ – кількість цементиту, % (за площею);

$f_{[Al-FeCr]}^{40X}$ – коефіцієнт тертя ковзання пари ЛКМ системи *Al-FeCr* – Сталь 40X;

f_{AK12}^{40X} – коефіцієнт тертя ковзання пари Сплав AK12 – Сталь 40X;

HB – твердість матеріалу (у загальному випадку), кгс/мм²;

$HB_{[Al-FeCr]}$ – твердість нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, кгс/мм²;

HB_{AK12} – твердість ливарного *Al*-сплаву марки AK12, кгс/мм²;

H_B – висота виливка, мм;

$H_{\mu}^{[Al-FeCr]}$ – мікротвердість матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, ГПа;

$H_{\mu}^{[Al-FeCr]}$ – мікротвердість σ -фази нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, ГПа;

H_{μ}^{AK12} – мікротвердість основи ливарного *Al*-сплаву марки AK12, ГПа;

$H_{\mu}^{AK12M2MgH}$ – мікротвердість основи ливарного *Al*-сплаву марки AK12M2MgH, ГПа;

h_T – висота темплета, мм;

$I_{q[Al-FeCr]}^{40X}$ – зношування (знос) нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, який працює у парі з *Cr*-сталлю марки 40X, мг/(см²·км);

$I_{q(AK12)}^{40X}$ – зношування (знос) ливарного *Al*-сплаву марки AK12, що працює у парі з *Cr*-сталлю марки 40X, мг/(см²·км);

$I_{KT(40X)}^{[Al-FeCr]}$ – спрацювання *Cr*-сталі марки 40X, яка працює у парі з нульмірним ЛКМ системи *Al-FeCr*, мг/(см²·км);

$I_{KT(40X)}^{AK12}$ – спрацювання *Cr*-сталі марки 40X, що працює у парі з ливарним *Al*-сплавом марки AK12, мг/(см²·км);

$k_{[Si]}$ – коефіцієнт засвоєння кремнію матричним розплавом;

$l_{ПГ}$ – довжина включень пластинчастого графіту, мкм;

n – питома кількість включень σ -фази, мм⁻²;

$[Si]_M$ – концентрація кремнію у чавуні після модифікування, % (мас. частка);

T_{σ} – температура виділення σ -фази зі сплаву системи *Fe-Cr*, К;

$T_{зал}$ – температура заливання розплаву до «порожнини» ливарної форми, К;

$T_{кип}$ – температура кипіння, К;

T_n – температура нагрівання, К;

$T_{пл}$ – температура плавлення, К;

T_L^{Me} – температура ліквідус матричного сплаву, К;

T_L^{II} – температура ліквідус матеріалу дисперсного інокулятора, К;

T_{Me}^0 – температура металу під час формозаповнення, К;

T_{Me}^{BPA} – температура металічного розплаву на момент його випуску із плавильного агрегату, К;

T_S^{Me} – температура солідус металічного розплаву, К;

$v_{Me}^{лф}$ – розрахункова швидкість підйому матричного розплаву у «порожнині» ливарної форми, мм/с;

α – коефіцієнт теплопередачі, Вт/м²;

Δ_B – товщина стінки вилівка, мм;

$\Delta_{ГМ}$ – товщина стінки моделі, що газифікується, мм;

δ_5 – відносне видовження (у загальному випадку), %;

$\delta_5^{[Al-FeCr]}$ – відносне видовження нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, %;

δ_5^{AK12} – відносне видовження ливарного *Al*-сплаву марки АК12, %;

ρ – густина (у загальному випадку), кг/м³;

$\rho_{ГМ}$ – густина матеріалу моделі, що газифікується, кг/м³;

$\sigma_в$ – тимчасовий опір розриву (у загальному випадку), МПа;

σ_u – границя міцності при вигині, МПа;

σ_c – границя міцності при стисканні, МПа;

$\sigma_в^{[Al-FeCr]}$ – тимчасовий опір розриву нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, МПа;

$\sigma_в^{AK12}$ – тимчасовий опір розриву ливарного *Al*-сплаву марки АК12, МПа;

τ_{IB} – час ізотермічної витримки, с;

τ_c – час спікання, с;

A – аустеніт;

AФ – армуюча фаза;

БЧ – білий чавун;
ВАК – вища атестаційна комісія;
ВДСВ – вилівок (виріб) із диференційованими й спеціальними властивостями;
ВСС – високотемпературний синтез, що саморозповсюджується;
ВЧ – високоміцний чавун;
ГМ – модель, що газифікується;
ГФ – газова фаза;
ДІ – дисперсний інокулятор;
ДВЗ – двигун внутрішнього згорання;
ДНГМ – дисперсно-наповнена модель, що газифікується;
ДР – дисертаційна робота (дисертація);
ЕМ – елемент-модифікатор;
К – контрольні (а, е, і) иї;
КВ – композиційний вилівок, конусна воронка;
КВМ – коефіцієнт використання металу;
КЛ – композиційне лиття;
КМ – композиційний матеріал;
Л – ледебурит;
ЛАК – лита армована конструкція;
ЛГМ-процес – процес лиття за моделями, що газифікуються;
ЛЕ – легуючий елемент;
ЛКМ – литий композиційний матеріал;
ЛС – ливникова система;
ЛФ – ливарна форма;
М – матриця;
МГА – металографічний аналіз;
МД – мала домішка;
МХ – мікрохолодильник;
НВ – неметалічне включення;
НДР – науково-дослідна робота;

[П] – кількість перліту, % (за площею);

[ПГ] – кількість пластинчастого графіту, % (за площею);

П – перліт;

ПАР – поверхнево-активна речовина;

ПГ – пластинчастий графіт;

ПГФ – парогазова фаза, піщано-глиниста форма;

ПМ – порошкова металургія;

ПФ – прес-форма, парова фаза;

РЗМ – рідкоземельний метал;

РК – реакційна камера;

РСМА – рентгеноспектральний мікроаналіз;

РСС – рідкоплинна самотверднуча суміш;

РФ – рідка фаза;

РФА – рентгенофлуоресцентний аналіз;

СВЧ – струм високої частоти;

СК – стабільна конфігурація;

ССЛ – спеціальні способи лиття;

СЧ – сірий чавун;

ТЕП – техніко-економічні показники;

ТО – термічна обробка;

ТФ – тверда фаза;

ТЦО – термоциклічна обробка;

[Ф] – кількість фериту, % (за площею);

Ф – ферит;

ФТІМС НАН України – Фізико-технологічний інститут металів і сплавів Національної академії наук України;

ХТО – хіміко-термічна обробка;

Ц – цементит;

ЧВГ – чавун із вермикулярним графітом;

ЧКГ – чавун із кулястим графітом.

ВСТУП

Актуальність теми. У багатьох галузях народного господарства для реалізації сучасних технологічних процесів часто потрібні литі вироби із металу, фізико-механічні та спеціальні властивості яких були б неоднорідними по поверхні чи об'єму. Це зумовлено, перш за все, умовами експлуатації такої деталі, її собівартістю та деякими іншими чинниками. Такому комплексу різноманітних, а іноді й протилежних вимог, відповідають лише ВДСВ, оскільки одночасно усі ці властивості не може мати жодна монолітна деталь. Проте, виготовлення ВДСВ традиційними методами – у цілому процес тривалий та економічно неефективний.

Виробництво ВДСВ литтям дозволяє уникнути вказаних недоліків. Найперспективнішим методом виготовлення ВДСВ є ЛГМ-процес, оскільки головна особливість, а відтак і перевага його – застосування моделі (ГМ), яка не виймається перед заповненням ЛФ металом, визначає основні переваги цього технологічного процесу у порівнянні з іншими способами лиття. Крім того, ГМ можна отримувати у порожнині ПФ із гранульованого модельного матеріалу, у більшості випадків, пінополістиролу. Ці обставини дозволили вводити до складу ГМ дисперсні присадки, і тим самим вирішити двоєдину задачу – здійснювати інокулювання матричного розплаву у «порожнині» ЛФ та проводити утилізацію пилоподібних відходів феросплавної галузі. Імплантування інокуляторів у «тіло» ГМ на практиці зводиться до холодного плакування поверхні гранул модельного матеріалу дисперсними феросплавами перед їх (гранул) задуванням або засипанням до порожнини ПФ.

Цей спосіб лиття дозволяє створити новий напрямок отримання моно- та багаточарових ВДСВ завдяки введенню ДІ у «тіло» ГМ з наступним їх перенесенням до матричного розплаву безпосередньо у «порожнині» ЛФ. Подальший розвиток даного напрямку дозволить створити литі конструкції для автотракторної й військової техніки, машин та механізмів для агропромислового комплексу й нафтохімічної промисловості зі споживчими характеристиками, які перевищують аналогічні характеристики металовиробів, отриманих іншими методами, приблизно у 2...10 разів.

Унікальним конструкційним матеріалом із гарними ливарними й технологічними характеристиками, який у машинобудуванні набув широкого розповсюдження

для виготовлення деталей машин і механізмів загального призначення, є сірий чавун. Як досліджуваний матеріал, з економічних й технологічних міркувань, у даній ДР був використаний сірий чавун марки СЧ300.

Суттєвим недоліком цього конструкційного матеріалу є його підвищена схильність до відбілювання, яке надає крихкості чавунним виливкам, збільшує їх твердість і, як наслідок того, погіршує їх здатність оброблятися різанням. У ливарних цехах машинобудівних підприємств, насамперед, вдаються до графітизуючого відпалювання чавуну у термічних печах й графітизуючого модифікування рідкого металу перед формозаповненням у ковші, що, відповідно, усуває відбілювання структури сірого чавуну і запобігає його появі. Проте, ТО чавунних виливків – процес довготривалий та неекономічний, який призводить до підвищення собівартості придатного литва. Графітизуюче модифікування матричного розплаву відкритим способом у ковші також є малоекономічним, особливо коли мова йде про дрібне литво, де КВМ – невеликий. Це пов'язано із небажаними витратами модифікатора на елементи ЛС. Другим серйозним недоліком цього технологічного процесу є «живучість» ЕМ, що актуально при обробці великої кількості рідкого металу.

Щоб уникнути цих недоліків, у ливарному виробництві практикують модифікування розплаву сірого чавуну у порожнині ЛФ. Проте, за рахунок наявності таких елементів як РК або КВ ускладнюється ЛС і збільшується її вартість, що, у кінцевому результаті, також негативно позначається на собівартості придатного литва.

Приймаючи до уваги усе те, що було сказано раніше, графітизуюче модифікування матричного розплаву у «порожнині» ЛФ здійснювали із застосуванням ДНГМ. Як модифікатор у роботі використовували пилоподібні відходи такого комерційно доступного феросплаву як феросиліцій марки ФС75.

Ливарні Al-сплави набули широкого розповсюдження практично в усіх галузях народного господарства, а в авіації та ракетобудуванні ці сплави відіграють виключно важливу роль. Це стало можливим завдяки вдалому поєднанню високої питомої міцності цих сплавів із гарними технологічними й ливарними властивостями. Проте, низькі твердість і зносостійкість Al-сплавів обмежують їх використання у техніці для виготовлення деталей машин і механізмів, які працюють у вузлах тертя та умовах абразивного зношування.

На сьогоднішній день відома низка технологічних методів і прийомів покращення *Al*-сплавів, зокрема ливарних, серед яких центральне місце займає їх композиційне зміцнення. Композитні виливки, одержані на базі цих сплавів, мають оптимальну мікроструктуру, а також відносно високі твердість і зносостійкість.

Оскільки, силумін евтектичного складу марки АК12 відрізняється високими ливарними й технологічними характеристиками, то на основі цього комерційно-доступного сплаву були отримані зразки нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Як АФ досліджуваного *Al*-сплаву у цій роботі був використаний дисперсний інтерметалід *FeCr*, більш відомий у сплавах бінарної системи *Fe-Cr* як σ -фаза.

Проте, інокулювання ливарних сплавів у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом цим не обмежується. Практичний інтерес викликають сфероїдизуюче модифікування структури чавуну із застосуванням ДНГМ, а також легування *Fe-C*-сплавів *Cu*, *Cr*, *V* та іншими ЛЕ й ЕМ. Особливої уваги, при цьому, заслуговують композитні виливки інших систем, наприклад, нульмірний ЛКМ системи *Cu-FeCr* та багатошарові ЛАК. Типовим представником такої ЛАК може бути двомірний ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3*, до складу якого входять 2 функціональних шари, з'єднаних між собою тонкою діафрагмою із поцинкованої бляхи.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами, грантами. ДР виконана відповідно до календарного плану проведення НДР у ФТІМС НАН України, а саме: № 1.6.5.480 «Розробка методів оптимізації і керування процесами структуроутворення і якістю виливків на базі методів імплантації модифікуючих, легуючих та армуючих компонентів у формі з газифікованою піномоделлю», 2001...2004 р.р. (№ ДР 0205U004497); № III-4-02.501 «Створення теоретичних основ і технологічних методів підвищення об'ємних і поверхневих властивостей литих виробів з чорних і кольорових сплавів», 2002...2006 р.р. (№ ДР 0207U006017); № III-17.04.536 «Розробка теоретичних і технологічних основ одержання виливків з керованою структурою і властивостями у ливарних формах з диференційованими теплофізичними характеристиками», 2004...2008 р.р. (№ ДР 0209U008369); № III-32-07.568 «Теоретичні і технологічні основи одержання одно- і багатошарових литих армованих конструкцій біологічного захисту з корозійностійких, високоміцних, легованих

чавунів і сталей для атомних електростанцій, перевезення і захоронення радіоактивних відходів з використанням радіоактивного металу зони відчуження Чорнобильської АЕС», 2007...2009 р.р. (№ ДР 0212U005040); № III-19-18-683 «Наукові та технологічні засади створення високопродуктивних ливарних процесів одержання литих конструкцій із залізобуглецевих і кольорових сплавів та розробка концепції ливарних роторно-конвеєрних комплексів», 2018...2020 р.р. (№ ДР 0118U003787).

Мета і завдання досліджень. Метою цієї ДР є інокулювання ливарних сплавів з використанням ДНГМ та отримання ВДСВ. Для досягнення поставленої мети потрібно вирішити низку науково-технічних і практичних задач, які полягали у наступному:

1. Провести аналіз літературних даних за темою дисертації, розкрити стан питання на сьогоднішній день та вибрати основні напрями досліджень.

2. Розробити комплексну методику дослідження впливу гідро-, газодинаміки й технологічних параметрів ЛГМ-процесу на показники засвоєння ДІ (ЕМ, ЛЕ, МХ, АФ) рідким металом, структуру та властивості литих зразків.

3. З'ясувати вплив гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на показники засвоєння Si матричним розплавом, а також визначити параметри мікроструктури і твердість сірого чавуну марки СЧ300 в контрольній площині піддослідних виливків.

4. Довести залежність коефіцієнта засвоєння Si рідким металом від його концентрації у сірому чавуні марки СЧ300 після процесу графітізуючого модифікування та вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ГМ.

5. Обґрунтувати вплив показників засвоєння Si матричним розплавом на параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300.

6. Виявити залежність твердості чавунних виливків від показників засвоєння Si рідким металом і параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300.

7. З використанням регресійного аналізу результатів повнофакторного експерименту з'ясувати вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на показники засвоєння Si матричним розплавом, параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 та його твердість, визначену за шкалою Брінелля.

8. Шляхом сфероїдизуючого модифікування структури чавуну, а також інокулювання рідкого металу дисперсним ферохромом марки ФХ650А, порошками Si та феросиліцію марок ПМС-К та ФС75, відповідно, дисперсними феротитаном

марки ФТн70С1 й ферованадієм марки ФВд40У0,75 одержати зразки високоміцного чавуну марки ВЧ500-7, а також жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1, сірого чавуну марок СЧ200 та СЧ250, й зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ, відповідно.

9. Із застосуванням ДНГМ та діафрагми з поцинкованої бляхи із конструкційної вуглецевої сталі марки Ст3, вклеєної між ними, отримати дослідно-експериментальний взірець двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3* та вивчити макро-, мікроструктуру й твердість його функціональних шарів.

10. Шляхом армування ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН та АК12 у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом одержати зразки нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, а потім дослідити їх мікроструктуру, механічні й триботехнічні характеристики.

11. З використанням ГМ, наповненої дисперсною σ -фазою, отримати взірці нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* та довести ефективність армування ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом.

12. Провести математичну обробку експериментальних даних та вивести емпіричні рівняння, які б аналітично описували ті чи інші функціональні залежності, інтерпретовані у графічній формі, а також розкрити механізм процесу інокулювання ливарних сплавів з використанням ДНГМ.

13. Задатись хімічним складом ливарних сталей і сплавів у вихідному стані та визначитись з технологією процесу їх приготування.

14. Розрахувати економічну ефективність процесу інокулювання розплавів сталі, чавуну і кольорових металів у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом.

15. Відлити дослідно-експериментальну партію заготовок реальних деталей для виробничих випробувань та подальшого їх впровадження у виробництво.

Об'єкт дослідження. Процеси інокулювання *Fe-C*-сплавів і сплавів кольорових *Me* з використанням ДНГМ, а саме: графітизуюче та сфероїдируюче модифікування структури чавунів феросиліцієм марки ФС75 та комплексним сфероїдируючим модифікатором марки ФСМг7, відповідно; легування сталі й чавунів феротитаном марки ФТн70С1, ферованадієм марки ФВд40У0,75 й ферохромом марки ФХ650А, *Cu*-порошком марки ПМС-К, відповідно; армування ливарної *Si*-латуні та

ливарних *Al*-сплавів інтерметалідом *FeCr*.

Предмет дослідження. Закономірності засвоєння ДІ матричним розплавом, структура, механічні й триботехнічні властивості сірих чавунів марок СЧ200, СЧ250, СЧ300; *Cr*-чавунів зі спеціальними властивостями марок ЧХ1, ЧХ3; високоміцного чавуну марки ВЧ500-7; зносостійких низьколегованих сталей марок 70ХЛ, 75ХФТЛ; двомірного ЛКМ системи *СЧ300-См3-ЧХ3*, нульмірних ЛКМ систем *Al-FeCr* та *Cu-FeCr*, отриманих за допомогою ДНГМ; а також контрольних виливків *Al*-сплавів марок АК12М2МгН, АК12 й *Si*-латуні марки ЛЦ16К4.

Методи досліджень. Достовірність результатів ДР була забезпечена застосуванням стандартних та оригінальних методик, реалізація яких здійснювалась завдяки використанню сучасного лабораторного обладнання та устаткування. Зокрема, МГА виливків проводили за допомогою оптичного мікроскопа «Neofot» (ФРН). Вимірювання мікротвердості АФ й *Me*-матриці ЛКМ системи *Al-FeCr* та основи базових *Al*-сплавів марок АК12М2МгН й АК12 здійснювали за стандартною методикою, регламентованою ГОСТ 9450-76. Як вимірювальний прилад було використано мікротвердомір моделі «ПМТ-3». Хімічний склад інтерметалідної АФ та *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* до і після сполучення зазначених компонентів між собою визначали шляхом РСМА. Дослідження мікроструктури нульмірних ЛКМ систем *Cu-FeCr*, *Al-FeCr* та сплавів, на основі яких вони були отримані, здійснювали за допомогою растрового електронного мікроскопа-мікроаналізатора «РЭММА-102» (РФ). Хімічний склад ливарних сплавів визначали із застосуванням РФА згідно ДСТУ 4784:1997 (ГОСТ 28033-89). Як вимірювальний прилад, при цьому, було використано рентгенофлуоресцентний спектрометр моделі «VRA-20» (ФРН). Випробування отриманого матеріалу на зношування в умовах сухого тертя проводили за допомогою лабораторної установки (машини тертя) моделі «М22М», а зміну маси досліджуваних зразків контролювали шляхом їх зважування на аналітичних терезах моделі «Radwag XAS 100/С». Математичну обробку масиву експериментальних даних й графічну інтерпретацію результатів поставлених експериментів здійснювали за сприяння провідних фахівців відділу ММДІКТ ФТІМС НАН України, і не тільки. Це стало можливим завдяки вдалому застосуванню: «ChemCAD», «Grapher», «MathCAD», «MatLab», «Microsoft Excel», «Microsoft Word», «OriginPRO», «Paint»,

«Surfer» та інших програмних пакетів.

Наукова новизна отриманих результатів. При досягненні здобувачем мети цієї дисертаційної роботи та виконанні завдання досліджень ним особисто одержано результати, які мають практичне й науково-технічне значення:

1. Запропоновано комплексну методику дослідження впливу гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на показники засвоєння Si рідким металом, доведено зміну параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 та його твердості у контрольній площині литих зразків, а також встановлено, що коефіцієнт засвоєння Si матричним розплавом менший за більшого вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ГМ, що нівелюється тривалістю існування рідкої фази.

Концентрацію легуючого елемента (ЛЕ) та елемента-модифікатора (ЕМ), у тому числі Si , раніше досліджували на 3-х горизонтах у 6-ти точках (з лівого боку та по центру виливка), а концентрація ЛЕ та ЕМ з правого боку вважалась умовно такою як і з лівого, що не завжди відповідало дійсності. У нашому випадку концентрацію Si було також визначено на 3-х горизонтах, але у 9-ти точках (з лівого боку, по центру та з правого боку литого зразка). У 9-ти точках було досліджено і мікроструктуру сірого чавуну марки СЧ300, а не лише в центрі виливка як це робили раніше. Залежність коефіцієнта засвоєння Si рідким металом від вмісту феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ДНГМ раніше не встановлена.

2. Проведено регресійний аналіз результатів повнофакторного експерименту, на основі якого вперше встановлено функціональний зв'язок технологічних параметрів ЛГМ-процесу з показниками засвоєння Si матричним розплавом, параметрами мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 та його твердістю.

Дослідження, що проводилися у даному напрямку раніше, носили виключно пошуковий характер і зводилися лише до вивчення зміни концентраційного поля Si у контрольній площині литих зразків. Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на $[Si]_m$, $k_{[Si]}$, $[П]$, $[Ф]$, $[Fe_3C]$, $[ПГ]$, l_{III} та HB матеріалу до цього не досліджували.

3. Удосконалено методику процесів графітизуючого й сфероїдизуючого модифікування чавуну, легування матричного розплаву дисперсним ферохромом марки ФХ650А, порошками міді марки ПМС-К, ферованадію марки ФВд40У0,75 та феротитану марки ФТи70С1, що дозволило розширити уявлення про особли-

вості структуроутворення сірого й високоміцного чавунів марок СЧ250 й ВЧ500-7, відлити жаростійкий *Cr*-чавун марки ЧХ1, сірий чавун марки СЧ200 з перлітно-феритною основою та зносостійку складнолеговану сталь марки 75ХФТЛ, відповідно, а також визначити їх механічні й триботехнічні характеристики.

У порожнину прес-форми раніше задували пінополістирол, змішаний з дисперсною присадкою, що було причиною нерівномірності розподілу останньої в об'ємі ДНГМ. У нашому випадку гранули пінополістиролу були плаковані ДІ.

4. Виявлено перехідну зону товщиною 0,15...0,18 мм між функціональними шарами двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3*, встановлено раніше невідомі залежності макро-, мікроструктури і твердості композитного вилівка від гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу, що дало змогу констатувати дифузійний характер зв'язку між АФ й *Fe*-матрицею, обґрунтувати його структуру та властивості.

До цього литі армовані конструкції та ЛКМ системи *Me-AФ* за такою методикою не отримували. Виливки подібного класу, зазвичай, одержували у піщано-глинистих формах, формах із рідкоплинних самотверднучих сумішей, тощо.

5. Вперше розкрито механізм композиційного зміцнення поршневого *Al*-сплаву марки АК12М2МгН та силуміну евтектичного складу марки АК12 дисперсним інтерметалідом *FeCr*, який базується на адгезійно-механічному типі зв'язку АФ з *Al*-матрицею, що забезпечує оптимальну мікроструктуру та високі механічні й триботехнічні характеристики нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*.

Композиційні матеріали отримували раніше традиційними методами, такими як: порошкова металургія, просочення, екструзія, осадження та інші. З використанням ДНГМ нульмірні ЛКМ системи *Al-FeCr* до цього не одержували.

6. Доведено можливість армування ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 дисперсним інтерметалідом *FeCr*, що дозволило вперше отримати нульмірний ЛКМ системи *Cu-FeCr*, який має оптимальну мікроструктуру, номінальну твердість та вищі чим у контрольного вилівка триботехнічні властивості.

При виробництві композитів типу нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* застосовуються ті ж самі методи, що і в розглянутому раніше випадку. Армування *Cu*-сплавів дисперсним інтерметалідом *FeCr* за ЛГМ-процесом ще не здійснювали.

Особистий внесок здобувача. Основні наукові положення, викладені у даній

ДР [1–32 (анот., додат. Д)], та отримані експериментальні дані як і висновки, яких дійшов здобувач, належать йому безпосередньо. Особистий внесок дисертанта полягає також у розробці методик вивчення ефективності процесу інокулювання ливарних сплавів [1–16 (анот., додат. Д)], тобто впливу гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на показники засвоєння ДІ матричним розплавом, параметри мікроструктури та властивості піддослідних виливків, а також методики визначення характеру зв'язку АФ з *Me*-матрицею в структурі нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Автору ДР належить ідея математичної обробки результатів експерименту та виведення ним емпіричних рівнянь [4–6 (анот., додат. Д), 8–11 (анот., додат. Д), 14–16 (анот., додат. Д)].

В опублікованих у співавторстві наукових працях [1–32 (анот., додат. Д)] здобувачем обґрунтована мета ДР і коректність поставленої керівником задачі, а також докладно описані методи її вирішення. У цих публікаціях узагальнено експериментальні дані й представлено графічні інтерпретації результатів проведених досліджень.

Практичне значення отриманих результатів. Експериментально доведено, що механічні й триботехнічні властивості нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* суттєво відрізняються від аналогічних характеристик вихідних матеріалів. Так наприклад, триботехнічні властивості композитного виливка на 15...20 % перевищують ті ж самі характеристики ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН та АК12.

При інокулюванні *Fe-C*- та *Al*-сплавів з використанням ДНГМ витрати ЕМ, ЛЕ та АФ зменшуються, в середньому, на 25...30 % у порівнянні, відповідно, з модифікуванням і легуванням чавунного розплаву у ковші та композиційному зміцненні *Al*-сплавів шляхом подачі АФ на струмінь рідкого металу під час формозаповнення. На випадок інокулювання розплаву чавуну та армування *Al*-матричного розплаву у «порожнині» ЛФ як традиційними методами, так і за ЛГМ-процесом, витрати ДІ при застосуванні ДНГМ, приблизно, на 10...20 % менші, ніж при використанні, відповідно, РК та КВ. Отримання двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3* із застосуванням ДНГМ призводить до зменшення витрати ферохрому марки ФХ650А, в середньому, на 80 % у порівнянні з тим, що був відлитий у ПГФ з використанням РК. Це має місце за умови, що товщина шару із жаро-, зносостійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ3 становить 0,2 від загальної товщини литої заготовки.

Модифікування й легування структури чавуну у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-про-

цесом дозволяє використовувати пилоподібні відходи феросплавної галузі, що дає додатковий економічний ефект. Виробництво нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ із застосуванням ДНГМ збільшує КВМ щонайменше на 20 % у порівнянні з аналогічним композитним виливком, отриманим методом просочування, що також призводить до підвищення економічної ефективності процесу армування Al -розплаву.

Отримані ливарні сплави у машинобудуванні можуть бути використані як конструкційні матеріали. Область їх можливого застосування наведена нижче:

1. $СЧ300 + ФС75$, $СЧ250 + ФС75$: деталі машин і механізмів загального призначення (корпусні деталі); декоративно-прикладне й художнє литво.

2. $СЧ200 + ПМС-К$: елементи гідравлічних систем, що працюють в умовах надлишкового тиску (корпуси насосів, клапанів, гідророзподілювачів, гідрозамків); деталі машин і механізмів, які експлуатують при підвищених динамічних навантаженнях (канатні блоки, намоточні барабани, шківни, шестерні, зірочки).

3. ЧХ1 ДСТУ 8851:2019: у теплотехніці для виготовлення елементів пічної апаратури, що знаходиться під впливом підвищених температур (дверцята твердопаливних котлів, колосникові решітки, футеровка камер згорання).

4. ВЧ500-7 ДСТУ 3925:1999: деталі машин та механізмів, які працюють в умовах високих механічних навантажень (корпуси підшипників, колінчаті вали, шатуни, штоки ДВЗ й поршневих компресорів).

5. 75ХФТЛ ТУ 4112-78269737-001-2005: зносостійкі елементи бетонозмішувачів, млинів, дробарок (лопатки, скребки, футерівка, розмельні тіла, бронеплити).

6. ЛКМ системи $Al-FeCr$: деталі машин й механізмів, які працюють в умовах абразивного зношування й сухого тертя (корпуси і робочі колеса насосів та вентиляторів для, відповідно, перекачування й вентиляції абразивного середовища; вузли тертя; захисні покриття із підвищеною зносостійкістю; ведучі і ведені колеса стрічкових пилорам), а також високих контактних навантажень (зірочки ланцюгових передач, шестерні шестерних насосів й зубчастих передач, поршні ДВЗ і компресорів).

7. ЛКМ системи $СЧ300-Ст3-ЧХ3$: деталі машин та механізмів, у яких в умовах сухого тертя й абразивного зношування працює лише одна поверхня (форми для виготовлення цегли, циліндри ДВЗ і компресорів, борошномельні валки).

На замовлення ТОВ «НВК «Агропромдеталь» відпрацьовано технологію іно-

кулювання ливарних сплавів і впроваджено у промислове виробництво дослідно-експериментальну партію реальних виливків із сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019, жаро-, зносостійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ3 ДСТУ 8851:2019, а також нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Механічна обробка придатного литва та виробничі випробування готових деталей були здійснені на потужностях ПП «НТП «Кварц», які потім були реалізовані ТОВ «Українська спецкомпанія». Впровадження результатів ДР у виробництво підтверджено відповідними актами (додат. Г).

Апробація матеріалів дисертації. Результати виконаної ДР доповідалися та / або були представлені здобувачем на [17–28 (*анот., додат. Д*): Міжнародному науково-технічному конгресі «Литейное производство в новом веке – как победить в конкуренции». Київ, 2002; Міжнародному науково-технічному конгресі «Литейное производство: высококачественные отливки на основе эффективных технологий». Київ, 2004; III Міжнародному конгресі по трибології «WTC-2005». Вашингтон, 2005; Міжнародному науково-технічному конгресі «Экономический путь к высококачественному литью». Київ, 2005; XII Міжнародній науково-практичній конференції «Литьё-2016». Запоріжжя, 2016; XIV Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2018». Запоріжжя, 2018; XVII Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2021». Запоріжжя, 2021; XV Міжнародній науково-технічній конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні». Київ, 2023; XIX Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2023». Харків, 2023; XII Всеукраїнській науково-технічній конференції з міжнародною участю «Процеси механічної обробки, верстати та інструмент». Житомир, 2023; XX Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2024». Харків, 2024.

Публікації. За матеріалами дисертації опубліковано 16 статей у фахових виданнях України та зарубіжжя, 1 патент України на корисну модель, 15 тез доповідей у збірниках міжнародних науково-практичних конференцій і конгресів різного рівня.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається із вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних джерел (614 найменувань на 46 сторінках), 5 додатків (на 39 сторінках), містить 56 таблиць (на 33 сторінках), 48 рисунків (на 52 сторінках). Основний текст дисертаційної роботи викладено на 143 сторінках. Загальний обсяг дисертації становить 303 сторінки.

РОЗДІЛ 1

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ Й СПЕЦІАЛЬНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Розробка та впровадження у виробництво прогресивних технологій виготовлення монолітних ВДСВ [1–301] та багатошарових ЛАК [2, 14, 17–20, 23, 28, 30, 34–36, 48–50, 52–54, 62, 69, 70, 78, 84, 86, 87, 93, 106, 139], які дали б можливість синтезувати окремі елементи вилівка із матеріалів з оптимальними характеристиками [1, 2, 125–127, 251–253, 288–291, 299–301], дозволить отримувати литі заготовки, максимально наближені до готових деталей, з неоднорідними в окремих елементах об'єму властивостями [1, 2]. При затвердінні таких вилівок між цими елементами виникають фізико-хімічні зв'язки [252] і контактна зона, таким чином, формується внаслідок дифузійних процесів, забезпечуючи виконання несумісних вимог технологічності та надійності [19, 20, 34, 35]. Вирішення цієї задачі технологічними методами [1–301] призведе до покращення експлуатаційних характеристик окремих деталей, що дозволить, у результаті, збільшити довговічність машин і механізмів.

1.1 Фізико-хімічні й технологічні аспекти процесів легування, мікролегування та модифікування чорних і кольорових металів та сплавів на їх основі

Комплекс фізико-механічних властивостей ливарних сталей і сплавів [22, 24, 31, 33, 119–121, 147–149, 151–153, 157, 160–164, 166, 173, 178, 185, 186, 203, 231, 296–298, 302–306], на думку В.А. Єфімова, А.Д. Шермана, Н.М. Галдина та інших авторів [24, 29, 37, 147–149, 164, 178, 296–298], у першу чергу, визначається характером структури *Me*-матриці та мірою дисперсності її складових. На відміну від катаної й кованої, лита сталь, – вважає Ю.А. Шульте [24], – характеризується напруженою та грубокристалічною структурою і так званою відманштеттовою будовою *Me*-матриці. Це значною мірою стосується також чавунів [21, 22, 25–30, 123, 147–149, 152, 153, 166, 168, 179, 180, 182–184, 188, 193, 218, 225, 247, 250, 257, 258, 270, 283, 286, 293, 294, 296, 297, 300–303, 307–327] та сплавів на основі *Al*, *Cu*, *Mg*, *Zn*, *Ti*, тощо [37–42, 44–47, 123, 147–149, 164, 169, 171–175, 177, 178, 181, 281, 282, 296–298, 328–338]. Механічні показники таких матеріалів у литому стані – досить низькі [24]. Мікролегування й модифікування структури вилівок із *Fe-C*-сплавів [24–

31, 33, 147–163, 166, 179, 185, 293, 294, 300–304, 307–318, 339–418] та сплавів кольорових *Me* [21, 27, 37, 39–42, 44–47, 169, 170–177, 355, 360, 362, 417, 419–459], як і ТО, ТЦО й ХТО [150, 167, 440, 450, 460, 461–463], покращують їх властивості, оскільки знімаються внутрішні напруження і досягається, таким чином, задана мікроструктура, які на думку авторів [24, 25, 29, 31, 37, 39–43, 47, 147–151, 163–165, 173, 175–177, 337, 355, 371], забезпечують високий рівень механічних й службових характеристик досліджуваних матеріалів. Від модифікування структури сталей і сплавів залежать й інші важливі характеристики, наприклад, електропровідність силумінів [428, 429], демпфіруюча здатність ЧВГ [313], газовий склад рідкого чавуну [356], його лінійна усадка [357] і термостійкість [321], ливарні властивості сталей [31, 304] та їх прогартовуваність [159], а також термін експлуатації виливків із жаростійкої сталі [322, 374]. У спеціальній літературі [192, 464] є, відповідно, інформація й про те, що ЕМ впливають на питомий електричний опір та в'язкість *Me*-розплавів і структуру зварювальних швів. Від МД залежать також структура й фізико-хімічні властивості нерозповсюджених у «чистому» вигляді *Me* та їх сплавів [169–174, 328–336, 376, 377, 382, 453], про що докладніше йтиметься далі.

Проте, Б.А. Мовчан [302] вважає, що не існує чіткої межі між поняттям «мікролегування» та звичайне «легування». Крім того, це поняття об'єднує чисельні фізико-хімічні реакції і процеси, що відбуваються під дією, так званих, МД у РФ та ТФ, й описані, зокрема, у роботах [358, 359, 375]. Деякі із них на сьогоднішній день вивчені недостатньо, іншим дане пояснення без достатньо строгого обґрунтування.

У виробництві кольорових сплавів роботи, направлені на пошук МД з метою подрібнення зерна, одним із перших почав проводити М.В. Мальцев [335, 355] ще у кінці 40-х...початку 50-х років ХХ сторіччя. Із зарубіжних досліджень варто відзначити напрацювання А. Сібули [465, 466]. Пізніше з'явилося декілька наукових праць [178, 296, 299, 467–470], присвячених впливу МД на *Si*-сплави. З 1953 року В.П. Чурсін вивчає вплив МД деяких тугоплавких ЕМ на структуру та властивості ливарних *Si*-сплавів [32, 44–46, 297, 471, 472]. Подібні дослідження в Україні проводив також й Б.А. Мовчан [302] з колегами.

Ця тема є актуальною й сьогодні. Незважаючи на чисельні дослідження, про

що згадувалося вище, єдиної теорії модифікування структури *Me* та сплавів так і не створено. Існує декілька уявлень про механізм модифікування. Була запропонована адсорбційна теорія модифікування, яка зазнала подальшого розвитку у роботах вітчизняних науковців Л.А. Куніна й В.К. Семенченка [473, 474]. Згідно теорії П.А. Ребіндера та Е.С. Ліпмана [360], *Me* і сплави можна розглядати як зв'язано-дисперсні системи. Припускається, що молекулярний механізм цього явища полягає у вибірковій адсорбції ПАР на гранях кристалів, що ростуть [302], й підвищенні енергії активації обміну атомами між матричним розплавом і кристалом згідно рівнянню адсорбції Гіббса [363], яке для даного випадку матиме вигляд [475]:

$$-\frac{d\gamma}{d[E]} = \left(\Gamma_2 - \frac{[E]\Gamma_1}{1-[E]} \right) \frac{d\mu_2}{d[E]}, \quad (1.1)$$

де γ – вільна поверхнева енергія на межі розділу фаз *Розплав – Кристал*, Дж; Γ_1, Γ_2 – адсорбція, відповідно, *Me*-розплаву й МД, моль/м²; $[E]$ – концентрація МД у матричному розплаві, моль/м³; μ_2 – хімічний потенціал МД, Дж/кг.

Адсорбційний шар ПАР, що утворився на поверхні кристалу, призведе до зменшення лінійної швидкості його росту, тобто [476, 477]:

$$v = K_2 \exp\left(-\frac{E\chi^2}{T \Delta T_{ox}}\right), \quad (1.2)$$

де K_2 – коефіцієнт пропорційності, що дорівнює приблизно числу атомів на поверхні, що розглядається (для одного моля $K_2 \approx 10^{16}$); χ – «граничний» натяг *Me*-розплаву на периферії двомірного зародка, Н/м; T – температура системи, К; ΔT_{ox} – температура переохолодження матричного розплаву, К; E – стала *Me*-розплаву, яка залежить від його природи, і може бути визначена як [476]:

$$E\chi^2 \approx 10^{-3} B\sigma_{2-3}^3, \quad (1.3)$$

де σ_{2-3} – поверхневий натяг матричного розплаву на межі розділу граничних фаз *Розплав – Кристал*, Н/м; B – стала, аналогічна за суттю величині E , [476, 477]:

$$B = \frac{32}{k} \left(\frac{M T_0}{\rho_{Me} L_{Me}} \right)^2, \quad (1.4)$$

де M – молекулярна маса речовини кристала; T_0 – температура динамічної рівноваги РФ й ТФ, К; k – стала Больцмана, $k = 1,380662 \cdot 10^{-23}$ Дж/К [478, 479]; ρ_{Me} – густина Me -розплаву, кг/м³; L_{Me} – прихована теплота кристалізації матричного розплаву, Дж/кг.

Через це, навіть при незмінній швидкості зародження центрів кристалізації, наглядно представлений у вигляді [477]:

$$n = K_1 \exp \left[- \frac{B \sigma_{2-3}^3}{T (\Delta T_{ox})^2} \right], \quad (1.5)$$

де K_1 – коефіцієнт пропорційності, який дорівнює приблизно числу атомів в об'ємі розплаву, що розглядається; для 1 моля $K_1 \approx 10^{23}$ [480],

введення ПАР, як вважає автор роботи [302], має супроводжуватись подрібненням первинної структури. З точки зору його адсорбційних уявлень, модифікування проявляється не лише у зменшенні розмірів кристалів, але й у зміні їх форми. Різні кристалографічні грані мають неоднакову адсорбційну здатність, – продовжує свою думку Б.А. Мовчан [302], – і розвиватимуться ті грані, які ростуть повільно й покриті адсорбційним шаром. Непокриті такими шаром кристалографічні грані будуть рости швидко і, як правило, виклинюватись. ПАР, про які йдеться у цій роботі, у багатьох літературних джерелах [24–27, 29, 31, 37, 38, 47, 169–174, 180, 302, 307, 308, 329–336, 339, 342, 346, 355, 358, 359, 363, 476, 477, 481] більш відомі як ЕМ 1-го роду.

Характер адсорбції (позитивної чи негативної) ЕМ на гранях зародка [24] визначає їх вплив на поверхневий натяг на межі розділу фаз *Газ – Розплав*:

$$\sigma_{1-2} = \frac{F_S - F_V}{S_{1-2}}, \quad (1.6)$$

де F_S , F_V – вільні енергії молекул Me -розплаву, відповідно, у поверхневому шарі та об'ємних частках системи, Дж; S_{1-2} – площа поверхні розділу фаз *Газ – Розплав*, м².

Через це модифікуюча дія МД може бути оцінена за зміною σ_{1-2} . Зменшення σ_{1-2} полегшує зародження центрів кристалізації і сприяє подрібненню структури. При збільшенні ступеня перегрівання металу, зменшується також σ_{1-2} розплаву [24]:

$$\sigma_{1-2} = \sigma_{1-2}^0 - a \Delta T_{пер}, \quad (1.7)$$

де σ_{1-2}^0 – поверхневий натяг на межі розділу фаз *Газ – Розплав* при температурі лік-

відус сплаву, Н/м; a – коефіцієнт, який залежить від природи матричного розплаву, Н/(м·К); $\Delta T_{пер}$ – температура перегрівання Me -розплаву, К.

Ймовірніше всього, – припускають автори [323, 361, 482], що, стосовно $Fe-C$ -сплавів, розглянутий механізм діє при отриманні ЧКГ. Приклади зміни первинної структури та властивостей Sn з домішками Na , а також сталі марки X15H25, левова-ної B , наведені у наукових працях [473, 474] для доведення адсорбційного механізму модифікування є не зовсім переконливими, оскільки невідомо чи знижують Na в Sn -сплавах й B у сталі X15H25 як σ_{1-2} , так і σ_{2-3} , або лише σ_{1-2} . Не зрозуміло, чому в Sn -сплавах, що містять B , σ_{1-2} зменшується в усьому дослідному інтервалі $[B] \leq 0,8$ % (мас. частка) [473], а розмір макрозерна спочатку зменшується, досягаючи мінімального значення при $[B] = 0,095...0,120$ % (мас. частка) [473], потім починає збільшуватись, досягаючи першопочаткових розмірів? Крім того, виділення другої фази у приграничних зонах комірок стовпчастих кристалів або міжосних просторах дендритів вносить значну невизначеність при співставленні мікро- та макроструктури однофазної основи і багатофазного сплаву після введення МД [474].

Теорія модифікування сплавів кольорових Me докладно розглянута у монографії [355], де наведена класифікація окремих видів модифікування за характером кінцевих структурних змін 3-х видів:

а) зміна розмірів первинних зерен-дендритів та інших продуктів первинної кристалізації (подрібнення мікрозерна);

б) зміна внутрішньої будови первинних зерен-дендритів (подрібнення і потоншення гілок дендритів й рівномірний розподіл двох фаз);

в) модифікування структур евтектики.

В основі кожного виду модифікування лежать свої фізико-хімічні процеси, проте у деяких випадках для отримання тих самих структурних змін можна використовувати різні явища. Так, наприклад [359], змінити форму і розміри первинних кристалів можна таким чином:

а) введенням до матричного розплаву тугоплавких часток («затравок»), штучно збільшуючи число центрів кристалізації;

б) присадкою легкоплавких Me , що утворюють адсорбційні плівки на повер-

хні кристалів, та сповільнюють їх ріст;

в) присадками, які змінюють хімічну природу первинних кристалів і, як наслідок того, умови кристалізації й форму виділень.

М.В. Мальцев [355] вважає, що залежно від природи МД, які вводяться до розплаву, і характеру їх взаємодії з основними компонентами сплаву й домішками можлива та чи інша схема процесу модифікування. На думку В.М. Чурсіна [38] варто, в основному, із цим міркуванням погодитися, оскільки воно у загальному враховує всю складність процесів, що протікають при кристалізації багатокомпонентних розплавів.

Про складність механізму впливу МД на властивості латуней йдеться і в роботі [47], автори якої вважають, що неможливо розглядати МД лише як засоби, що подрібнюють структуру досліджуваного матеріалу. В окремих випадках властивості ливарних сплавів визначаються, перш за все, станом кристалічної ґратки та процесами, що протікають у ній, а не величиною зерна [47].

У цій самій роботі наведені дані, які свідчать про необхідність враховувати дію МД на усі властивості рідких і твердих сплавів разом. Зокрема, відзначається, що введення РЗМ до латуней погіршує їх ливарні властивості та ускладнює технологію виробництва якісних зливків, хоч і сприятливо впливає на структуру твердого металу. Це ж саме, як зазначалось раніше [46, 297], має місце і в інших *Си*-сплавах.

Через це можна повністю погодитися із твердженням автора публікації [47], що, визнаючи великі можливості зміни властивостей сплавів внаслідок введення до їх розплаву МД, необхідно остерігатись однобокого підходу до визначення дії МД. У науковій праці [47] висловлена думка, що модифікуюча дія МД, яка відображається лише у збільшенні центрів кристалізації або суто механічному впливі ЕМ на властивості сплавів, не може пояснити усієї різноманітності впливу МД. Цікавий підхід щодо пояснення модифікуючої дії МД у *Me* і сплавах на їх основі зроблений Г.В. Самсоновим [483] та М.Б. Альтманом [181], які таку поведінку ЕМ пов'язують із елементарною взаємодією їх з *Me*-розчинником.

При введенні до розплаву інородних атомів, – вважають вони [181, 483], – можливі 2 варіанти їх взаємодії. Якщо атоми рідкого *Me* є акцепторами електронів, а атоми МД – донорами (або навпаки), то можуть відбуватися електронні переходи,

які призводять до підвищення статичної маси атомів енергетично СК із локалізованими валентними електронами обох видів атомів або ж, принаймні, одного із них [483]. Це призводить до появи мікрообластей із підвищеною масою СК, які є, по суті, сиботаксисними групами й першими упорядкуваннями атомів на момент їх переходу з рідкого стану до твердого [181]. Подальша стабілізація їх призводить до утворення «зародків кристалізації» [181, 483]. Таким чином, підбір атомів МД до основного *Me* з метою збільшення СК призведе до зміни величини зерна [181].

Іншою умовою модифікування, на думку [483], може бути введення до матричного розплаву раніше створених високодисперсних у твердому стані центрів кристалізації, до того ж ще й із високою статичною масою СК. Хоч ця умова менш зрозуміла, все ж таки спроба пояснити модифікуючий вплив міжатомними силами, змінною енергетичних параметрів системи у цілому є, очевидно, найплототворнішою.

Найбільш розповсюдженою є теорія утворення зародків кристалізації на уже готових поверхнях розділу, тобто твердих частках-модифікаторах II-го роду, які завжди присутні у *Me*-розплаві. В.Д. Кузнецов [484], узагальнюючи дослідження окремих вчених про природу затравки для кристалізації, відзначає, що найкращою затравкою варто вважати тверду кристалічну частинку, структура якої наближається до структури розчиненої речовини, або частинку, поверхня якої здатна адсорбувати молекули розчиненої речовини. Стінки посудин (ЛФ, виливниць, тощо), де здійснюється кристалізація, є тими приграничними шарами, у яких створюються найсприятливіші умови для зародження центрів кристалізації.

Чисельні дослідження впливу нерозчинних МД на швидкість утворення центрів кристалізації в залежності від перегрівання і переохолодження РФ викладені у роботі В.І. Данилова [451]. Модифікаторами II-го роду, на його думку, можуть бути відносно тугоплавкі *Me* або їх сполуки (Me_nO_m , Me_nN_m , $Me_nMe'_m$, тощо), які вводяться до матричного розплаву чи утворюються у ньому.

Докладно вплив *Ti*, *Zr*, *Ta*, *V* та інших ЕМ, що утворюють інтерметаліди в *Al*-, *Si*-сплавах, вивчений М.В. Мальцевим [335, 355]. Доведено [453], що найефективнішими модифікаторами II-го роду є тугоплавкі ЕМ, які погано розчиняються у *Me* чи основі сплаву й утворюють із ним перитектичні чи евтектичні системи. Ліквідус хімі-

чної сполуки у таких системах сильно зміщений у бік основного компонента. Через це досить додати незначну кількість вказаних ЕМ, щоб збільшити $[E]$, що відповідає евтектичній і перитектичній точкам, й забезпечити першопочаткове утворення хімічної сполуки, наприклад [302], типу Me_nAl_m . МГА затверділого сплаву, – повідомляє Б.А. Мовчан [302], – підтверджує, що у подібних сплавах тверді частки $Me_nMe'_m$ можуть служити зародками при кристалізації основи такого сплаву. Так наприклад [302], у сплавах системи $Al-Ti$ при $[Ti] \leq 0,15..0,19$ % (мас. частка) відбувається різке зменшення величини макрозерен на мікрошліфах литих зразків [453, 467].

Вивчаючи вплив МД на структуру і властивості Cu -сплавів, В.М. Чурсін [38] довів, що тугоплавкі затравки – Zr, V, Ti , тощо, у більшості випадків подрібнюють величину литого зерна й, таким чином, підвищують механічні властивості сплавів. Авторами публікацій [32, 38, 44–46, 297, 471] встановлено, що подрібнення макроструктури литих латуней і бронз, як правило, не обов'язково супроводжується й одночасним подрібненням мікроструктури сплавів. Для окремих Cu -сплавів виявилося, що їх механічні властивості після введення деяких МД підвищувались, незважаючи на збільшення величини литого зерна [38].

Як повідомляється у роботі [363], К.Н. Єрмолаєв, а також В.С. Чернов й Ф.І. Бусол пояснюють подрібнення структури сталі різною розчинністю ЕМ у ТФ та РФ, й концентраційним ущільненням їх, яке призводить до гальмування швидкості росту кристалів незалежно від їх поверхневої активності. За В.А. Тіллером, – продовжують автори цієї ж наукової праці, – концентрація ЕМ у Me -розплаві на відстані x від поверхні кристала визначається функціональною залежністю, що наглядно представлена у вигляді функціональної залежності [363]:

$$C_L^E = C_0^E \left[1 + \frac{1 - K_0}{K_0} \exp\left(-\frac{W_l x}{D_L^E}\right) \right], \quad (1.8)$$

де C_0^E – рівноважна концентрація ЕМ в розплаві, кг/м³; K_0 – рівноважний коефіцієнт розподілу ЕМ; W_l – швидкість просування фронту кристалізації розплаву, м/с; D_L^E – коефіцієнт молекулярної дифузії ЕМ, розчиненого у матричному розплаві, м²/с.

За офіційними даними І. Кітаура й Х. Танака, наведеними у своїй науковій праці, кількість речовини, винесеної конвективним потоком з одиниці поверхні

кристала кулеподібної форми, визначається за наступною формулою [363]:

$$N_E = K_f (C_S^E - C_L^E), \quad (1.9)$$

де C_S^E – концентрація ЕМ, що переноситься, на поверхні кристала, кг/м³; K_f – конвективний коефіцієнт швидкості масопереносу ЕМ у матричному розплаві, м/с [363]:

$$K_f = 1,47 \sqrt{\frac{v_f}{d}} \cdot \sqrt[3]{\frac{(D_f^E)^2}{\nu_{Me}}}, \quad (1.10)$$

де v_f – швидкість конвективного потоку, м/с; D_f^E – коефіцієнт конвективної дифузії ЕМ у матричному розплаві, м²/с; d – діаметр кристала сферичної форми, м; ν_{Me} – кінематична в'язкість металічного розплаву, м²/с.

В.А. Єфімов та Ю.Я. Скок рекомендують [363], у першому наближенні K_0 , як критерій для вибору ЕМ І-го роду. Разом із цим, для конкретних умов, – на їх думку, – таким критерієм буде ефективний коефіцієнт розподілу, про що мова піде далі.

Проте, А. Оно [481] пропонує оцінювати ефективність дії ЕМ на структуру й властивості Me і сплавів за допомогою величини $(1 - K_0)$, яку він назвав ліквідаційним коефіцієнтом. Такої ж самої думки притримуються у своїх роботах В.А. Кечін [174] та В.А. Єфімов [185]. Зокрема автор монографії [481] вважає, що розчинений у матричному розплаві ЕМ із більшою величиною $(1 - K_0)$ є ефективнішим як подрібнювач литої структури металу. Значення величини $(1 - K_0)$ для ЕМ різних сплавів наведені у багатьох роботах [29, 169, 170, 172, 174, 185, 481]. Таким чином, автор [38], який вивчав латуні і бронзи, дійшов висновку, що не можна судити про вплив ЕМ на ливарні властивості Si -сплавів лише за фактом подрібнення величини литого зерна, яким би ефективним воно не було. Через це, очевидно, мають рацію ті автори [47, 469, 470], які під введенням МД мають на увазі не просту видозміну (модифікування) макроструктури, а розглядають введені МД як мікролегуючі компоненти. Мікролегування сталей й чавунів, на думку цих авторів, означає не просту якісну видозміну литої структури сплаву, а придання йому нових властивостей. Фактично із введенням МД синтезується новий сплав, що кардинально змінює технологічний процес його плавлення та лиття [47, 469, 470].

Мікролегування ливарних сталей і сплавів, – вважає Б.А. Мовчан [302], – не обмежується лише впливом на їх первинну структуру за допомогою ЕМ. Введення до матричного розплаву активних МД, здатних реагувати з $[O]$, $[N]$, $[S]$, $[As]$ та іншими домішками й утворювати відповідні сполуки, дозволяє послабити або повністю нейтралізувати їх дію. Характерними прикладами таких МД можуть бути РЗМ, які утворюють термічно стійкі Me_nO_m та Me_nS_m . У табл. А.1 співпоставлені температури плавлення і теплоти утворення Me_nS_m й Me_nO_m деяких ЕМ та ЛЕ. Числові значення цих величин, зокрема Me_nO_m , мало чим відрізняються від представлених у роботі [485].

Висота T_{nl} оксидів і сульфідів РЗМ – таких як: La_2O_3 , La_2S_3 та Ce_2O_3 , CeO , Ce_2S_3 , CeS дозволяє, на думку автора публікації [302], зв'язати $[O]$ й $[S]$ при введенні певної їх кількості до більшості Me і сплавів. В залежності від тривалості витримки Me -розплаву після введення La й Ce та умов кристалізації, частки тугоплавких Me_nO_m й Me_nS_m можуть спливати на поверхню металу із певною швидкістю, яка, згідно закону Стокса [486], може бути виражена наступною формулою:

$$\omega_{HB} = \frac{2gr_{HB}^2(\rho_{Me} - \rho_{HB})}{9\eta_{Me}}, \quad (1.11)$$

де g – прискорення вільного падіння, $g = 9,80665 \text{ м/с}^2$ [478, 479]; r_{HB} – радіус частки неметалічного включення, $\times 10^{-2} \text{ м}$; ρ_{HB} – густина неметалічного включення (Me_nO_m , Me_nS_m), $\times 10^3 \text{ кг/м}^3$; η_{Me} – динамічна в'язкість рідкого металу, $\times 10^{-1} \text{ Па}\cdot\text{с}$,

або залишатися у матричному розплаві [302], позитивно впливаючи як ЕМ II-го роду, чи як НВ із сприятливішими формами та розмірами. Наприклад [302], утворення дрібних сферичних Ce_2S й CeS у міжкристалічних зонах замість грубих виділень Me_nS_m основи сплаву, що існували раніше. Як повідомляється у роботі [328], РЗМ також зменшують негативний вплив $[N]$ та $[H]$ у сталях, а МД втілення – у тугоплавких Me і сплавах на їх основі. Деякі з РЗМ утворюють досить тугоплавкі сполуки, такі як [328]: Me_nSn_m , Me_nPb_m , Me_nBi_m .

У низці літературних джерелах [362] є інформація і про те, що мікролегування сплавів інколи можна здійснювати МД, які є шкідливими для основи сплаву. Такою МД, на думку Д.І. Дорна й С.Д. Старра, може бути $[O]$ у Si -сплавах.

Наведені приклади мікролегування зводились до впливу на матричний розплав або процес його первинної кристалізації. Позитивно впливають на міжкристалічні явища також МД, що розчиняються в основі сплаву, – повідомляє Б.А. Мовчан [302]. В літературних джерелах [376, 377, 487] є дані про сильний вплив МД на температуру рекристалізації, самодифузії, параметр кристалічної ґратки, твердість та інші властивості. Зменшення твердості литого *Mo* при введенні деяких МД показане у роботі [377]. Подібні залежності твердості й пластичності спостерігаються у таких *Me* як, наприклад [302], *W*, *Cr* та *Ni*.

Б.А. Мовчан стверджує [302], що зміною властивостей ТФ при мікролегуванні структури *Me* та їх сплавів можна впливати на міжкристалічні явища, які пов'язані із вторинною межею. Припускається також [186], що подібну дію на виділення Me_nS_m у литих сталях здійснюють МД *Al*, за умови що їх вміст перебільшує деяку критичну дозу, необхідну для сполучення з [O]. Припускається також [377, 487], що зниження твердості і температурного порогу крихкості *Mo*, *W* та їх сплавів при введенні незначної кількості деяких ЛЕ пов'язане, у першу чергу, із зменшенням рівноважної концентрації розчинених МД втілення. Легуючі МД можуть змінювати параметр кристалічної ґратки, а також рівень спотворень пружної та електронної взаємодії, спричиненої, на думку авторів роботи [302], наявністю атомів МД у твердому розчині. Це призведе, насамперед, до зміни здатності атомів МД концентруватися у приграничних зонах вторинних кристалів при охолодженні сплаву, яка характеризується величиною енергії активації у співвідношеннях Мак Ліна [488]:

$$C_{cn}^E = \frac{C_E \exp\left(\frac{U}{RT}\right)}{1 - C_E + C_E \exp\left(\frac{U}{RT}\right)}, \quad (1.12)$$

де C_{cn}^E – концентрація атомів ЛЕ у спотворених областях (приграничних зонах), кг/м³; C_E – концентрація атомів ЛЕ у неспотворених областях (внутрішніх об'ємах кристалів), кг/м³; U – різниця енергій спотворень, Дж; R – універсальна газова стала, $R = 8,31441$ Дж/(моль·К) [478, 479].

Коли ж $C_E \ll 1$, то співвіднош. 1.12 матиме такий вигляд [488]:

$$C_{cn}^E = \frac{C_E \exp\left(\frac{U}{RT}\right)}{1 + C_E \exp\left(\frac{U}{RT}\right)} \quad (1.13)$$

Можуть виникнути так звані [302] «конкуруючі» умови, коли приграничні зони будуть збагачуватись атомами ЛЕ, уникаючи раніше існуючого у цих зонах накопичення атомів супутніх домішок. У багатофазних сплавах, – повідомляють автори робіт [467, 489], – також спостерігаються деякі із розглянутих явищ, зокрема, модифікуюча дія МД. На їх думку, при багатофазній кристалізації ЛЕ можуть вибірково концентруватися в одній із фаз, що утворюються, змінюючи форму й розміри виділень, а також загальну їх кількість. Б.А. Мовчан [302] відзначає, що МД, у залежності від її фізико-хімічних властивостей та кількості, а також природи сплаву, який покращується, може проявити комплексну дію.

Мікролегування широко застосовується для покращення властивостей сталей і сплавів, у тому числі й в литому стані [186, 378]. Характерним прикладом таких МД, які вводяться у сталь, є *Al*. Кількість *Al*, що вводиться, впливає на структуру й властивості литої сталі. У роботі [378] є інформація про те, що збільшення кількості *Al* у сталі понад 0,02...0,05 % (мас. частка) забезпечує можливість отримати оптимальний розподіл включень та високі механічні властивості. Локалізація фаз, пов'язаних із введенням *Al*, описана у монографії [186]. У цій роботі описані умови ліквідації у сталях мікрокристалічного руйнування, зумовленого виділенням Me_nS_m .

Широкого застосування при виробництві сталей і сплавів набули МД РЗМ й деякі їх сплави (мішметал, ланцерамп, фероцерій), – повідомляє Б.А. Мовчан [302] у своїй науковій праці. Їх позитивний вплив зумовлений комплексною дією у РФ та, очевидно [302], у ТФ. РЗМ, на його думку, зв'язують [O], [S], [N] й [H] у відповідні сполуки і сприяють їх виведенню із рідкої сталі; нейтралізують шкідливий вплив *Bi*, *Pb*, *Sn*, внаслідок чого підвищують пластичність та оброблюваність, опір крихкому міжкристалічному руйнуванню, зварюваність, жароміцність. Характерно [302], що залежність фізико-механічних властивостей сплавів від кількості МД РЗМ, що вводяться, має яскраво виражений максимум – покращення цих властивостей відбувається до певного вмісту, після якого вони знижуються.

Крім десульфурзації МД РЗМ проявляють модифікуючу дію [352, 403]. Тугоплавкі Ce_2S_3 й CeS , спливаючи у шлак або розподіляючись у міжосних просторах, запобігають збагаченню S вторинних меж – «меж колишніх аустенітних зерен» [328]. Досвід промислової обробки розплаву РЗМ при виробництві хромонікельмолібденової сталі підтвердив можливість усунення схильності до міжкристалічного руйнування по вторинних межах [328]. У науковій статті [379] детально вивчено вплив мішметалу на здатність деформуватися при куванні деяких марок аустенітних та аустенітноферитних марок неіржавіючих сталей.

Автори публікації [379] вважають, що усунення червоноламкості не можна пов'язувати лише із зменшенням вмісту $[O]$, $[S]$, $[N]$ та $[H]$. Основна причина, за їх припущенням, полягає у різкому зменшенні швидкості дифузії $[O]$ у рідкій сталі внаслідок кількості La , Ce , розчинених в основі сплаву, та нейтралізації шкідливого впливу таких домішок, як Pb , Sn , Bi , тощо.

У роботі [380] було досліджено також вплив вмісту La й Ce при навантаженні 3530394×10^2 Па на відносне видовження і тривалу міцність сплаву марки ЭИ437. Схильність сталі, що містить, % (мас. частка): 0,25...0,35 C й 20,00...22,00 Cr , до тріщин, залежно від вмісту Ce була визначена авторами публікації [381] на технологічних пробах за площею розкриття цих тріщин.

Позитивний вплив мікролегування такими МД як Ca , РЗМ та інших ЛЕ на властивості литих Me і сплавів розглянутий багатьма дослідниками, зокрема авторами робіт [419, 420, 328, 378, 382–384]. Прикладом впливу мікролегування на міжкристалічні явища й властивості литих Al -сплавів можуть бути сплави АМц й Д16 із МД такого Me як Ti [169, 170, 181, 337]. Причому позитивний вплив Ti на структуру й властивості Al -сплавів не знижується навіть після повторного переплаву, що дуже важливо, на думку М.В. Мальцева [335, 355], при використанні відходів. Автором монографії [337] визначена зміна границі міцності й відносного видовження сплаву АМц від $[Ti]$.

Зменшення схильності до кристалізаційних тріщин в Al -сплавах при введенні розглянутих МД зумовлене, у першу чергу, зменшенням протяжності температурного інтервалу крихкості та збільшенням пластичності у його межах, – повідомляє І.І. Новіков [490]. Позитивно впливають на структуру й властивості литих Al -бронз і ла-

туней, що містять *Fe*, наприклад [38, 46, 282] бронзи марки БрА10ЖЗМц1,5; МД [0,01...0,05 % (мас. частка)] таких ЛЕ як *B*, *V*, *Zr*, *W* та їх комбінацій.

Нейтралізацію негативної дії *Bi* й *Pb* здійснюють, як повідомляється у роботах [38, 46, 47, 282, 491], введенням до розплаву латуней і бронз МД, які погано розчиняються у *Cu* чи основі сплаву, не утворюють з основними компонентами *Cu*-сплаву хімічних сполук, але добре взаємодіють із *Pb* й *Bi* та можуть зв'язувати їх у досить тугоплавкі інтерметаліди. Приклади таких сполук (табл. А.2) наведені у додатках.

На сьогоднішній день є інформація [298, 328] про те, що МД РЗМ покращують пластичність литих тугоплавких *Me* й деяких сплавів. МД *Ce* та *La* у розплаві *Nb* або *V* технічної чистоти і відповідна витримка, необхідна для спіливання Me_nO_m , проявляють рафінуючу дію [333, 335], що супроводжується зменшенням твердості й покращенням оброблюваності зливків. МД [0,05...0,15 % (мас. частка)] мішметалу, *La*, *Ce*, *Zr* та *Nd* знижують твердість і температуру переходу у крихкий стан литого *Mo* технічної чистоти [334]. Цей ефект, на думку автора монографії [302], також пов'язують із рафінуючою дією РЗМ по відношенню до домішок втілення.

У наукових працях [328, 298] є інформація про те, що МД *La*, *Ce* та особливо *Y* збільшують пластичність *Cr* технічної чистоти, зміщують температуру переходу із крихкого стану у пластичний на 100...200 К. Мають місце експериментальні дані про те, що у *Cr* підвищеної чистоти [сумарний вміст домішок – до 0,01 % (мас. частка)] МД *Y* та РЗМ, навпаки, підвищують температуру переходу [385]. Подібну дію МД, розглянутих вище, Б.А. Мовчан [302] пояснює утворенням часток іншої фази, які, на його думку, є зародками для тріщин.

Зазначене протиріччя не єдине й, очевидно, зумовлене різноманітністю фізико-хімічних процесів, які протікають при мікролегуванні [336]. Вплив МД на зміну деяких структурно-чутливих властивостей у *Me* і сплавах залежить від кількості ЛЕ й домішок, величини перегріву й тривалості витримки у рідкому стані, попередньої обробки розплаву, умов кристалізації, тощо, – вважає автор [302]. Через це часто вплив певних МД на *Me* і сплави приблизно однакової чистоти не тотожний [336]. Несумісність результатів, на думку цього автора, може бути також пов'язана з різними методами та умовами вимірювання даної властивості, наприклад [302], температури пере-

ходу. Через це при вивченні мікролегування необхідні строгий аналіз й урахування усіх факторів, здатних вплинути на структуру і властивості досліджуваного об'єкта.

До легування, мікролегування та модифікування *Me* і сплавів не згас інтерес й по сьогоднішній день [168, 305, 324, 325, 386–393, 455–459]. Так, наприклад, А.І. Троцан у своїй роботі [386] показав позитивний вплив *Ca* на стан меж зерен та властивості у сталі через явища конкуренції і запропонував шляхи його реалізації. Автори роботи [387] вивчили вплив легування *Ni* та *Cr* і мікролегування *Al*, *Ti* та РЗМ (*У* і мішметалом) на жаростійкість хромонікелевої сталі. Ними доведено, що при раціональному мікролегуванні *Al* й РЗМ можна підвищити жаростійкість зазначених сталей у 1,5...2,0 рази. Мікролегування сталі 45Х26Н2СЛ *Ti*, повідомляється у статті [298], слабо впливає на її жаростійкість. У той час, коли мікролегування сталі 45Х26Н2СЛ *Al* й РЗМ призводить до підвищення її жаростійкості до рівня жаростійкості сталі 40Х24Н12СЛ і з'являється можливість значної економії дорогого та дефіцитного *Ni* [327]. В.В. Афтанділянц [385], вирішуючи питання підвищення корозійної стійкості литих аустенітних сталей мікролегуванням і модифікуванням, визначив кількісні закономірності впливу параметрів структури на корозійну стійкість сталей типу 12Х18Н9ТЛ й 12Х18НМ3ТЛ, які показують механізм комплексного впливу *Se*, *B*, *V* та *Cu*. У роботі [386] досліджена кінетика графітизацій БЧ, модифікованого *Va*. Із застосуванням МГА [492], а також вимірювання щільності зразків при графітизації чавуну, автори [386] встановили, що *Va* впливає на тривалість 1-ї стадії графітизації БЧ та форму включень *C* відпалювання.

У ФТІМС НАН України вивчено процеси взаємодії активних елементів МД із рідким металом при одержанні високоміцного чавуну [339]. Досліджено також вплив присадки активних елементів, таких як РЗМ (рис. 1.1), на питому кількість графітових включень, площу графіту та глибину відбілювання чавуну. Таким чином, – вважає Б.А. Мовчан у своїй роботі [302], – кожна конкретна технологія мікролегування структури передбачає сталість усіх умов, починаючи від методу введення МД до матричного розплаву й закінчуючи особливостями обробки литих *Me* і сплавів.

Проте, традиційними методами легування, мікролегування та модифікування ливарних сталей і сплавів, як повідомляється у наукових працях [21, 24–31, 33, 37–

43, 47, 166, 169–177, 179, 182–185, 218, 293, 294, 300, 301, 307–318, 326, 329–337, 339–354, 363–371, 374, 394–414, 419–421, 423–432, 436, 437, 441, 442, 445, 448, 493–496], є позапічна обробка *Me*-розплаву у струмені, на жолобі плавильного агрегату чи у ковші, а також електрошлакова обробка рідких металів. У практиці ливарного виробництва застосовуються й інші – спеціальні методи обробки *Me*-розплавів, які, за М.Г. Гіршовичом [25], об'єднують у 2 (дві) групи:

- а) газометалургійні та фізичні;
- б) фізико-металургійні.

Усі ці методи вимагають значних трудо- та енергозатрат, і є неекономічними. Позапічна обробка *Me*-розплаву у цілому – проміжна операція між випуском його із тигля печі та формозаповненням, й виступає лімітуючою ланкою у процесі виробництва виливків, передбачаючи введення в експлуатацію додаткового обладнання: камер-автоклавів, міксерів, герметизованих ковшів, шлюзових пристроїв на жолобах ваграночних накопичувачів та інших засобів, і, як наслідок того, ускладнює технологічний процес, робить його тривалішим й дорожчим. Ще одним серйозним недоліком позапічної обробки *Me*-розплавів є «живучість» ЕМ. За даними [21, 22, 24–27, 29, 31, 33, 37–43, 180–186, 223, 257, 258, 290, 294, 300, 301, 306–309, 313, 323, 326, 342, 358, 371, 378, 394, 397, 398, 486], модифікуюча дія ЕМ, зазвичай, повністю зникає протягом 10...25 хвилин. Збереження цієї дії, передусім, важливо для масивного литва, де тривалість транспортування, формозаповнення та кристалізації металу досить великі, а відтак «живучості» ЕМ може не вистачити [22, 25, 29, 31, 37], тобто:

$$\tau_{жив}^E \geq \tau_{тр}^{Me} + \tau_{зал}^{Me} + \tau_{кр}^{Me}, \quad (1.14)$$

де $\tau_{тр}^{Me}$, $\tau_{зал}^{Me}$, $\tau_{кр}^{Me}$ – відповідно, тривалість транспортування, формозаповнення й кристалізації металічного розплаву, $\times 60$ с.

Виходячи із того, що було сказано раніше, варто зазначити, що усунення вказаних недоліків позапічної обробки *Me*-розплаву можливе за умови підвищення ефективності дії ЕМ. Це може бути досягнуто шляхом розробки та впровадження у виробництво прогресивних технологій легування, мікролегування й модифікування *Me* і сплавів на їх основі, які б дозволили скоротити тривалість транспортування, формозаповнення й кристалізації *Me*-розплаву.

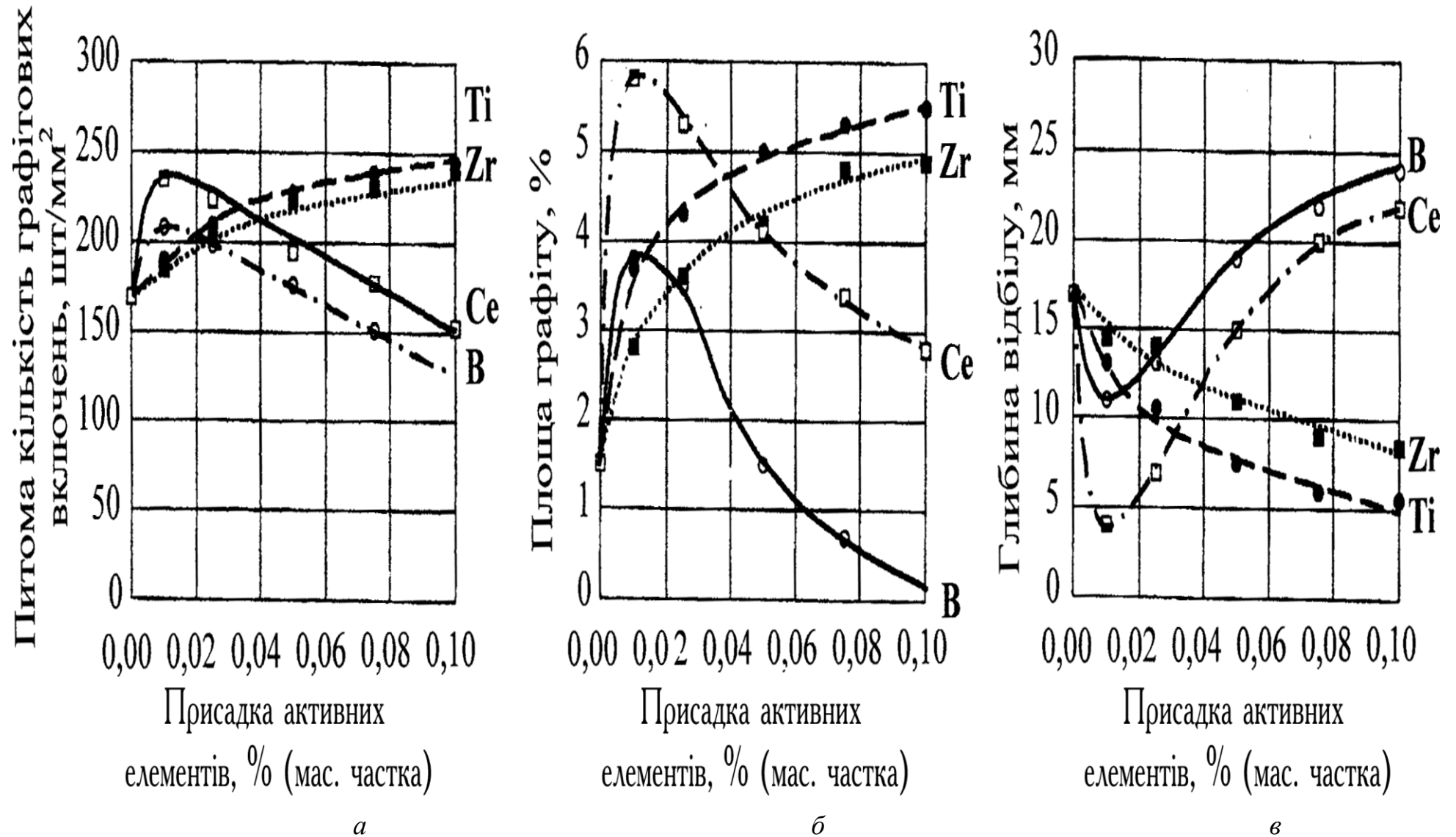


Рисунок 1.1 – Залежність [416] питомої кількості графітових включень у структурі високоміцного чавуну (а), площі графіту (б) та глибини відбілювання (в) від присадки активних елементів (Ti, Zr, Ce, B)

1.2 Композиційне зміцнення ливарних сталей і сплавів та виробництво армованих виливків

В останні десятиріччя широкого розповсюдження набули КМ, зокрема, ЛКМ [2, 20, 48–65, 67–75, 81–84, 89–91, 99, 114, 117, 122, 125–127, 216, 217, 497, 498], які отримують за допомогою різноманітних методів рідкофазного сполучення *Me*-матриці із високоміцним (високомодульним) армуючим матеріалом [нульмірні компоненти – від макрочасток (шроту) до ультрадисперсного порошку; одномірні – стрижні, дріт, волокна; двомірні – листи, фольга, сітки] [49, 56, 70, 81–84, 99]. Детальніша інформація про КМ, взагалі, та ЛКМ, зокрема, буде викладена далі.

Усі способи отримання КМ автори наукових праць [49, 56, 68] поділяють на твердофазні, рідкофазні та осадження. Варто розглянути, у першу чергу, основні технологічні схеми виробництва КМ зазначених груп.

Твердофазні способи полягають у попередньому об'єднанні гетерогенної АФ й *Me*-матриці та їх наступному компактуванні у вироби за допомогою гарячого пресування, кування, прокатки, дифузійного зварювання, екструзії [6, 8, 11–13, 15, 16, 49, 65–68, 82–85, 99, 112], тощо. Відомі й інші твердофазні методи отримання КМ [20, 66, 77–88, 94, 99, 124, 129, 141–146, 295].

Для виготовлення КМ, армованих високоміцними частками, безперервними й короткими волокнами, а також матами та сітками із волокон, найбільше застосування знаходять твердофазні методи ПМ, – повідомляють як зарубіжні [85, 86, 94, 295, 499–532], так і вітчизняні [49, 66, 77–85, 88, 190, 200, 201, 210, 216, 291] автори. Даний метод, у порівнянні із технологіями лиття, має ширші можливості по створенню варіацій КМ з метою отримання матеріалів із різним рівнем фізико-механічних й спеціальних характеристик, як вважають автори публікації [85], оскільки, на їх думку, практично немає обмежень за кількістю, морфологією, дисперсністю і матеріалом АФ. До недоліків ПМ варто віднести труднощі рівномірного розподілу АФ в об'ємі *Me*-матриці у ході підготовки шихти, а також можливість пошкодження крихкої арматури волокон при компактуванні [66, 77, 79, 81–84, 210].

Найбільшого застосування знає зварювання вибухом – основний спосіб отримання шаруватих КМ. У даному випадку з'єднання утворюється у ТФ [533].

В останні роки ХХ сторіччя зазнали розвитку методи синтезу КМ нанесенням на підкладку, по черзі, шарів *Me*-матриці та АФ, тобто методами осадження, – повідомляють автори монографії [49]. Існує декілька способів отримання КМ нанесенням покриттів [87, 94–97, 534–542]: плазмовим напиленням, електролітичним осадженням, осадженням із ГФ, вакуумним, емісійним та іншими методами.

Рідкофазні методи, на думку [49], мають низку суттєвих переваг, серед яких головні: можливість виробництва виробів із КМ з мінімальною наступною механічною обробкою або взагалі без неї; обмежений силовий вплив на крихкі компоненти; широка номенклатура компонентів, що використовуються для створення КМ; спрощене апаратне забезпечення; висока продуктивність; можливість механізації, автоматизації й реалізації безперервних технологічних процесів. Крім того [49, 56], за допомогою рідкофазного методу можна виготовляти такі КМ, які іншими методами виготовити або неможливо, або нерационально.

Як повідомляють автори монографії [49], ЛКМ отримують двома способами: сполученням ТФ із РФ, а також рідкофазним сполученням різних компонентів між собою. Основні технологічні схеми отримання ЛКМ представлені у публікаціях [49, 87], і не тільки. Суть кожної схеми, її особливості, недоліки та переваги, а також проблеми, пов'язані із сполученням АФ й *Me*-матриці відображені у роботах багатьох авторів [16, 34–36, 69–71, 83, 84, 87, 89–121, 193, 526–571].

Нині, в залежності від природи *Me*-матриці та АФ, відомо чимало типів ЛКМ, отриманих рідкофазними методами [82]. До цих матеріалів не втратили свій інтерес спеціалісти провідних вітчизняних й зарубіжних науково-дослідних установ.

В роботі [122] пропонують ЛКМ із *Me*-матрицею зі сплавів на основі *Al*, *Si* або *Zn*, армований пустотілими скляними мікросферами, і спосіб його виготовлення, який полягає у розміщенні цих склосфер у ПФ, нагріванні цієї ПФ до потрібної температури й заповненні її матричним розплавом під тиском. Автори цього патенту [122] наводять приклад отримання ЛКМ з *Al*-матрицею: ПФ із розмірами ($\times 10^{-3}$ м) $200 \times 400 \times 10$ заповнюється склосферами, просочування здійснюється при $T = 1073$ К та $P = 2$ МПа. Отриманий ЛКМ має [482]: $\sigma_g = 16,5$ МПа, $\sigma_c = 49,8$ МПа, $\sigma_u = 1,7$ МПа; $\rho \approx 1100$ кг/м³.

У публікації [498] вивчені особливості евтектичної кристалізації високомідис-

тих чавунів, як ЛКМ системи *Fe-Cu*. Автори цієї роботи показали, що процес формування евтектичних сумішей суттєво залежить від морфології виділення високомікстої ε -фази. ЛКМ системи *Fe-Cu* були отримані також за ЛГМ-процесом [251]. Матеріал одержали шляхом армування розплаву СЧ дисперсною *Cu*. Армування здійснювалось за допомогою ГМ, у «тіло» якої було імплантовано АФ.

Відносно новим у промисловому виробництві класом матеріалів, як повідомляється у науковій праці [85], є металічні ЛКМ на основі ливарних *Al*-сплавів, армованих керамічними макрочастками. Вони відповідають певним вимогам конструкторів і вважаються перспективними, на думку авторів цієї роботи, для забезпечення малої ваги деталей у поєднанні із високою жорсткістю й міцністю, добрим опором зносу та високою розмірною стабільністю. Можливість використання для виготовлення таких ЛКМ стандартних металургійних процесів (ПМ, ССЛ та інших), а також невисока вартість вихідних компонентів (промислові *Al*-сплави і комерційно доступні керамічні порошки) роблять їх серйозними конкурентами традиційним сплавам для застосування у машинобудуванні [85].

Як АФ при отриманні ЛКМ на основі *Al* часто використовують тверду і зносостійку хімічну сполуку *SiC* у вигляді нитковидних кристалів або дисперсних часток [77, 85, 87, 89–91]. Є також розробки, де використовуються макрочастки із *Al₂O₃*, *B₄C*, *TiC* та інших матеріалів [122, 498, 570–573].

Разом із тим, у роботі [87] є інформація про те, що в ЛКМ системи *Al-SiC* за певних температур й тривалості контакту між *Me*-матрицею та АФ протікає хімічна реакція з утворенням карбіду (метаніду) алюмінію:



який руйнує АФ і збільшує об'ємну частку твердих макрочасток.

Аналогічна картина спостерігається в отриманих методом просочування, так званих [415] псевдосплавах. Такими сплавами є ЛКМ системи *Al-Fe*, де між АФ й *Me*-матрицею за певних умов протікає хімічна реакція [212] з утворенням цілої низки інтерметалічних сполук, таких як:



ЛКМ системи *Cu-Fe*, розроблені у ФТІМС НАН України, мають оптимальну

мікроструктуру, яка складається із твердих сталевих гранул, що армують пластичну *Me*-матрицю із *Cu*-сплавів [72] – як правило зі *Sn*-бронзи. Стабільність і високу несучу здатність цих ЛКМ у широкому інтервалі температур і навантажень забезпечує АФ, а пластична *Me*-матриця сприяє утворенню на спряжених поверхнях трибосистеми розділювальних плівок, які знижують роботу тертя [73, 88].

Незважаючи на недоліки ЛКМ системи *Al-SiC*, які були перераховані вище, до цих матеріалів, як і до всіх *Al*-матричних ЛКМ, не згас інтерес й по сьогоднішній день. Так, наприклад [327], у ФТІМС НАН України були досліджені структура і властивості ЛКМ систем *Al-Al₂O₃*, *Al-SiC*, *Al-C*. Виявлено ефект модифікування *Al*-сплаву при введенні ДІ. Вивчено вплив природи АФ, її дисперсності та кількості на структуру й механічні властивості ЛКМ [327]. Результати математичної обробки експериментальних даних (рис. 1.2) представлені нижче.

У роботі [74] показано превалюючий вплив гідродинамічних процесів, що протікають у порожнині ЛФ при отриманні ЛКМ систем *Cu-AФ*, *Al-AФ*. Її автори провели гідромодельовання на прозорих рідинах процесів заповнення пористого армуючого каркасу. У публікації [74] визначені основні геометричні параметри такого типу армованих систем, на підставі яких встановлені основні технологічні показники при виробництві заготовок із КМ, які одержують рідкофазними методами.

Дослідження, направлені на розробку нових типів ЛКМ проводяться також і в інших науково-дослідних установах нашої держави. Зокрема, на основі фізичного моделювання на прозорих моделях авторами наукової статті [75] виявлені деякі особливості гідродинаміки руху розплаву та кристалізації двошарових композитних зливків, отриманих за схемою *Рідина – Рідина* (зливки з доливанням розплаву іншого складу) й *Рідина – Тверда вставка*. Ними [75] визначені технологічні можливості та обмеження при застосуванні способів, що були досліджені раніше.

Нульмірні ЛКМ це, як правило, зносостійкі матеріали [49, 72, 78, 85, 87, 89, 125–127], для яких реалізується принцип Шарпі [148, 293] – у м'якій *Me*-матриці тверді включення АФ, які знижують в'язкість сплаву й тимчасовий опір розриву, надають йому твердість і зносостійкість. Міжфазна взаємодія й з'єднання компонентів у цій системі носить адгезійний (бездифузійний) характер [2, 6, 13, 19–21, 34,

35, 48–75, 77–79, 81–84, 106–140, 295], про що вже згадувалося раніше [56].

Оскільки, $Me-A\Phi$ є термодинамічною системою, в якій величина міжфазної енергії визначається різницею хімічних потенціалів, і в часі їх вирівнювання протікає досить повільно, то на певному відрізку поточного часу можна говорити про квазірівноважний стан, – вважають автори монографії [49], – і для цього відрізка використовувати закон Юнга – Дюпре, який у нашому випадку матиме вигляд [169, 574]:

$$W_{[Me-A\Phi]}^a = \sigma_{[Me-A\Phi]} (1 + \cos \theta_{[Me-A\Phi]}), \quad (1.17)$$

де $W_{[Me-A\Phi]}^a$ – робота адгезії твердих включень АФ до матричного розплаву, Дж/м²;
 $\sigma_{[Me-A\Phi]}$ – міжфазний натяг на межі розділу дотичних фаз *Me-матриця* – АФ, Н/м;
 $\theta_{[Me-A\Phi]}$ – краєвий кут змочування включень АФ матричним розплавом, рад.

На думку О.Й. Шинського з колегами [253], нульмірний ЛКМ системи $Me-A\Phi$ у рідкому стані являє собою грубодисперсну систему (завись), де тверді частки АФ знаходяться у матричному розплаві в завислому стані. Вони у броунівському русі участі не приймають, а відтак до молекулярної дифузії не схильні. Відношення гідродинамічного опору *Me-розплаву* відносному руху макрочасток АФ до дії сили тяжіння характеризується критерієм витання [575]:

$$Fr_0 = \frac{\xi \rho_{A\Phi} u_0^2}{gr_{A\Phi} (\rho_{Me} - \rho_{A\Phi})}, \quad (1.18)$$

де ξ – коефіцієнт гідродинамічного опору матричного розплаву; $\rho_{A\Phi}$ – густина матеріалу АФ, кг/м³; u_0 – відносна швидкість руху часток АФ у *Me-розплаві*, м/с; $r_{A\Phi}$ – середній радіус часток АФ, м.

Змішування АФ з матричним розплавом, на думку В.С. Шуляка [254], здійснюється під дією конвективних й гідродинамічних потоків, що виникають у рідкому металі під час формозаповнення. Потенційно висока продуктивність праці при виготовленні композитних виливків і порівняно низька собівартість сприяли тому, що зусилля багатьох дослідників в останні роки були направлені на покращення технологічних процесів для організації широкомасштабного виробництва, – повідомляють автори публікації [85]. Проте, щоб досягти цієї мети необхідно вирішити 3 основні проблеми, які є причиною низької якості ЛКМ системи $Me-A\Phi$:

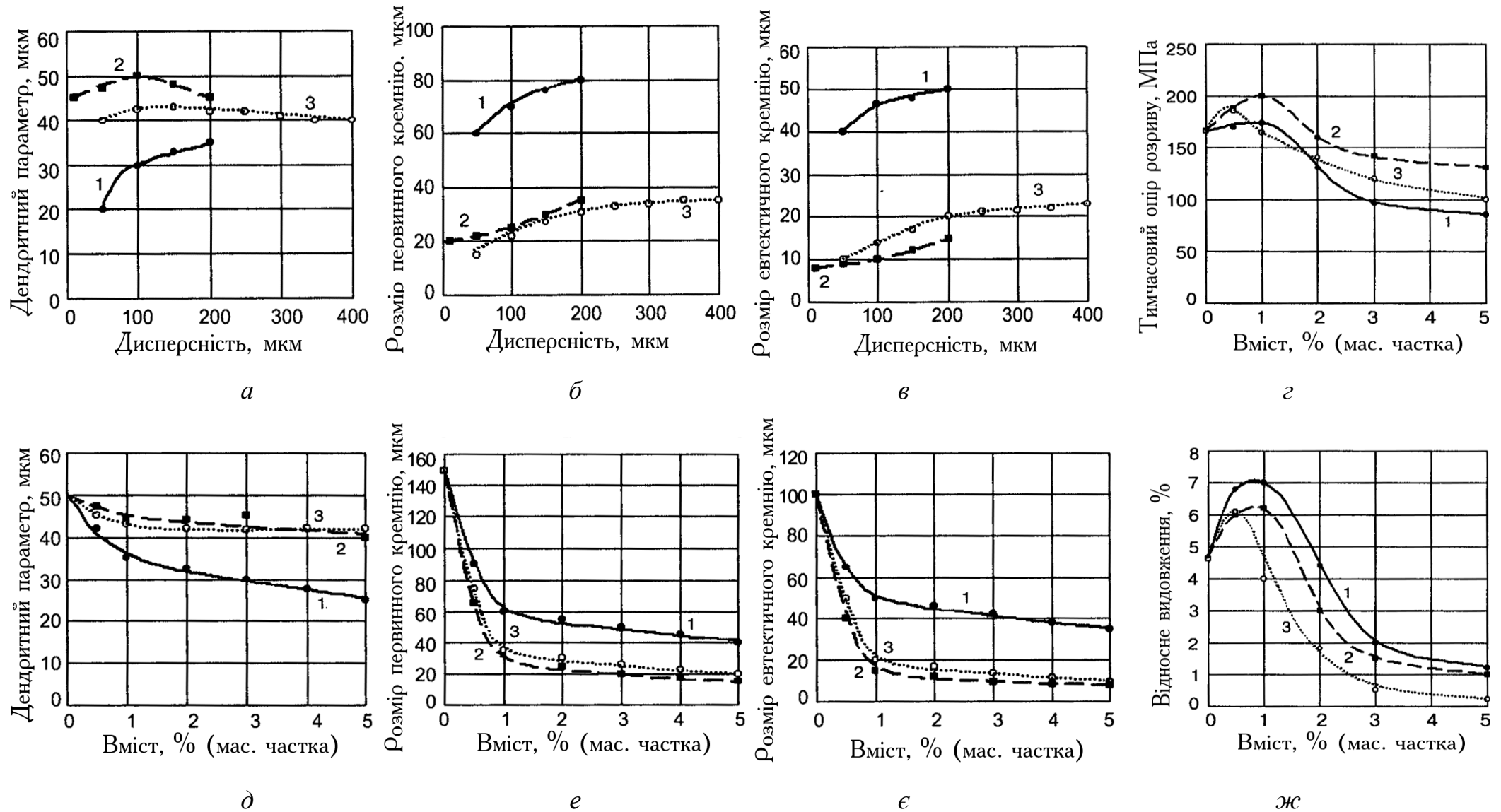


Рисунок 1.2 – Вплив дисперсності АФ (а, б, в) та її вмісту (д, е, є) на параметри мікроструктури силуміну Al – 15 % (мас. частка) Si, а також залежність його механічних властивостей (г, ж) від концентрації АФ [65]: 1 – Al₂O₃, 2 – SiC, 3 – C

а) погана змочуваність *Me*-розплавом керамічних дискретних армуючих елементів [543], що значно погіршує як процес їх введення до матричного розплаву та однорідного розподілу в його об'ємі, так і утворення досить міцного зв'язку на межі розділу суміжних фаз *Me-матриця – АФ*;

б) у випадку гарного змочування при контакті армуючих компонентів з матричним розплавом на поверхні розділу фаз можуть протікати хімічні реакції, які призводять до деградації АФ або послаблення її зв'язку із *Me*-матрицею, а також значного погіршення ливарних характеристик ЛКМ [101].

в) тенденція до агломерації АФ у *Me*-розплаві, що призводить до нерівномірного її розподілу в об'ємі ЛКМ системи *Me-АФ*.

Для вирішення першої проблеми, зокрема стосовно ЛКМ на базі *Al*-сплавів, автори [98, 100, 544–548] радять вживати різноманітні штучні заходи для покращення змочування АФ матричним розплавом:

а) очистку часток АФ від поверхневих забруднень у розчинах кислот (ультразвуком, тепловою обробкою, тощо);

б) нанесення покриттів на поверхню АФ (*Ni*, *Cu*, фтористих сполук, тощо);

в) легування ливарних сплавів (*Li*, *Cu*, *Mg* та іншими ЛЕ) перед або під час введення АФ до матричного розплаву;

г) проведення процесу у вакуумі чи інертній атмосфері.

Друга проблема, на думку [85], може бути ліквідована (або зменшена) за рахунок ретельного підбору технологічних параметрів, модифікування складу *Me*-матриці, підбору пар *M-АФ*, а також попередньою обробкою АФ.

Третя проблема вирішується введенням АФ до матричного розплаву та способом її замішування. Це докладно описано у роботах [102, 103, 549–552].

1.3 Об'ємне легування, мікролегування, модифікування та армування металу у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом

ЛГМ-процес є одним із найновіших способів виробництва виливків, що з'явилися в результаті науково-технічної революції у другій половині ХХ сторіччя поряд з такими технологічними процесами, як вакуум-плівочне формування, безперервне лиття, лиття під низьким тиском, імпульсне формування, тощо [255]. Проте,

найбільший інтерес серед ливарників викликало повідомлення щодо способу лиття за моделями, які не вилучаються із ЛФ, а залишаються у ній і газифікуються під дією теплової енергії *Me*-розплаву, що заливається до «порожнини» ЛФ [221, 223, 256, 285]. Така технологія, яка надалі отримала назву «Лиття за газифікованими моделями» (рис. 1.3), вирішувала найважливішу задачу ливарного виробництва – підвищення точності виливків до рівня лиття за витоплюваними моделями, при затратах виробництва литва, які прирівнювались до лиття у разову ПГФ [221, 223, 255, 290].

До того як ЛГМ-процес запровадили у виробництво, було виконано значний об'єм НДР та проектно-конструкторських робіт [65, 251, 252, 257–275], у результаті яких створили спеціальні модельні матеріали й протипригарні покриття, прогресивну технологію та сучасне обладнання для виготовлення ГМ, інженерну методику проектування технологічного процесу, обладнання для виготовлення ЛФ та ПФ.

На сьогоднішній день ЛГМ-процес в усіх своїх різновидах дедалі більше зміцнює свої позиції. Це стало можливим, насамперед, через високі ТЕП процесу лиття [256]. Так, наприклад, за даними фірми «Vulcan» (США) у 1977 році за ЛГМ-процесом у світі вироблено 460000 т виливків, у тому числі в Європі – 125000 т [256]. На початку 90-х років минулого сторіччя у США більше 40 ливарних фірм за ЛГМ-процесом виготовили понад 115000 т литва, а у країнах Європи, у тому числі Італії, Франції, Німеччині, Росії та Україні, було вироблено 60000 т виливків у рік, на Сході (Японії й Китаї) – 50000 т/рік [274, 275].

Переваги ЛГМ-процесу, у порівнянні з традиційними способами лиття, та його особливості заставили фахівців задуматися над можливістю обробки *Me*-розплаву ДІ у «порожнині» ЛФ шляхом імплантування дисперсної присадки до ГМ. І хоч перші спроби були невдалими [235], проте пізніше було вивчено вплив ДІ на процес термічної деструкції матеріалу ГМ [65, 232, 234–236, 252], експериментальним шляхом визначено оптимальні дисперсність [224, 227] й концентрацію [65, 251] ДІ, імплантованого до ГМ, а також досліджено вплив гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на розподіл ЛЕ в об'ємі виливків у залежності від місця підведення матричного розплаву до «порожнини» ЛФ [251]. Але цього виявилось недостатньо.

Для створення ефективної технології інокулювання, тобто легування, мікроле-

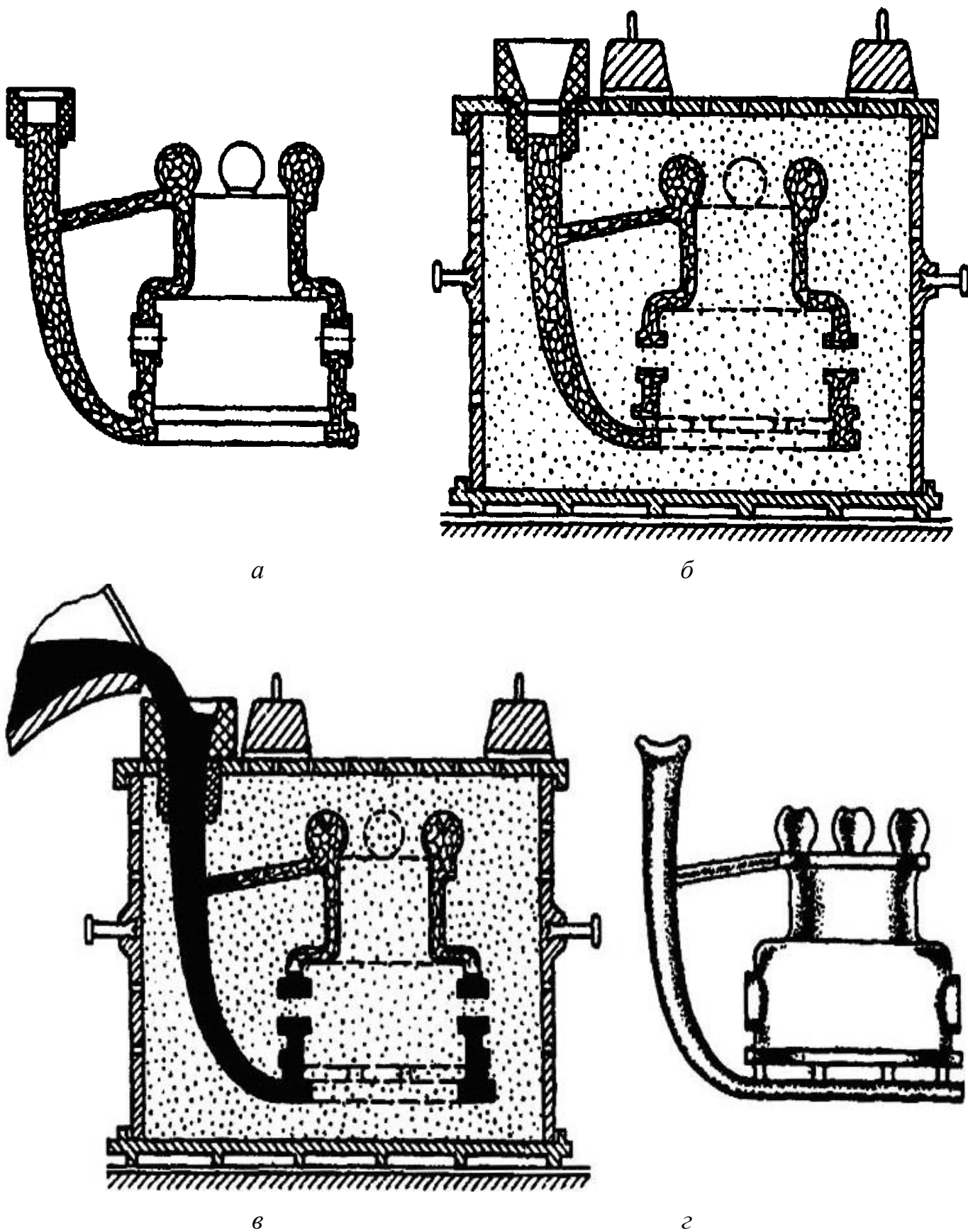


Рисунок 1.3 – Схема виготовлення виливка за ЛГМ-процесом [221]:
a – газомодель виливка; *б* – ЛФ, підготовлена до заливання; *в* – заливання ЛФ, газифікація газомоделі; *г* – виливок з елементами ЛС

гування, модифікування та армування матричного розплаву у «порожнині» ЛФ з використанням ДНГМ і впровадження її у виробництво, необхідно вивчити комплексний вплив основних металургійних й технологічних параметрів (температури матричного розплаву, що заливається до «порожнини» ЛФ; швидкості його підйому у «порожнині» ЛФ; густини модельного матеріалу; товщини стінки виливка; концентрації ДІ у «тілі» ГМ та його дисперсності) ЛГМ-процесу на структуру і властивості матеріалу досліджуваних виливків.

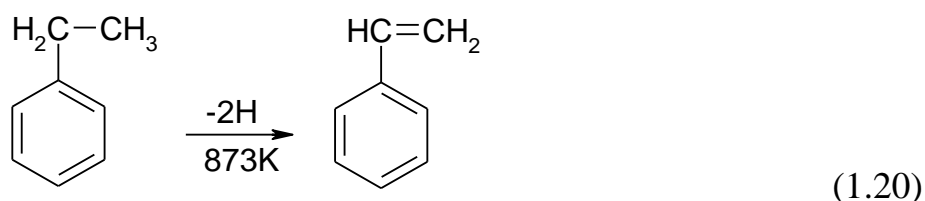
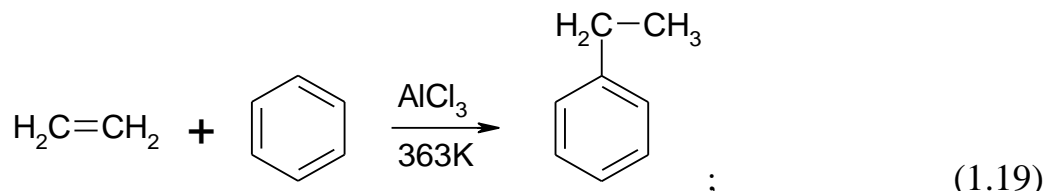
Основи теорії й технології ЛГМ-процесу. За даного способу лиття, про що вже згадувалося раніше [220–223, 255, 256, 293], ГМ не вилучається із ЛФ (рис. 1.3) й газифікується під дією теплової енергії *Me*-розплаву, який заливається до «порожнини» ЛФ. Фізична модель ЛГМ-процесу з гравітаційним заливанням та механізм процесу взаємодії пінополістиролової ГМ з рідким металом (рис. 1.4) показані далі.

При серійному виробництві виливків за ЛГМ-процесом їх розмірна точність відповідає 12...14 квалітетам за стандартом СЭВ 145-75, а при одиничному – 14...16. ГМ із протипригарним покриттям забезпечує 3...4 класи шорсткості поверхні виливка, маса литих заготовок знижується, в середньому, на 10...20 %, а припуски на механічну обробку – приблизно у 2 рази, що призводить, відповідно, до зниження собівартості виливків – повідомляють автори роботи [293]. Спосіб використовується, у першу чергу, для одержання тонкостінних виливків із розвинутою зовнішньою поверхнею [221, 223, 255, 256, 285, 290].

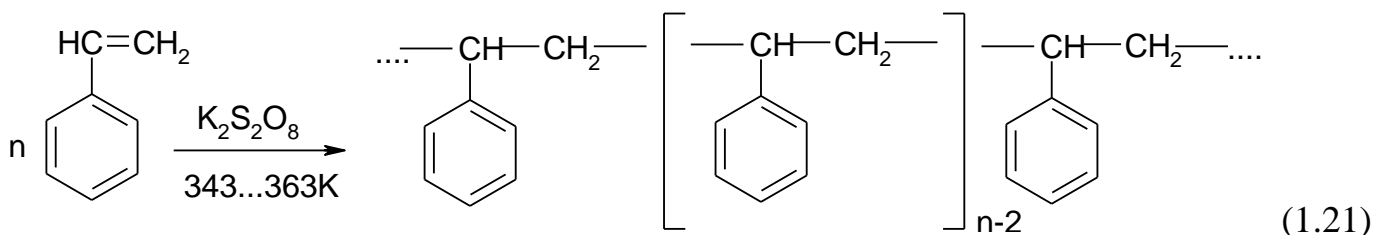
Для виготовлення ГМ, у більшості випадків, застосовується пінополістирол, який існує у 3-х станах [293]: склоподібному, високоеластичному і в'язкотекучому. Пінополістирол отримують із полістиролу [220–223, 237, 255, 256], про виробництво якого, його фізичні, хімічні та інші властивості піде мова далі.

Полістирол це вуглеводень, який складається із, % (мас. частка) [235]: $C - 92$; $H_2 - 8$. Полістирол, що спінюється (пінополістирол), є синтетичним полімером, який отримують шляхом полімеризації стиролу [221, 223, 237]. Стирол – ароматична сполука з ненасиченим бічним зв'язком [576]. На вигляд це безбарвна рідина з густиною – 905 кг/м^3 й температурою кипіння – 418 К [199, 215]; теплотою випаровування – $363832,92 \text{ Дж/кг}$; теплотою плавлення – $106344,72 \text{ Дж/кг}$; теплотою полімери-

зації – 703382,4 Дж/кг; питомою теплоємністю при $T = 298 \text{ K}$ – 1704,0276 Дж/(кг·К) [215]. Основним методом виробництва стиролу у промислових масштабах є каталітичне дегідрування етилбензолу, який, у свою чергу, отримують з етилену та бензолу [577]. Хімія процесу промислового виробництва полістиролу представлена за допомогою низки хімічних формул, що наведені нижче:



Для отримання полістиролу, який використовують для виробництва пінополістиролу, застосовують метод суспензійної полімеризації [578]:



Полістирол для спінювання (пінополістирол) отримують також шляхом суспензійної полімеризації стиролу у водному середовищі, додаючи у реактор пороутворювач під кінець процесу [255, 290]. У реактор першопочатково завантажують суміш наступного складу, % (мас. частка) [579]: стирол – 100,00; пероксид бензолу – 0,23; *n*-бутилпербензоат – 0,10; вода – 108,00; пірофосфат натрію – 0,05; оксиетилцелюлоза – 0,15. Як повідомляється у попередній роботі, полімеризація відбувається у реакторі східчасто при $T = 365\dots388 \text{ K}$ і $P = 0,44\dots5,60 \text{ МПа}$. Отримані гранули пінополістиролу промивають у проточній воді, сушать, класифікують та запаковують у поліетиленові мішки або металеві бочки [221, 223, 255, 290]. За даними В.А. Павлова [579], пінополістирол містить не більше, % (мас. частка): стиролу – 0,20; води – 0,32; пороутворювача – 6,00.

Полістирол – безбарвний і прозорий пластик [220–223, 255], без запаху та сма-

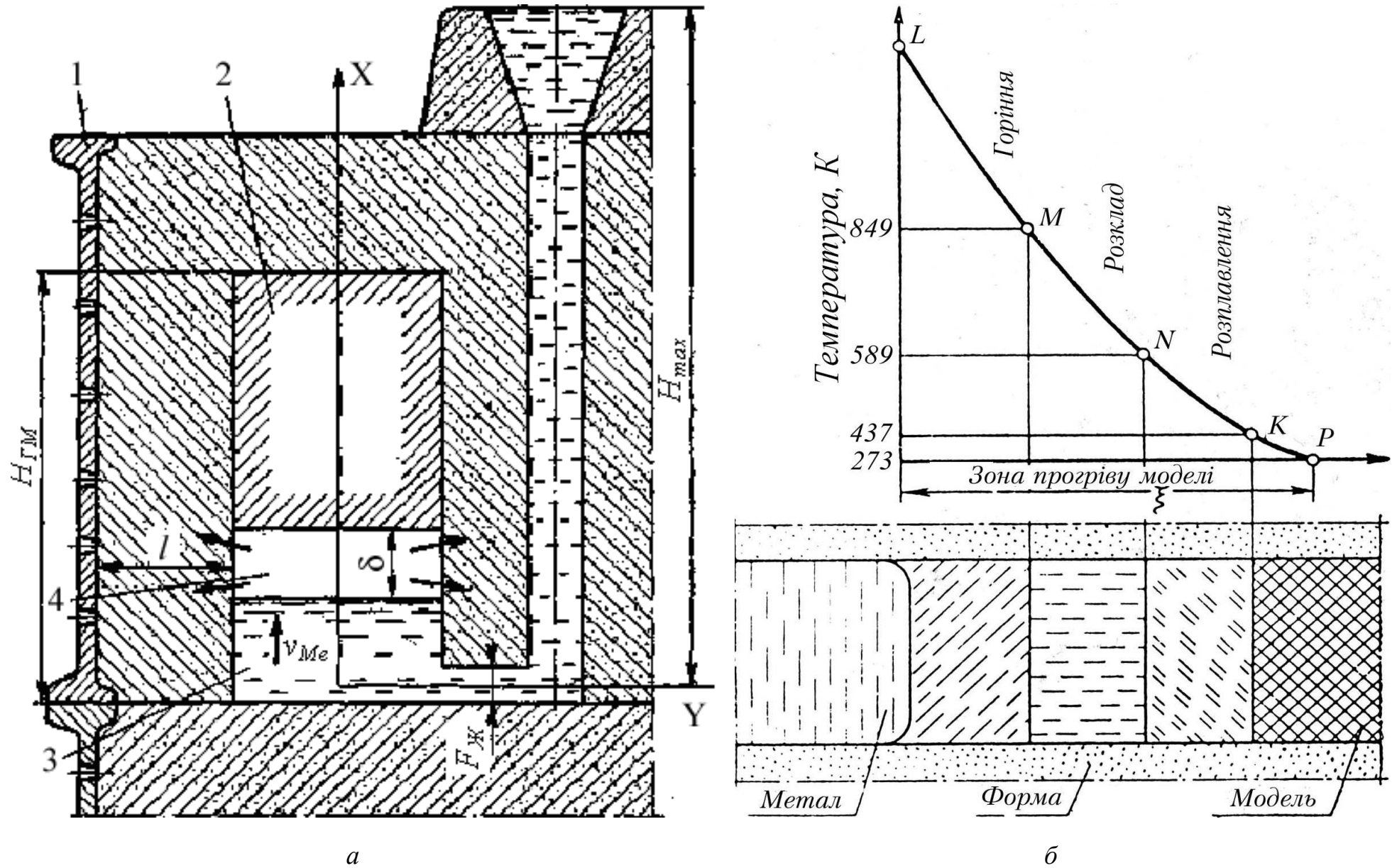


Рисунок 1.4 – Фізична модель (а) ЛГМ-процесу [223]: 1 – опока, 2 – ГМ, 3 – *Me*-розплав, 4 – ПГФ; механізм процесу взаємодії пінополістиролової ГМ (б) з матричним розплавом [290]

ку. У нормальних умовах це твердий пружний матеріал із густиною порядку 1050 кг/м^3 [221, 255, 290]. Він добре розчиняється в ароматичних і хлорованих вуглеводнях, складних ефірах, кетонах, сірковуглеці, але не розчиняється в одноатомних спиртах, бензині, а також простих ефірах [223].

З хімічної точки зору полістирол є граничним вуглеводнем високої молекулярної маси, ступінь полімеризації якого змінюється від 500 до 2000 [290]. При нагріванні до $353\text{...}355 \text{ К}$ (температура скловання) полістирол переходить у високоеластичний (каучукоподібний) стан, який зберігається у широкому інтервалі температур (до 423 К , а то й вище) [223].

Полістирол застосовують для виготовлення пінопластів, зокрема пінополістиролу [255, 290], про що неоднократно згадувалось раніше. Ці пінопласти складаються із замкнених комірок, наповнених газом або повітрям [221, 223, 237, 255, 290]. Таким газом є низькокиплячі граничні вуглеводні із гомологічного ряду метану, що відрізняються нестійкістю агрегатного стану, наприклад [221, 223, 255], пентан ($T_{\text{кип}} = 309,7 \text{ К}$) чи ізопентан ($T_{\text{кип}} = 300,9 \text{ К}$). Ці сполуки використовуються як пороутворювачі при виробництві пінополістиролу [255, 290], про що також згадувалось вище. Їх вводять у пластик разом з гідратованими солями із температурою дисоціації близькою до температури розм'ягчення полістиролової основи, які (солі) інколи застосовуються для покращення структури гранул пінополістиролу [580, 581].

Пінополістирол – унікальний матеріал для виготовлення ГМ. Він має невелику густину – $20\text{...}200 \text{ кг/м}^3$; малу теплоємність – $2093 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{К)}$ й теплопровідність – $(3,26\text{...}4,65)\cdot 10^{-2} \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$ [244]. При нагріванні пінополістирол здатний до термічної деполімеризації – теплота перетворення, відповідно, становить $(4,44\text{...}9,17)\cdot 10^4 \text{ Дж/моль}$; при $T = 437 \text{ К}$ він плавиться; при $T = 589 \text{ К}$ – частково випаровується, оскільки високомолекулярні сполуки нелеткі; при $T = 849 \text{ К}$ – горить [244]. Проте, ці дані дещо протиречиві [221–223, 255, 290]. Механізм процесу взаємодії матеріалу ГМ з *Me*-розплавом показано на рис. 1.4. Основні властивості гранульованого пінополістиролу (табл. А.4), як модельного матеріалу, наведені нижче.

Разом із тим, практика довела необхідність покращення низки властивостей цього матеріалу [237]: підвищення міцності, збільшення швидкості випаровування

та газифікації при заповненні «порожнини» ЛФ *Me*-розплавом, зменшення сажовиділення в процесі термічної деструкції. Інформація про покращення властивостей, на яких автори [237] акцентують свою увагу, детально викладена не лише у цій роботі, а й в інших наукових працях і патентах [221, 223, 245, 255, 276–280, 290].

При індивідуальному, одиничному й дрібносерійному виробництві литва ГМ виготовляють із блочного пінополістиролу. Пінополістирол у плитах або блоках (ТУ 50-64) виготовляється довжиною 500...1000 мм, шириною 400...700 мм і товщиною 25, 35, 50, 70 та 100 мм [225, 290]. Основні властивості пінополістиролу у плитах (табл. А.3) наведені у відповідному додатку.

Для того щоб виготовити ГМ і плити, пінополістирол у гранулах піддається наступній переробці [221, 223, 255]: розсіванню, підспінюванню, сушінню і витримці (дозріванню чи активації). Розсівання гранул здійснюють за фракціями на ситах за ДСТ 3584-73. Розмір фракцій гранульованого пінополістиролу, що вибирається в залежності від товщини стінки ГМ (табл. А.5), представлений нижче.

Підспінювання гранул полістиролу здійснюється за температури 368...383 К у воді чи водяній парі – при статичному або кінетичному режимі нагрівання [222]. У 1-му випадку гранули полістиролу на спеціальних ситах занурюють в теплоносій, а в 2-му підспінювання відбувається у протипотоках гранул і водяної пари [224]. За 2-м принципом працюють всі автоматичні установки [281]. При нагріванні гранул вище 353 К полістирол переходить в еластичний стан і за рахунок випаровування легкої ізопентану ($T_{\text{кип}} \approx 301$ К) розбухає. Підспінювання гранул модельного матеріалу проводиться до насипної густини 16...20 кг/м³ [221, 223, 255], причому тривалість процесів визначається за графіками (рис. 1.5), представленими нижче. Після підспінювання, особливо у воді, гранули сушаться в потоці повітря при $T \approx 301$ К [220–223, 255, 290]. При охолодженні гранул пінополістиролу ізопентан конденсується у порах, в результаті чого утворюється вакуум, який заповнюється повітрям за рахунок його дифузії через стінки гранул [256]. Час заповнення вакууму відповідає періоду дозрівання гранул, що становить 24...36 год. [223].

Формування ГМ відбувається у наступній послідовності [221]: заповнення гранул у ПФ, нагрівання й охолодження ПФ, вилучення ГМ із ПФ, сушіння і витри-

мка ГМ до стабілізації їхніх розмірів протягом 2...3 діб. Формування ГМ із гранул у ПФ може здійснюватися [223]: ванним чи автоклавним способами, внутрішнім або зовнішнім тепловими ударами, а також під дією СВЧ.

При ванному способі ПФ, заповнена гранулами пінополістиролу, розташовується у киплячій воді [223]. Час спікання залежить від товщини стінки ГМ [221]. Матеріал ГМ має, при цьому, удавану густину 25...30 кг/м³ [255]. При автоклавному способі ПФ з гранулами пінополістиролу розташовується в автоклаві, куди подається перегріта водяна пара під тиском $(1...2) \cdot 10^5$ Па [223]. Час спікання ГМ в автоклаві вибирається в залежності від товщини стінки ПФ [222] (рис. 1.5). Цей спосіб у 10...15 разів швидше ванного і дозволяє одержувати ГМ з потрібною удаваною густиною 16...20 кг/м³ [223]. За способу внутрішнього теплового удару (рис. 1.6) водяна пара під тиском $(0,8...1,5) \cdot 10^5$ Па подається до порожнини ПФ крізь ін'єктори, після чого виходить крізь перфоровані стінки ПФ [255]. Діаметр ін'єктора – 20...25 мм; по його колу є отвори діаметром 1...2 мм, – продовжують автори цієї ж роботи. Ін'єктори розташовуються на відстані 80...100 мм від стінок ПФ і на відстані 180...250 мм один, по колу, від одного [223, 255]. Даним способом виготовляють товстостінні ГМ [256]. Час спікання становить частки хвилини і саморегулюється за рахунок перекриття отворів ін'єкторів гранулами пінополістиролу, що спеклися між собою [224]. Спосіб зовнішнього теплового удару (рис. 1.6), який застосовується на автоматах, здійснюється шляхом подачі перегрітої водяної пари під тиском до $2,5 \times 10^5$ Па у парову сорочку, розташовану навколо ПФ [579]. При способі формування ГМ за допомогою СВЧ гранули пінополістиролу змочуються водою, засипаються у ПФ, виготовлену із діелектрика (пластмаси), що розташований між пластинами конденсатора [221, 255]. Джерелом енергії є ламповий генератор потужністю 5...40 кВт, що працює на частотах 5...70 МГц; напруженість електромагнітного поля складає 500...1000 В/см, – повідомляється в останній науковій праці.

Час спікання ГМ становить, в середньому, 10...60 с [223]. Спосіб застосовується для формоутворення пінополістиролових ГМ [579]. Охолодження ПФ відбувається, як правило, у проточній воді при температурі 288...293 К [255]. Час охолодження ПФ можна визначити за допомогою емпіричної формули [223]:

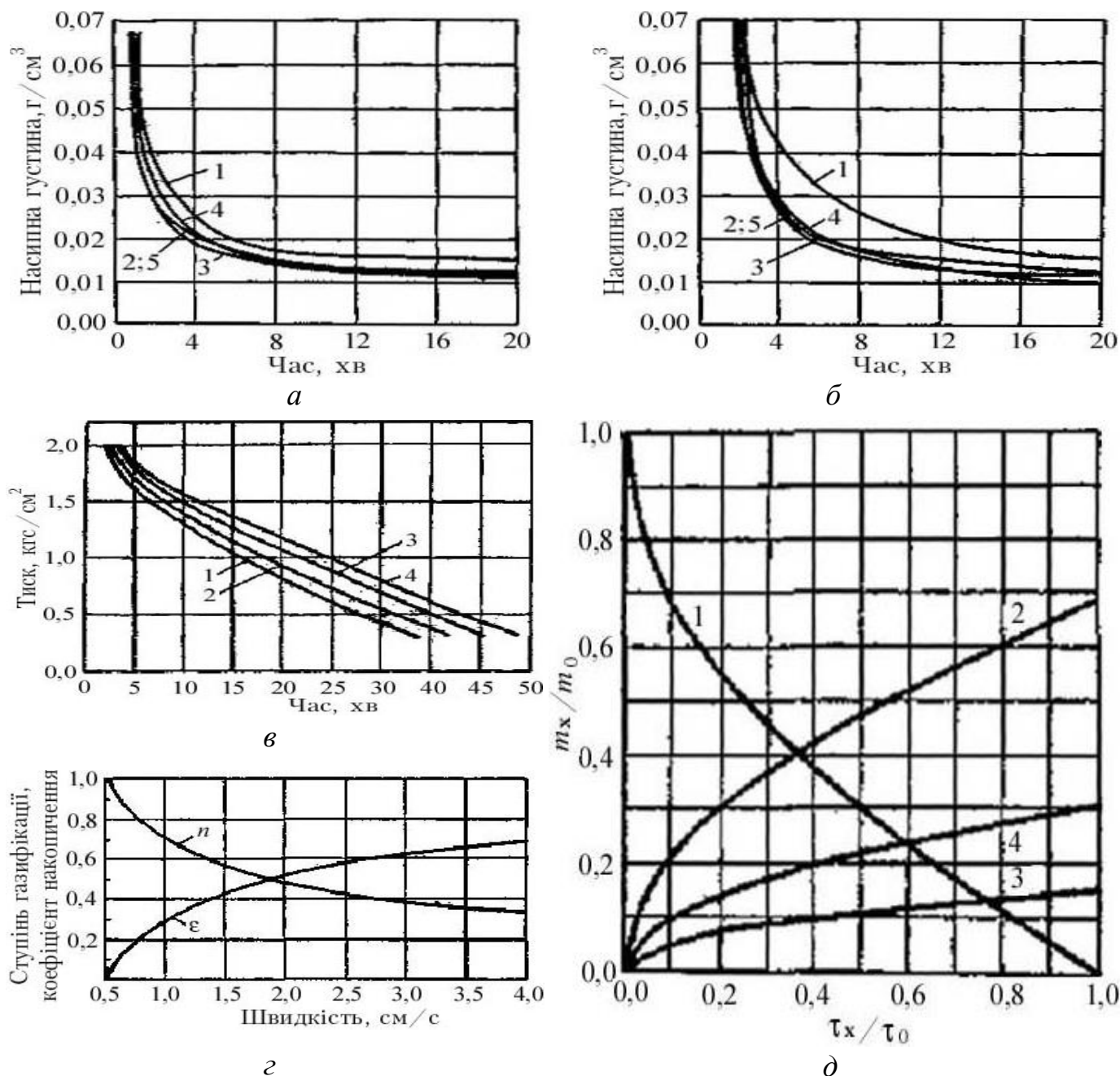


Рисунок 1.5 – Залежність [220] тривалості підспінювання гранул від насипної маси пінополістиролу для різного фракційного складу у воді ($T = 373$ К) (а) та водяній парі ($T = 371...373$ К) (б): 1 – фракції 0,5...1,0 мм, 2 – фракції 1,0...1,6 мм, 3 – фракції 1,6...2,5 мм, 4 – фракції 2,5...5,0 мм, 5 – без розсівання; тривалість спікання пінополістиролу (в) фракцій 1,0...1,6 мм в залежності від тиску в автоклаві для ГМ із товщиною стінки [255]: 1 – 10 мм, 2 – 20 мм, 3 – 40 мм, 4 – 80 мм; вплив швидкості формозаповнення (г) на показники газифікації ГМ [224]; кінетична діаграма (д) термодеструкції ГМ [222]: 1 – РФ, 2 – ТФ, 3 – ГФ, 4 – ПФ, m_x – масова частка продуктів термодеструкції ГМ, г, m_0 – вихідна маса ГМ, г, τ_x – тривалість формозаповнення, с, τ_0 – час термодеструкції ГМ, с

$$\tau_{ox} = 0,21 \sqrt[3]{\Delta_{GM}}, \quad (1.22)$$

де Δ_{GM} – середня арифметична товщина стінки ГМ, мм.

Сушіння ГМ може відбуватися на повітрі або у сушилах при $T = 323...333$ К [222]. Час сушіння на повітрі становить 24...48 год., а в сушилах – 4...6 год. [223]. Витримка ГМ на повітрі для стабілізації розмірів повинна бути не менше 3 діб; усадка ГМ із пінополістиролу складає 0,1 % (об. частка) [255].

ПФ виготовляють також із ливарних Al-сплавів марок АК7ч ДСТУ 2839:1994, АК12 ДСТУ 2839:1994 [256] та інших. Товщина їх стінок повинна бути рівномірною, і становити, в середньому, 6...12 мм, шорсткість робочої поверхні – не нижче 5 класу, а розмірна точність – 10...11 квалітет [225].

ПФ, які застосовуються для спікання ГМ водяною парою, повинні мати перфотвори [222] діаметром 0,5...1,0 мм із кроком 30...40 мм або ж щілинні венті із кроком 40...60 мм. Крок прорізів повинен бути не меншим 1,5 мм [255]. Нормальний ряд вент (табл. А.6) наведено у додатках. Для вибору окремих конструктивних елементів ПФ на практиці можна керуватись такими нормативними документами як: РТМ 10-60 «Пресс-формы для литья по выплавляемым моделям», а також МН 4300-62, МН 4342-62 «Формы для изготовления выплавляемых моделей» [224].

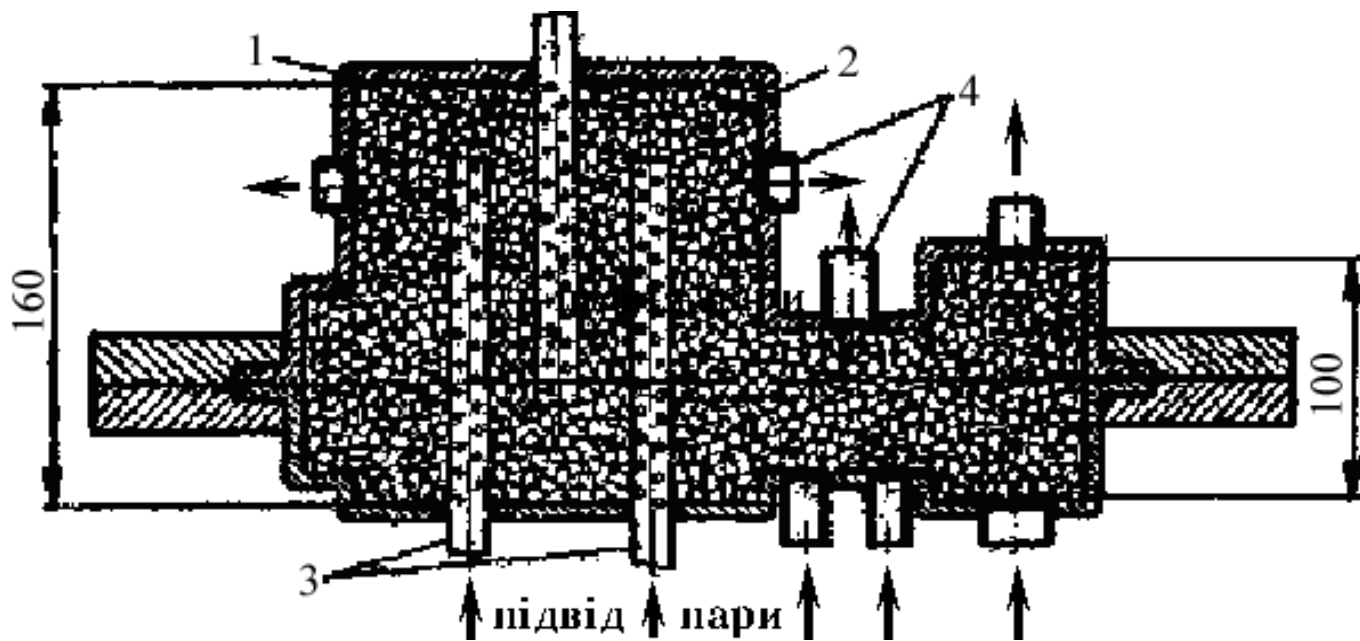
Час повної деструкції матеріалу ГМ (надпис до рис. 1.5) може бути підрахований за формулою, запропонованою авторами таких наукових праць як [221, 223]:

$$\tau_0 = \frac{H_{GM}}{v_0}, \quad (1.23)$$

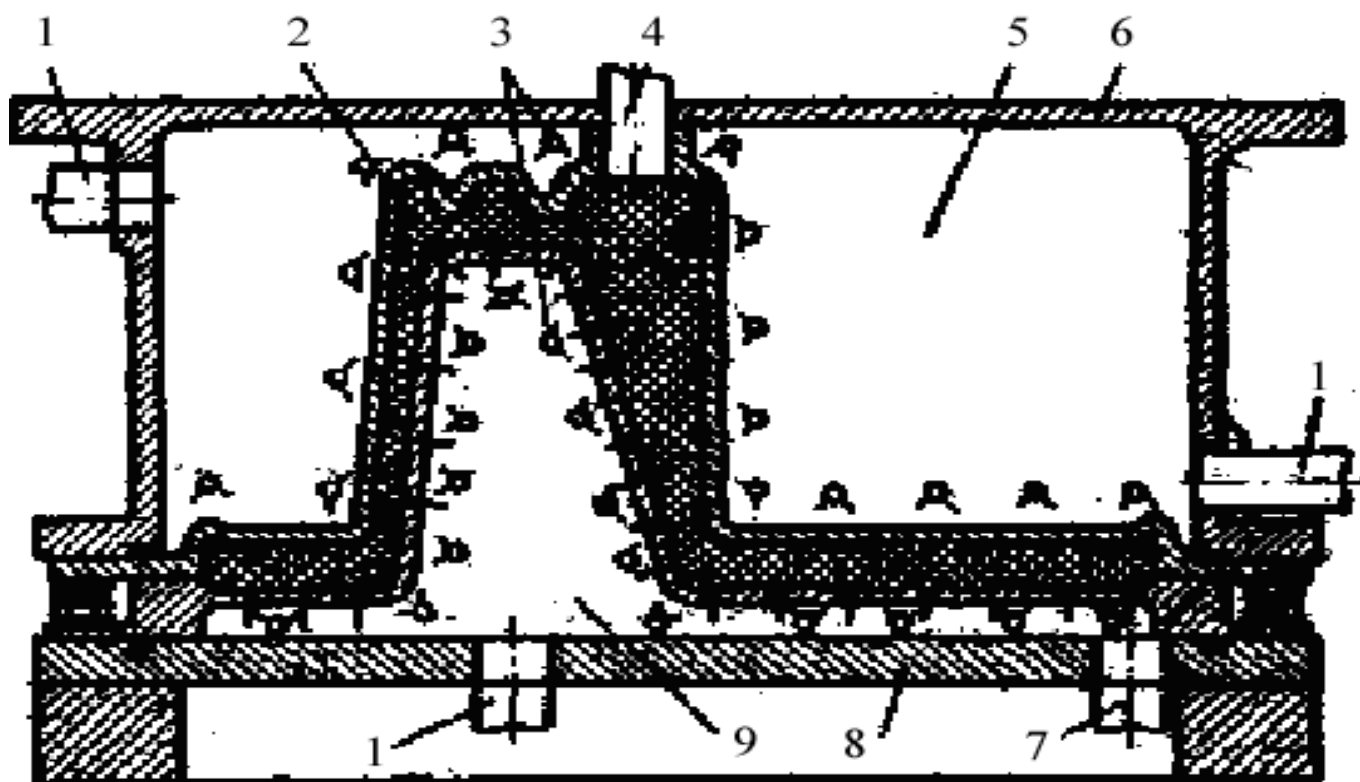
де H_{GM} – висота ГМ, см; v_0 – швидкість термодеструкції модельного матеріалу, $v_0 = 0,5$ см/с [для пінополістиролу із густиною 0,020...0,025 г/см³ (20...25 кг/м³)].

За одиничного та індивідуального виробництва, ГМ отримують шляхом виготовлення окремих елементів механічною обробкою блочного пінополістиролу, тобто пінополістиролових плит, і наступного їх склеювання [256] між собою. Режими різання модельного матеріалу (табл. А.7, А.8) наглядно представлені нижче.

Досить часто застосовують спеціальні установки й пристосування, у яких ріжучим інструментом виступає ніхромована нитка діаметром 0,3...1,0 мм [255]. Темпера-



а



б

Рисунок 1.6 – Схема (а) внутрішнього теплового удару [221]: 1 – ПФ, 2 – пінополістирол, 3 – ін'єктори, 4 – отвори для виходу відпрацьованої водяної пари; ПФ (б) модельного автомата [255]: 1 – вихід водяної пари, води і повітря, 2 – ГМ, 3 – форсунки для подачі води, 4 – отвори для задування гранул пінополістиролу, 5 – верхня парова камера, 6 – нерухома частина ПФ, 7 – подача водяної пари, 8 – рухома частина ПФ, 9 – нижня парова камера

тура дроту повинна бути 523...673 К, швидкість різання 3...5 см/с [221]. Для склеювання заготовок застосовуються [223]: клей № 61, розчинений у бензині; смола «МФ-17» (МРТУ МХП-6-05-100-66) із затверджувачем – порошкоподібною щавлевою кислотою (ДСТ 5973-69); клей «ВИАМ-Б»; полівініл-ацетатна емульсія; клей «БФ-2».

Нерівності, вибоїни, вм'ятини, шви та інші різноманітні дефекти й ушкодження, що виникають на поверхні ГМ, зашпаровуються, зазвичай, шпаклівкою, яка складається із, % (мас. частка) [224]: парафіну – 12,5; стеарину – 12,5; оліфи «Оксоль» – 25,0; декстрину – 50,0. Шви можна заклеювати також і клейовим папером або поліхлорвініловою плівкою [255].

Дрібні галтели виконуються шпаклівкою або поліхлорвініловою плівкою, великі – вирізають із пінополістиролу та вклеюють [225]. Галтели можуть бути виконані також пальцевими фрезами [220–223, 255, 290]. Для поліпшення поверхні виливків ГМ із пінополістиролу фарбують протипригарним покриттям (табл. А.9) у 2...3 шари.

При заповненні ЛФ металом, ГМ під дією теплової енергії розплавлює деструктує з утворенням ПГФ, РФ, ТФ [255]. Масова швидкість плавлення пінополістиролу (утворення РФ) впливає на появу у виливках дефектів поверхні та об'єму, через це вона (швидкість) є також важливою характеристикою ЛГМ-процесу [223]. РФ накопичується до кінця формозаповнення на межі $Me - ЛФ$ і піддається термодеструкції вдруге [221, 290]. Склад продуктів первинної термодеструкції пінополістиролу (рис. 1.5) визначається за допомогою діаграми, показаної вище.

Масові частки продуктів термодеструкції ГМ, за умови повного розкладу РФ і заливання металу за температури 1573...1623 К, складають [223], %: пароподібні ($C_6H_6 - 2,35$; $C_7H_8 - 1,60$; $C_8H_8 - 11,85$); газоподібні ($H_2 - 0,75$; $CO - 1,89$; $CO_2 - 4,67$; $CH_4 - 1,34$; $C_2H_4 - 1,79$; $C_2H_6 - 2,30$; $C_2H_2 - 0,07$; $C_3H_6 - 0,25$; $C_3H_2 - 0,04$; $C_5H_{12} - 2,30$); тверді (сажа – 68,80). Відносна газотворність, яка, практично, визначається кількістю ПГФ первинної деструкції ГМ, залежить від абсолютної газотворності – ПГФ повної деструкції пінополістиролової ГМ ($220 \text{ см}^3/\text{г}$), тобто [255]:

$$q = nQ = (1 - \varepsilon)Q, \quad (1.24)$$

де n – ступінь газифікації пінополістиролу; ε – коефіцієнт накопичення РФ; Q – абсолютна газотворність пінополістиролу, $\text{см}^3/\text{г}$.

Причому емпіричні коефіцієнти n та ε (рис. 1.5) залежать лише від швидкості підйому Me -розплаву у «порожнині» ЛФ [221–223, 255]. Відносна газотворність формує в зазорі δ (рис. 1.4) газовий тиск [222]:

$$P_{\phi} = \sqrt{\frac{3,2 \cdot 2 g v_{Me} \rho_{GM} \eta_{\Gamma} T_{\phi} l F_{\phi}}{273 \Gamma_{II} P \delta}} + P_0^2, \quad (1.25)$$

де v_{Me} – середня швидкість підйому матричного розплаву у «порожнині» ЛФ, см/с; η_{Γ} – динамічна в'язкість газу в зазорі δ , що дорівнює 0,01 сПз (10^{-5} Па·с); T_{ϕ} – температура ЛФ, К; l – шлях фільтрації газу, см; F_{ϕ} – площа поперечного перерізу ЛФ в зоні взаємодії ГМ з металом, см²; Γ_{II} – стандартна газопроникність ЛФ (газопроникність за Дарсі дорівнює $\Gamma_{II}/3,2$); P – периметр ГМ в зоні взаємодії із Me -розплавом, см; P_0 – атмосферний тиск, кгс/см² (10^5 Па); ρ_{GM} – удавана густина ГМ, г/см³; δ – зазор (рис. 1.4), що дорівнює 0,5...1,0 см.

На термодеструкцію ГМ у «порожнині» ЛФ витрачається 2400 ккал/кг (10^7 Дж/кг) тепла [223]. Це призводить до зниження температури металу на 308 К [223].

В умовах реальної ЛФ має місце одномірна паралельна ламінарна фільтрація газів, що виділяються внаслідок термодеструкції пінополістиролу, яка направлена по нормалі до стінки ЛФ [221] – в напрямку осі Y (рис. 1.4). Умови переміщення газів у капілярно-пористому середовищі, яким є ЛФ, можна описати рівнянням фільтрації Дарсі, згідно якого потік газу пропорційний градієнту їх тиску [223, 290]:

$$dV = -D \frac{\sum_{i=1}^n S_i dP_{\phi}}{\gamma dy} d\tau, \quad (1.26)$$

де dV – елементарний об'єм газу, профільтрований через товщу формувального матеріалу за час $d\tau$ під дією градієнту тиску dP_{ϕ}/dy , м³; D – коефіцієнт фільтрації Дарсі, м²/с; $\sum_{i=1}^n S_i$ – сумарна площа поперечного перерізу фільтраційного потоку (включаючи переріз твердих часток), м²; γ – питома вага фільтрату, Н/м³.

У науковій праці [255], з посиланням на Ю.А. Степанова й В.Г. Москальова

[283], наведені результати дослідження впливу різних технологічних факторів на величину зазору, який у будь-який момент часу описується рівнянням:

$$\delta = b \tau_{зал}^m - \mu \frac{F_{Ж}}{F_{\Phi}} \int_0^{\tau_{зал}} \sqrt{2g \left[H_p(\tau) - \frac{F_{\Phi}(\tau)}{\rho_{Me}} \right]} d\tau, \quad (1.27)$$

де b – коефіцієнт пропорційності, см/с [221]:

$$b = 0,25a, \quad (1.28)$$

де a – питомий коефіцієнт газовиділення, см/с; $\tau_{зал}$ – тривалість заповнення ЛФ матричним розплавом, с [223]:

$$\tau_{зал} = \frac{H_{ГМ}}{v_{Me}^{on}}, \quad (1.29)$$

де $H_{ГМ}$ – висота ГМ, см; v_{Me}^{on} – оптимальна швидкість підйому Me -розплаву у «порожнині» ЛФ, см/с; залежність оптимальної швидкості підйому матричного розплаву у «порожнині» ЛФ від товщини стінки литої заготовки (табл. А.10); ця залежність є емпіричною, оскільки вона була отримана шляхом математичної обробки результатів проведених досліджень; m – відносний коефіцієнт газовиділення; μ – коефіцієнт масової витрати ЛС, $\mu = 0,5...0,6$ кг/(с·см²); $F_{Ж}$ – площа поперечного перерізу живильника, см²; H_p – розрахунковий гідростатичний напір металу, см [222]:

$$\sqrt{H_p} = \frac{\sqrt{H_{max}} + \sqrt{H_{min}}}{2}, \quad (1.30)$$

де H_{max} , H_{min} – відповідно, максимальний і мінімальний гідростатичний напори розплаву металу при сифонному формозаповненні, см.

Дослідження [221, 222, 224] показали, що коефіцієнти a та m мають складну залежність від швидкості формозаповнення за сталих значень температури заливання й густини матеріалу ГМ. Технологія ЛФ визначається способом лиття [255]. Необхідно прагнути до повної ліквідації стрижнів і виготовляти ЛФ нероз'ємними [223]. Як матеріал ЛФ вибираються високогазопроникні РСС; фуранові суміші; суміші, отримані за CO_2 -процесом, на основі кварцових, цирконових, металевих та ін-

ших пісків [220–223, 225, 255, 284]. ГМ у ЛФ розташовують так, щоб відношення площі її поперечного перерізу (щодо напрямку підйому металу у ЛФ) до периметра цього перерізу було мінімальним, тобто розташовувати її необхідно вертикально або похило по відношенню до площини більшого розміру [220–223, 255]. ГМ застосовуються як при одиничному, так і серійному виробництві литва [221–223].

Автор роботи [293] наполягає на застосуванні тільки «нижньої» ЛС з живильниками, розосередженими по всій поверхні рівномірно. Співвідношення між елементами ЛС повинні бути такими ж, як і при литті у ПГФ [220–223, 255]. Випори й надливи – тільки закритого типу [221]. Розрахунок сумарної площі поперечного перерізу живильників здійснюється за формулою [255]:

$$\sum_{i=1}^n (F_{жс})_i = \frac{m_B}{0,31 \mu \tau_{зал} \sqrt{H_p - \frac{P_\Phi}{\rho_{Me}}}}, \quad (1.31)$$

де m_B – маса литої заготовки, кг.

Для того щоб одержати вилівок високої якості, у ПГФ необхідно зберегти рівновагу системи *Me-розплав – Пісок*, що визначається із нерівності [221]:

$$\rho_{п} z \operatorname{tg}^2 \left(\frac{\pi - 2\varphi}{4} \right) \leq P_\Phi \leq K \rho_{п} z \operatorname{tg}^2 \left(\frac{\pi + 2\varphi}{4} \right), \quad (1.32)$$

де $\rho_{п}$ – насипна густина піску, г/см³; z – відстань від розрахункового перерізу литої заготовки до верху ЛФ, см; φ – кут внутрішнього тертя наповнювача, рад; K – коефіцієнт, який враховує перехід ламінарної течії газу в ЛФ у турбулентну (для газопроникних стінок контейнера він набуває значення $K = 0,25 \dots 0,30$; а для газонепроникних – $K = 0,30 \dots 0,50$).

Варто зазначити, що структурно-механічні характеристики кварцових пісків визначаються, зазвичай, формою зерна і мало залежать від їх розміру [223]. Для пісків марки К020А вони характеризуються даними (табл. А.11), наведеними нижче.

Час ущільнення ЛФ вібрацією залежать від амплітуди й частоти коливань вібростола і, в середньому, він становить 30...40 с [221]:

$$A = \frac{6g}{\omega^2}, \quad (1.33)$$

де ω – частота коливань платформи вібростола, Гц.

Пінополістиролові ГМ у вигляді ребер, бобишок, окремих частин застосовуються іноді в комбінації з дерев'яними [221]. Цей метод використовується переважно для простих товстостінних ($\Delta_B = 100$ мм) виливків, причому виготовлення ЛФ не відрізняється від традиційних способів формування, – повідомляє автор цієї ж роботи. При вилученні ГМ із ЛФ пінополістиролові частини залишаються, і потім газифікуються під дією теплової енергії металу [222]. Для виливків відповідального призначення роблять попереднє випалювання ГМ із ЛФ киснем або сумішшю ацетилену з киснем у сушилах при $T = 673$ К та іншими способами [220–225, 255, 256].

Одержання великих одиничних виливків супроводжується виділенням великої кількості продуктів термічної деструкції матеріалу ГМ під час формозаповнення, тому ЛФ повинні мати достатню газопроникність й посилену вентиляцію [221]. Для зменшення виділення сажі і диму для дуже великих виливків у зону взаємодії металу із ГМ (зазор δ), у попередньо пророблені наскрізні канали через ЛФ та ГМ, подається CO_2 [290]. Витрата газу повинна складати $0,9 \dots 1,5$ м³ із розрахунку на 1 кг маси ГМ [221]. Тиск на вихідному вентилі редуктора повинен бути $0,5 \dots 0,6$ кгс/см² [$(0,5 \dots 0,6) \cdot 10^5$ Па] [221, 223, 290].

Технологічний процес отримання одиничних виливків за ЛГМ-процесом найрентабельніший при застосуванні його для ЛФ із РСС, – вважає М.Г. Гіршович [25]. Продуктивність праці, на його думку, зростає, при цьому, у 3...4 рази. При використанні пластичних формувальних сумішей процес формоутворення здійснюється у тій самій послідовності, що й при звичайних методах лиття [221]. Навантаження ЛФ під час заливання розраховується, таким чином, з урахуванням газового тиску в зазорі між дзеркалом металу і ГМ, тобто у зазорі δ [222, 255]:

$$m_{\Gamma} = P_{\Phi} F_{\Phi} + \rho_{Me} H_p S_{\Phi} - \sigma_{\Phi} S_{\Phi} - m_0, \quad (1.34)$$

де m_{Γ} – маса вантажу, кг; S'_{Φ} – площа ЛФ, на яку діє піднімальна сила Me -розплаву, см²; σ_{Φ} – тимчасовий опір розриву матеріалу ЛФ, кгс/мм²; S_{Φ} – «живий» переріз ЛФ, см²; m_0 – маса верхніх опок, кг.

Характерні дефекти виливків і причини їх утворення, за В.С. Шуляком [221, 222, 255, 290], можна характеризувати у такий спосіб:

а) «шиферний набір» – хвилястість поверхні литої заготовки; висота гребінця досягає 3 мм; поверхня покрита плівками піровуглецю. Причини утворення: низька газопроникність ЛФ (~10 од.); висока швидкість формозаповнення; велика удавана густина матеріалу ГМ; неправильне підведення металу до «порожнини» ЛФ;

б) вуглецеві раковини – глибокі раковини і складки, локально розташовані на верхній, іноді – бічних поверхнях вилівка; заповнені сажистим вуглецем. Причини утворення: висока швидкість заповнення ЛФ, велика удавана густина ГМ; невірно розрахована ЛС; неправильне положення ГМ у «порожнині» ЛФ;

в) вуглецеві пліви – поверхня литої заготовки покрита товстими плівками піровуглецю; під плівками – значна шорсткість поверхні вилівка. Причина утворення – одностороннє підведення розплаву до «порожнини» ЛФ;

г) глибокі напівзакриті або закриті газові раковини, розташовані у верхній частині литої заготовки. Причина – висока швидкість заповнення ЛФ металом;

д) груба форма графіту (виявляється на металографічному шліфі). Причина утворення – низька газопроникність ЛФ і протипригарного покриття.

Термодеструкція моделі, що газифікуються, з імплантованими дисперсними присадками. Виготовлення ГМ із попередньо спінених гранул пінополістиролу дозволяє вводити до їх складу порошкоподібні присадки [233, 245], тобто різноманітні, за своїм складом, ДІ. Вплив ДІ на процес термічної деструкції матеріалу ГМ, наразі, вивчено недостатньо. ГМ із ДІ присвячено декілька наукових праць [227, 232, 234–236, 291], але термодеструкцію таких ГМ дослідили та описали у своїх наукових працях лише автори [232, 234].

Тепло від матричного розплаву до ГМ, на дамку автора робіт [232, 234–236], передається, в основному, випромінюванням через зазор δ , який заповнений продуктами термічної деструкції пінополістиролу. Не враховуючи атмосфери зазору між дзеркалом металу й ДНГМ, Л.П. Анненко [234] зробила припущення, що передачу тепла від поверхні *Me*-розплаву до ГМ, у першому наближенні, можна розглядати як теплопередачу між двома паралельними пластинами.

Кількість тепла, переданого випромінюванням від однієї пластини до другої, розташованої паралельно першій, визначається як [582, 583]:

$$q_{1,2} = \frac{E_{0,1} - E_{0,2}}{A_1^{-1} + A_2^{-1} - 1}, \quad (1.35)$$

де $E_{0,1}$, $E_{0,2}$ – випромінювальна здатність, відповідно, 1-ї та 2-ї пластин, Вт/м²; A_1 , A_2 – коефіцієнти поглинання цих пластин.

Згідно закону Стефана – Больцмана [478, 479, 582, 583]:

$$E_{0,1} = C_0 \left(\frac{T_1}{100} \right)^4; \quad (1.36)$$

$$E_{0,2} = C_0 \left(\frac{T_2}{100} \right)^4, \quad (1.37)$$

де C_0 – коефіцієнт випромінювання абсолютно чорного тіла, $C_0 = 5,5664$ Вт/(м²·К⁴) [478, 479]; T_1 , T_2 – термодинамічна температура пластин, К.

Л.П. Анненко у роботі [234] задалась наступним математичним виразом [583]:

$$\frac{1}{A_1^{-1} + A_2^{-1} - 1} = A_{II}, \quad (1.38)$$

де A_{II} – приведений коефіцієнт поглинання паралельних пластин, Вт/(м²·К⁴).

А відтак, форм. 1.35 була переписана нею у такому вигляді [234]:

$$q_{1,2} = A_{II} C_0 \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right]. \quad (1.39)$$

На підставі закону Кірхгофа [478, 479], приведений коефіцієнт поглинання було замінено приведеною мірою чорноти [582, 583]. Ця фізична величина може бути обчислена за допомогою залежності, запропонованої автором цієї ж роботи:

$$\varepsilon_{II} = \frac{1}{\varepsilon_1^{-1} + \varepsilon_2^{-1} - 1}, \quad (1.40)$$

де ε_1 , ε_2 – ступінь чорноти, відповідно, 1-ї та 2-ї пластин.

Тоді, кількість тепла, переданого від однієї пластини до іншої, може бути описана математичним виразом наступного вигляду [582, 583]:

$$q_{1,2} = \varepsilon_{II} C_0 \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right]. \quad (1.41)$$

ДІ, введені до ГМ, покриваючи поверхню кожної гранули, рівномірно розподілені в об'ємі ГМ, про що повідомляється у роботах [234]. При цьому, на думку Л.П. Анненко, змінюється міра чорноти ГМ, яка визначає здатність її матеріалу поглинати теплове випромінювання матричного розплаву.

Для оцінки поглинальної здатності ГМ з ДІ автором цієї ж наукової праці було використане визначення відносної усадки дослідних зразків під дією сталого світлового випромінювання. За середніми значеннями 3-х замірів Л.П. Анненко [234] була побудована залежність величини відносної усадки цих зразків від вмісту ДІ. Для порівняння у цій самій роботі і за тих самих умов було визначено усадку досліджуваних зразків із пінополістиролу без присадки. Відносна усадка контрольних зразків, таким чином, складає порядку 0,85 % (об. частка) [234].

Отже [234, 291], введення до ГМ ДІ сприяє різному збільшенню усадки пінополістиролу під дією теплового випромінювання і прискоренню процесу нагрівання поверхні зразків, що, на думку авторів цієї ж роботи, пов'язане зі збільшенням поглинальної здатності матеріалу ГМ. Дослідники [125–127, 227, 232, 234–236, 245, 251, 252, 288, 289, 291] вважають, що процес термодеструкції пінополістиролу за законами теплообміну залежить від потужності джерела теплової енергії і теплофізичних властивостей матеріалу ГМ (теплоємності, теплопровідності й температуропровідності), які визначають швидкість нагрівання і розповсюдження тепла в об'ємі ГМ.

Теплофізичні властивості пінополістиролу наведені у спеціальній літературі [221, 222, 285]. Проте, на думку авторів роботи [232], при виготовленні пінополістиролових ГМ із ДІ, що застосовується для легування або модифікування структури металу у «порожнині» ЛФ, теплофізичні властивості змінюються.

Введення до ГМ ДІ, зокрема, призводить до малопомітного збільшення теплопровідності пінополістиролу, яка, на думку Л.П. Анненко [234], визначається:

- а) передачею тепла теплопровідністю від однієї металічної частки до іншої;
- б) теплопровідністю у середині металічної частки;
- в) теплопередачею від металічної частки до пінополістиролу;

г) теплопровідністю пінополістиролу.

У ФТІМС НАН України на приладі конструкції Інституту технічної теплофізики НАН України, і за методикою, описаною у роботі [232], було визначено коефіцієнт теплопровідності ДНГМ. Теплопровідність матеріалу ГМ, у даному випадку, може бути знайдена за формулою наступного вигляду [232, 234]:

$$\lambda_{ГМ} = \frac{q \Delta_{ГМ}}{\Delta T}, \quad (1.42)$$

де q – кількість теплоти, підведеної до ДНГМ, Дж; ΔT – різниця між кінцевою і першопочатковою температурами ГМ, К.

Оскільки дана методика не передбачає безпосереднього вимірювання щільності теплового потоку й різниці температур, то автори наукової праці [232] скористалися математичними виразами, наведеними нижче:

$$q = k_d e_d; \quad (1.43)$$

$$\Delta T = \frac{\Delta e_T}{k_T}, \quad (1.44)$$

де e_d – сигнал від датчика, В; Δe_T – сигнал диференціальної термопар, яка реєструє різницю температур на гранях досліджуваного зразка, В; k_d , k_T – коефіцієнти пропорційності, відповідно, А/м², В/К.

Після підстановки (1.44) та (1.43) в (1.42) була виведена робоча формула:

$$\lambda_{ГМ} = \frac{k_d k_T \Delta_{ГМ} e_d}{\Delta e_T}, \quad (1.45)$$

яка дозволила авторам роботи [232] визначити коефіцієнт теплопровідності.

Коефіцієнт k_T визначається градуванням шкали термопар до установаження зразка на підложку, – повідомляють автори цієї ж роботи. Градування на спеціальному стенді дозволяє знайти величину k_d , і робить даний метод абсолютним.

Середня температура зразка визначається із математичного виразу [234]:

$$\bar{T} = \frac{T_{ГП} + T_{ХП}}{2} = \frac{e_{ГП} + e_{ХП}}{2 k_T}, \quad (1.46)$$

де $T_{ГП}$ й $T_{ХП}$ – значення температур, відповідно, гарячої та холодної поверхней досліджуваного зразка, К; $e_{ГП}$ й $e_{ХП}$ – електрорушаюча сила відповідних термопар, В.

Опираючись на результати експерименту, автори наукових праць [232, 234] дійшли висновку, що зі збільшенням вмісту ДІ у «тілі» ГМ значення $\lambda_{ГМ}$ збільшується як при введенні залізного порошку, так і порошку феромарганцю. Разом із тим, у роботі [232] є інформація про те, що при введенні до ГМ присадки ЛЕ чи ЕМ, утворюється дисперсна система, теплопровідність якої мало залежить від теплопровідності введених ДІ, і визначається, в основному, теплопровідністю матричного середовища [582, 583]. У нашому випадку таким середовищем є модельний матеріал, тобто пінополістирол, а оскільки теплопровідність його незначна [$\lambda_{ГМ} = 32,6...46,5$ Вт/(м·К)] [222], то термодеструкція матеріалу ГМ здійснюється пошарово у зоні її безпосереднього контакту з *Me*-розплавом.

У роботі [232] було досліджено й доведено експериментально, що дисперсність металічних матеріалів, введених до ГМ також впливає на $\lambda_{ГМ}$. При однаковому кількісному вмісті ДІ, – розвивають свою думку автори цієї ж роботи, – із підвищенням їх дисперсності збільшується значення $\lambda_{ГМ}$, що пов'язано, очевидно, із підвищенням ступеня чорноти матеріалу ГМ за рахунок більш рівномірного розподілу високодисперсного порошку по поверхні гранул пінополістиролу, та покриття ним тим більшої поверхні, чим вища дисперсність порошку, введеного до ГМ.

Автори наукової праці [291] досліджували процес термічної деструкції пінополістиролових ГМ, наповнених замішаним порошком металічного *Si*, феросплавів *Fe-Si*, *Fe-Si-Mg* та *Fe-Si-Ca*, при литті чавуну за ЛГМ-процесом. Ними було встановлено, що при газифікації матеріалу ДНГМ температура металічного розплаву підвищується, а процес термічної деструкції пінополістиролу прискорюється. При цьому об'єм і тиск газів в зазорі δ збільшуються [291], що призводить до зниження швидкості формозаповнення. Крім того, автори цієї публікації наголошують на тому, що такі ГМ не сприяють утворенню специфічних дефектів у досліджуваних виливках. Разом із тим, вплив добавок на мікроструктуру чавуну та його фізико-хімічні властивості не досліджували.

Виходячи із сказаного вище, напрашується висновок, що введення до ГМ присадки ДІ призводить, передусім, до зміни теплофізичних характеристик пінополістиролу [232, 234, 291] і, як наслідок того, прискорює термічну деструкцію матеріалу

ГМ та впливає на технологічний процес отримання виливків.

Фізико-хімічна взаємодія дисперсних інокуляторів із матричним розплавом. Наявність ГМ, наповненої ДІ у період заповнення ЛФ *Me*-розплавом, на думку О.Й. Шинського з колегами [253], впливає на гідродинаміку процесу формозаповнення, а також тепло-, масоперенесення. У даному випадку фізична модель ЛГМ-процесу представлена нижче (рис. 1.7), й детально описана авторами цієї ж публікації.

На нагрівання і плавлення ДІ, який вводять до ГМ, витрачається тепло *Me*-розплаву, внаслідок чого температура падає [235]. Величина зниження температури металу, як повідомляється у зазначеній науковій праці, залежить, передусім, від теплофізичних властивостей ДІ та його кількості. Максимально можлива кількість ДІ, яка повністю знімає перегрівання матричного розплаву, може бути визначена із рівняння теплового балансу системи, що розглядається, яке було запропоноване авторами публікації [235]. Проте, це рівняння не враховує впливу ГМ й ЛФ на процеси фізико-хімічної взаємодії ДІ з *Me*-розплавом. У такому випадку, рівняння теплового балансу системи *Me – ГМ – ДІ – ЛФ* може бути представлене у вигляді [253]:

$$c_{Me} \rho_{Me} \Delta V_{\Phi} (T_{зал} - T_L^{Me}) = c_{ДИ} \rho_{ДИ} V_{ДИ} (T_L^{Me} - T_L^{ДИ}) + L_{ГМ} \times, \quad (1.47)$$

$$\times \rho_{ГМ} \Delta V_{\Phi} + 1,13 b_{\Phi} \Delta F_{\Phi} T_{зал} \sqrt{\tau_{зал}} + L_{ДИ} \rho_{ДИ} V_{ДИ}$$

де ΔV_{Φ} – зміна об'єму ЛФ в зоні контакту з *Me*-розплавом, м³; $\rho_{ДИ}$ – густина матеріалу ДІ, кг/м³; $V_{ДИ}$ – об'єм ДІ, м³; $L_{ГМ}$ – питома теплота термодеструкції пінополістиролу, Дж/кг; b_{Φ} – теплоакumuлююча здатність матеріалу ЛФ, Вт·с^{0.5}/(м²·К); ΔF_{Φ} – зміна площі поверхні ЛФ в зоні контакту з *Me*-розплавом, м².

При введенні ДІ до «порожнини» ЛФ автори наукової праці [235] радять враховувати також і товщину стінки досліджуваного виливка. Ця товщина визначає, насамперед, швидкість охолодження матеріалу литого зразка.

Взаємодія часток ДІ із матричним розплавом є складним теплофізичним процесом, за якого відбувається спочатку нагрівання ДІ до температури плавлення, а потім його плавлення й перегрівання *Me*-розплаву [27, 161, 165, 353, 417]. На ці процеси накладаються фізико-хімічні процеси розчинення ЛЕ чи ЕМ, які входять до складу ДІ, та їх розподіл у рідкому металі, а також хімічна взаємодія із складовими

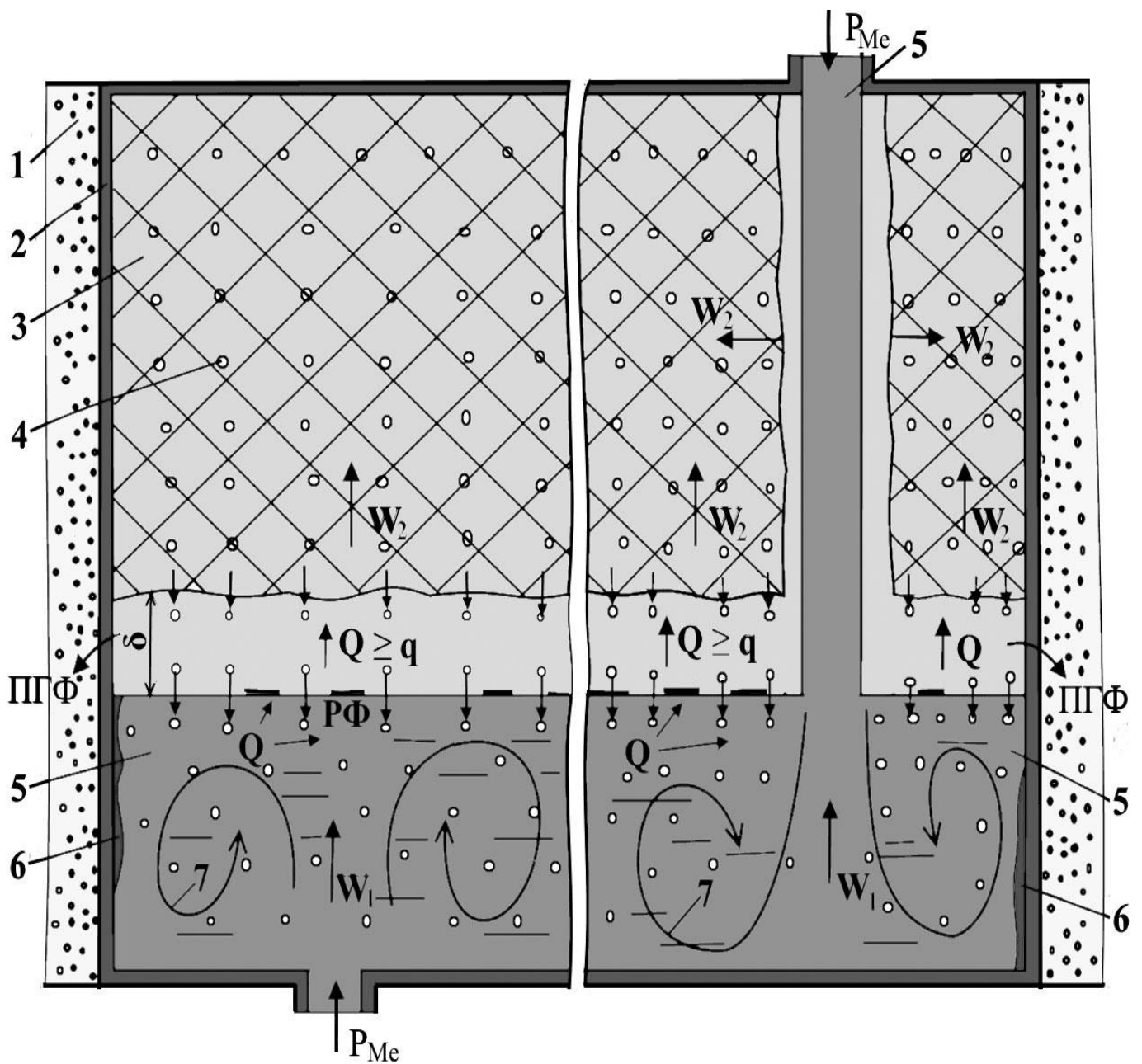


Рисунок 1.7 – Фізична модель процесу взаємодії матричного розплаву із газомоделлю, й імпантованим до неї дисперсним інокулятором при нижньому (ліворуч) і верхньому (праворуч) підведенні рідкого металу до «порожнини» ЛФ [253]: 1 – формувальний матеріал; 2 – протипригарне покриття; 3 – газомодель; 4 – дисперсний інокулятор; 5 – матричний розплав; 6 – ливарна кірка; 7 – конвективні потоки; W_1 , W_2 – швидкості, відповідно, формозаповнення й термодеструкції газомоделі; Q – енергія випромінювання матричного розплаву; q – питома теплота термодеструкції матеріалу газомоделі; ПГФ – парогазова фаза; РФ – рідка фаза; P_{Me} – гідростатичний напір розплавленого металу

матричного розплаву, що заливається до «порожнини» ЛФ [192, 235, 292, 294, 322, 464]. Повне засвоєння ДІ рідким металом може бути досягнуте за умови мінімальних витрат теплоти на його плавлення й завершення усіх процесів, пов'язаних із засвоєнням ДІ до остаточного твердіння матеріалу досліджуваного виливка [235].

Автори статті [417] дослідили динаміку плавлення частки ДІ, як тонкого тіла ($d_{DI} \leq 5 \cdot 10^{-4}$ м; $Bi \leq 0,25$), в об'ємі матричного розплаву та вивели рівняння, яке аналітично описує закономірність зміни температури твердої частки:

$$T_{DI} = \frac{c_{Me}}{m_{DI} c_{DI}} \left\{ (T_L^{Me} - T_S^{Me}) \left[1 - \exp \left(-\frac{3 m_{DI} \alpha}{c_{Me} \rho_{DI} r_0} \right) \right] + \frac{3 m_{DI} L_{Me} \tau}{c_{Me} r_0} \left(1 - \frac{\tau}{2 \tau_L} \right) \right\}, \quad (1.48)$$

де T_S^{Me} – температура кристалізації матричного розплаву, К; r_0 – першопочатковий радіус макрочастки ДІ, $\times 10^{-3}$ м; τ , τ_L – час, відповідно, текучий і прогрівання макрочастки ДІ до температури його плавлення, с,

а також рівняння теплового балансу системи *Me-розплав – ДІ*, що описує плавлення гарнісажу на поверхні цієї частки в об'ємі металічної ванни [417]:

$$\alpha (T_L^{Me} - T_S^{Me}) d\tau = -L_{Me} \rho_{DI} dr, \quad (1.49)$$

де $d\tau$, dr – нескінченно малі прирости поточного часу й радіуса макрочастки ДІ, відповідно, с, $\times 10^{-3}$ м.

На підставі розв'язку рівн. 1.48 В.А. Єфімовим з колегами [417] була побудована залежність тривалості плавлення частки ДІ від його кількості й температури *Me-розплаву*, яка (залежність) представлена у роботі. Для виливків, у яких товщина стінки не перевищує 40 мм, автори роботи [232] рекомендують використовувати ДІ дисперсністю до 0,2 мм. Порошки таких фракцій, на їх думку, добре затримуються на поверхні гранул пінополістиролу при виготовленні ГМ й повністю засвоюються матричним розплавом в процесі заповнення ЛФ.

ДІ, які вводяться до «порожнини» ЛФ за допомогою ГМ, не повинні [234]:

- а) утворювати із компонентами сплаву шлаки;
- б) бути гігроскопічними;
- в) та газотвірними.

Крім того, вони повинні добре засвоюватись *Me-розплавом* [232], про що згадува-

лось вище, й давати максимальний ефект при їх мінімальній кількості.

Так, наприклад [232, 234], спроба отримати ВЧ шляхом модифікування матричного розплаву із застосуванням ДНГМ закінчилася невдало, оскільки бічна поверхня виливків була сильно ушкоджена газовими раковинами, покритими білим порошком MgO . Таким чином, ЛЕ чи ЕМ, для яких справедлива нерівність 1.50, не можуть бути використаними на практиці для мікролегування або модифікування структури металу у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом [234]:

$$T_{кин}^E < T_{зал}, \quad (1.50)$$

де $T_{кин}^E$ – температура кипіння ЕМ або ЛЕ, К

Гарні результати отримані авторами роботи [257] при модифікуванні чавунних виливків у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом металічною Sb , внаслідок чого відбулося вирівнювання структури і властивостей у перерізі товстостінних виливків й перлітизація Me -матриці. Перліт став дрібнодисперсним, збільшилась його твердість, що призвело до підвищення зносостійкості отриманих виливків [257].

Опираючись на цінні науково-практичні результати своїх попередників та власні здобутки [122, 125–127, 233, 241, 245, 280, 288–291, 294, 584–589], здобувачем розкрито механізм процесу інокулювання матричного розплаву у «порожнині» ЛФ із застосування ДНГМ й описано далі. Процеси, що відбуваються в об'ємі металічної ванни і не тільки, можна пояснити з позиції таких фундаментальних та прикладних наук як [3–5, 7–10, 14, 22, 24–26, 29, 31, 33, 37–44, 46, 47, 49, 67, 68, 70, 71, 79, 81–84, 99, 123, 147–150, 163–165, 177, 178, 180–186, 290, 298, 302, 306, 307, 309, 323, 326, 342, 358, 360, 371, 373, 378, 394, 397, 398, 418, 473–481, 484–486, 490–492, 496, 574–579, 582, 583, 590, 592]: металургія сталей і сплавів, фізико-хімія металургійних та ливарних процесів, теорія кристалізації, фізичне матеріалознавство й металознавство та інші споріднені й природничі дисципліни.

1.4 Висновки до розділу 1 та вибір напрямку досліджень

Проведений здобувачем глибокий аналіз використаних першоджерел за темою цієї ДР, присвячених створенню сучасної теорії, відпрацюванню та удосконаленню прогресивних технологій одержання реальних ВДСВ, а також моно-, багат шарових

й армованих виливків із сплавів чорних та кольорових *Me* за ЛГМ-процесом у промислових масштабах, дозволив йому дійти наступних висновків:

1. Традиційні технології одержання армованих і багатошарових складних виливків із *Fe-C*-сплавів та сплавів на основі кольорових *Me* мають досить обмежене використання, що не дозволяє істотно розширити застосування у машинобудуванні ЛАК та ВДСВ, а також виливків із функціональними шарами, оскільки саме деталі на базі таких заготовок дозволяють радикально поліпшити якість, фізико-механічні й експлуатаційні властивості литих конструкцій у цілому.

2. Для отримання ВДСВ та ЛАК (ЛКМ системи *Me-AФ*) використовують енерго-, матеріалоємні технології, що унеможливають одержання реальних виливків високої розмірної точності та низької собівартості.

3. Відсутні універсально точні методи розрахунку й оптимізації технологічних параметрів ЛГМ-процесу для отримання ЛАК та ВДСВ, оскільки створені на сьогоднішній день математичні моделі гідродинаміки і теплофізики носять виключно емпіричний характер із досить вузькими межами їхнього застосування.

4. Традиційні методи поліпшення зносостійких характеристик *Fe-C*-сплавів та сплавів кольорових *Me* (модифікування, легування та армування, термомеханічна обробка, створення умов для вибіркового масоперенесення, тощо) багато у чому себе вичерпали, є неефективними або ж не перспективними при одержанні нового покоління складних литих виробів для вузлів тертя, а також тих деталей, що працюють в екстремальних умовах як абразивного, так і гідроабразивного зношування.

5. Найефективнішим методом радикального поліпшення зносостійких характеристик виливків з *Al-*, *Cu-*, та інших комерційно доступних сплавів кольорових *Me*, виходячи з оптимальної структури триботехнічних матеріалів, є армування литих заготовок високомодульними елементами, що може бути здійснене на основі використання ливарної технології рідкофазного сполучення.

6. У даний момент немає концептуального підходу і системного вивчення гідродинамічних й теплофізичних процесів, що протікають при сполученні матричного розплаву з АФ та затвердінні гетерогенного пористого середовища у процесі одержання ЛАК з нульмірних ЛКМ систем *Al-FeCr* й *Cu-FeCr*.

7. Якість армованих литих заготовок та їх властивості залежать від багатьох технологічних факторів, у першу чергу, температурно-часових, вплив яких на формування, структуру, а отже й функціональні характеристики таких ЛАК як дво-мірний ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХЗ* достатньою мірою не вивчено.

8. Позапічна обробка металу в цілому – проміжна операція між випуском матричного розплаву із тигля плавильного агрегату та формозаповненням, і виступає лімітуючою ланкою у процесі виробництва виливків, передбачаючи введення в експлуатацію додаткового оснащення й інших засобів, що ускладнює технологічний процес, робить його довготривалим та неекономічним.

9. До того ж, ще одним серйозним недоліком такої обробки *Me*-розплавів є «живучість» ефекту модифікування їх структури, який (ефект модифікування), як правило, цілком і повністю зникає протягом 10...25 хвилин.

10. Сучасні способи одержання композиційних та армованих литих заготовок шляхом використання АФ розділяють на твердофазні, рідкофазні й осадження, але рідкофазне отримання складних виливків сучасними методами лиття, у той час коли іншими виготовити їх неможливо або ж нераціонально, мають низку істотних переваг, серед яких необхідно виділити такі як можливість виробництва із високим КВМ, мінімальним теплосиловим впливом на крихкі компоненти, необмеженою номенклатурою вибору дешевих АФ та високою продуктивністю праці.

11. Станом на сьогоднішній день набули широкого розповсюдження такі ливарні технології як одержання біметалічних і багатошарових виливків шляхом плакування *Me*-розплавом твердої поверхні або вставки, та одночасне заповнення ЛФ двома різнойменних сплавами, але конфігурація отриманих литих заготовок при цьому – проста, КВМ – невисокий, а собівартість – вище раціональної.

12. Наукові дослідження, проведені спеціалістами ФТІМС НАН України, показали явні переваги застосування ЛГМ-процесу для одержання точних виливків шляхом модифікування, легування й армування матричного розплаву безпосередньо у «порожнині» ЛФ з використанням ДНГМ; проте, дотепер, не досліджені умови формування якості ЛАК та ВДСВ із кольорових сплавів, сталей і чавунів, отриманих при використанні макрогетерогенних часток АФ та ДІ, імплантованих до ГМ.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Методика приготування інокуляторів

Для інокулювання ливарних сплавів, що мало місце у процесі виконання цієї ДР, були використані порошки комплексного сфероїдизуючого модифікатора марки ФСМг7 ДСТУ 3362:1996 (ТУ 14-5-14-134-86), феросиліцію марки ФС75 ДСТУ 4127:2002, ферохрому марки ФХ650А ДСТУ ISO 4552-1:2010, ферованадію марки ФВд40У0,75 ДСТУ ISO 4552-2:2010, феротитану марки ФТи70С1 ДСТУ 4761:2009, інтерметаліду $FeCr$ та конопатковий стабілізований Si -порошок марки ПМС-К ГОСТ 4960:2017. Усі порошкові матеріали, окрім ПМС-К ГОСТ 4960:2017, були отримані в лабораторних умовах. Методика підготовки вихідних матеріалів, приготування порошків та їх коротка характеристика будуть тезісно описані далі за текстом.

Методика приготування інтерметалідної армуючої фази. Дисперсний інтерметалід $FeCr$ отримали із литих зразків високохромистого сплаву на основі Fe . Для цього кусковий матеріал був попередньо відпалений у лабораторній муфельній печі моделі «СНО-2,5.5.2,5/13,6 И1» на предмет утворення й виділення σ -фази із твердого розчину Cr в Fe , подрібнено у лабораторній шоківій дробарці моделі «Вібротехнік ЩД-10 6411-00013» та просіяно через сита. Характеристика АФ: температура відпалювання – 1073 К, час ізотермічної витримки – 3600 с; дисперсність – 20...100 мкм, форма частинок – скалкова, фактор нерівності – 2...5. Хімічний склад АФ композитного вилівка (розд. 4, 5) наведено нижче.

Методика приготування дисперсних феросплавів. Комплексний сфероїдизуючий модифікатор марки ФСМг7, феросиліцій марки ФС75, ферохром марки ФХ650А, феротитан марки ФТи70С1 та ферованадій марки ФВд40У0,75 виробляють у промислових масштабах на феросплавних заводах. Їх постачання кінцевому споживачу здійснюється як через гуртову, так і роздрібну торгову мережу, у вигляді кусків або ж гранул діаметром, зазвичай, від 5 до 50 мм. Як і в попередньому випадку, феросплави було подрібнено у лабораторній шоківій дробарці моделі «Вібротехнік ЩД-10 6411-00013» та просіяно через сита. Характеристика отриманих таким чином ДІ докладно описана та наглядно представлена в табличній формі (розд. 5) далі за текстом,

а їх хімічний склад регламентовано відповідними нормативними документами.

Методика приготування порошкоподібної міді. Конопатковий стабілізований *Си*-порошок марки ПМС-К виробляють у промислових масштабах методом електrolітичного осадження [77, 287], і централізовано постачають кінцевому споживачу. Марка порошку, його хімічний та гранулометричний склад, а також форма поставки й заводська упаковка регламентовані ГОСТ 4960:2017.

Елементи ситового аналізу. Порошок заданої дисперсності вдалося отримати завдяки ситовому аналізу. Для цього було використано набір лабораторних сит з плетеної дротяної тканини, що регламентовано ДСТУ EN 233-2:201_ (EN 233-2:1995, IDT). Середню дисперсність часток комплексного сфероїдизуючого модифікатора марки ФСМг7, феросиліцію марки ФС75, ферохрому марки ФХ650А, феротитану марки ФТи70С1, ферованадію марки ФВд40У0,75 та σ -фази визначали за формулою [76]:

$$\langle d \rangle = \frac{\sum_{i=1}^n m_i d_i}{\sum_{i=1}^n m_i}, \quad (2.1)$$

де m_i – маса i -тої фракції порошкоподібної σ -фази, кг; d_i – середнє арифметичне дисперсності частинок σ -фази в i -тій фракції, $\times 10^{-6}$ м.

Залежно від розмірів часток порошків комплексного сфероїдизуючого модифікатора марки ФСМг7, феросиліцію марки ФС75, ферохрому марки ФХ650А, феротитану марки ФТи70С1, ферованадію марки ФВд40У0,75 й інтерметаліду $FeCr$, у нашому випадку, являє собою суміш порошків 2-х неповних груп [76]. Такими групами є тонкий порошок (10...40 мкм) та порошок середньої крупності (40...250 мкм).

2.2 Методика виготовлення моделей, що газифікуються, й технологія лиття сплавів чорних і кольорових металів

Газмоделі контрольних виливків. ГМ майбутніх литих зразків із $Fe-C$ -сплавів і сплавів кольорових Me без присадки [рис. В.1 (а)] були виготовлені автоклавним методом. Цей метод детально описаний та ілюстрований у багатьох науково-технічних працях вітчизняних та зарубіжних авторів, зокрема автором роботи [223]. Для виготовлення таких ГМ було використано пінополістирол, який [579], у свою чергу, отримали із ливарного полістиролу [раціональна формула: $(C_8H_8)_n$; густина –

1069...1125 кг/м³] марки «STMMA-FD» (Castchem, КНР). Даний полістирол був спеціально розроблений для технології «Lost Foam» (ЛГМ-процесу), і в залежності від марки дисперсність його гранул у вихідному стані знаходиться, як правило, у діапазоні від 250 до 900 мкм. Поставляється кінцевому споживачу у металевій тарі – зазвичай сталевих бочках масою нетто по 125 кг, іноді у барабанах або мішках масою нетто по 25 кг. Форма ГМ в усіх випадках – плита (пластина), а їх розміри наведені у розд. 3...5, і для кожної марки сплаву, з технологічних та економічних міркувань, були неоднаковими. Характеристика модельного матеріалу, який було використано при виконанні даної ДР, а також технологічні параметри й ТЕП процесу виробництва ГМ без присадки (розд. 3...5) наведені далі за текстом.

Дисперсно-наповнені моделі, що газифікуються. Як і в попередньому випадку, ДНГМ [рис. В.1 (б)] були також виготовлені автоклавним методом [290] з пінополістиролу [579] для спінювання тієї ж торгової марки. Проте такі ГМ наповнені порошкоподібними матеріалами (ЕМ, ЛЕ, АФ, МХ), а відтак саме цим вони відрізняються від ГМ без присадок. Методика виготовлення ГМ з імплантованими дисперсними феросплавами (ФС75, ФХ650А, ФСМг7, ФВд40У0,75, ФТи70С1), *Si*-порошком марки ПМС-К й дисперсним інтерметалідом *FeCr* є аналогічною тій, яка описана у роботах [230, 233, 245]. Геометричні розміри і форма ДНГМ, характеристика матеріалів, з якого вони були виготовлені, й технологічні параметри процесу їх (ДНГМ) виробництва також наведені у розд. 3...5 даної ДР.

Дисперсно-наповнена модель, що газифікується, двомірного композитного вилівка. ДНГМ двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3* має форму плити [рис. В.1 (в)], і складається із 3-х окремо виготовлених частин – 2-х ДНГМ, склеєних між собою діафрагмою із бляхи. Перша ДНГМ являє собою ГМ, наповнену дисперсним феросиліцієм марки ФС75, друга – дисперсним ферохромом марки ФХ650А. Бляха виготовлена із конструкційної вуглецевої сталі марки Ст3 ДСТУ 2651:2005, покритої шаром *Zn* товщиною 6...10 мкм. Для склеювання компонентів ДНГМ між собою було використано універсальний водо-, морозостійкий клей «Еліт-Дракон» (ПП «Дивоцвіт», Україна). Характеристика ДНГМ та її окремих елементів, а також модельних матеріалів (розд. 3, 5) наведені далі за текстом.

Виготовлення модельних комплектів, їх підготовка до формовки та заливки, технологія процесу формоутворення. Методика виготовлення елементів ЛС, складання модельних комплектів і нанесення на їх поверхню протипригарного покриття, а також формоутворення й підготовка ЛФ до її заповнення матричним розплавом не є оригінальною методикою [223, 290]. З метою захисту майбутніх виливків від пригару використовують, зазвичай, протипригарну фарбу наступного хімічного складу [608], % (об. частка): пірофіліт {хімічна формула: $Al_2[Si_4O_{10}](OH)_2$ } або дис-тен-силіманіт {хімічна формула: $Al_2[SiO_4]O$ } – 30,0...50,0; бентоніт {основний компонент бентоніту [60,0...70,0 % (мас. частка)] – монтморилоніт, хімічна формула: $Al_2[Si_4O_{10}](OH)_2 \cdot nH_2O$ } – 10,0...20,0; декстрин кислотний [раціональна формула: $(C_6H_{10}O_5)_n$] – 10,0...20,0; вода технічна (хімічна формула: H_2O) – решта. Щоб запобігти процесу бродіння у теплу пору року до складу протипригарного покриття вводять додатково альгінат натрію (раціональна формула: $C_6H_7O_6Na$) у кількості 0,3...4,0 % від маси готового покриття. Координати місця підведення рідкого *Me* до «порожнини» ЛФ зазначені у розд. 5 даної ДР. Підготовлена до заповнення матричним розплавом ЛФ у вигляді фізичної моделі ЛГМ-процесу з поправкою на ДНГМ [253] була схематично представлена у розд. 1 виконаної ДР. Технологія ЛГМ-процесу стисло та в доступній формі описана також авторами роботи [609].

2.3 План експерименту та його постановка

Вплив інокулювання на структуру та властивості ливарних сплавів досліджували за оригінальною методикою, запропонованою спеціалістами ФТІМС НАН України. Для цього піддослідні виливки були попередньо розмічені й порізані на темплети, із яких потім вирізали шліфи для МГА, проби для РСМА та РФА, а також зразки для механічних випробувань і випробувань на зношування в умовах сухого тертя, що схематично показано нижче. Розміри виливків наведені у розд. 3...5 цієї ДР.

Методика планування і проведення серії досліджень при модифікуванні сірого чавуну марки СЧ300 феросиліцієм марки ФС75. Зміну концентраційного поля *Si* та коефіцієнта його засвоєння матричним розплавом, а також розподіл структурних складових і твердості сірого чавуну по висоті й довжині виливка досліджували завдяки тому, що над ним було поставлено серію незалежних експериментів.

Показники знімали в окремих точках об'єму литого зразка, рівномірно розподілених у його контрольній площині. Дослідження проводили за схемою, наглядно представлена на рис. 2.1. У процесі виконання даної ДР були одержані додатково так звані перехресні залежності між експериментальними даними. В основу таких функціональних залежностей покладено принцип їх відповідності одній і тій самій точці в об'ємі того чи іншого досліджуваного вилівка, або ж одній і тій самій литій заготовці. Цей принцип базується на тому, що одні й ті ж самі характеристики (показники засвоєння Si матричним розплавом, параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019 та його твердість) знімаються по черзі із кожного темплета, вирізаного з одного й того ж самого досліджуваного вилівка, а потім по точках «будуються» графічні залежності між їх бажаними комбінаціями.

При графітузуючому модифікуванні структури сірого чавуну дисперсним феросиліцієм марки ФС75 було використано також ортогональний план експерименту 1-го порядку. Дослідження проводили за методом повнофакторного експерименту. Кількість необхідних випробувань у кожній серії для 4-х незалежних факторів, яка у кінцевому результаті становила 16, підраховано за формулою [593]:

$$k = 2^n, \quad (2.2)$$

де n – число незалежних факторів (технологічних параметрів ЛГМ-процесу), $n = 4$.

Такими факторами (табл. А.12) були такі технологічні параметри ЛГМ-процесу як: $C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}$, $\rho_{\text{ГМ}}$, $\nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}}$, $T_{\text{Ме}}^0$. Варіювання кожного фактора (див. табл. А.12) здійснювалось на 2-х рівнях. Регресійна модель [593] для 4-х незалежних факторів має вигляд:

$$\begin{aligned} & \left([Si]_m, k_{[Si]}, [II], [\Phi], [Fe_3C], [III], l_{III}, HB \right) = a_0 x_0 + a_1 C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} + \\ & + a_2 \rho_{\text{ГМ}} + a_3 \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} + a_4 T_{\text{Ме}}^0 + a_{1,2} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \rho_{\text{ГМ}} + a_{1,3} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} + a_{1,4} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} T_{\text{Ме}}^0 + \\ & + a_{2,3} \rho_{\text{ГМ}} \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} + a_{2,4} \rho_{\text{ГМ}} T_{\text{Ме}}^0 + a_{3,4} \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} T_{\text{Ме}}^0 + a_{1,2,3} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \rho_{\text{ГМ}} \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} + a_{1,2,4} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \times \\ & \times \rho_{\text{ГМ}} T_{\text{Ме}}^0 + a_{1,3,4} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} T_{\text{Ме}}^0 + a_{2,3,4} \rho_{\text{ГМ}} \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} T_{\text{Ме}}^0 + a_{1,2,3,4} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \rho_{\text{ГМ}} \nu_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} T_{\text{Ме}}^0 \end{aligned} \quad (2.3)$$

де $a_0, a_1, a_2, a_3, a_4, a_{1,2}, a_{1,3}, a_{1,4}, a_{2,3}, a_{2,4}, a_{3,4}, a_{1,2,3}, a_{1,2,4}, a_{1,3,4}, a_{2,3,5}, a_{1,2,3,4}$ – коефіцієнти регресії; x_0 – фіктивний фактор, $x_0 = 1$.

Матриця планування експерименту (табл. А.15), яка застосовувалась при графітузуючому модифікуванні структури сірого чавуну марки СЧ300 дисперсним

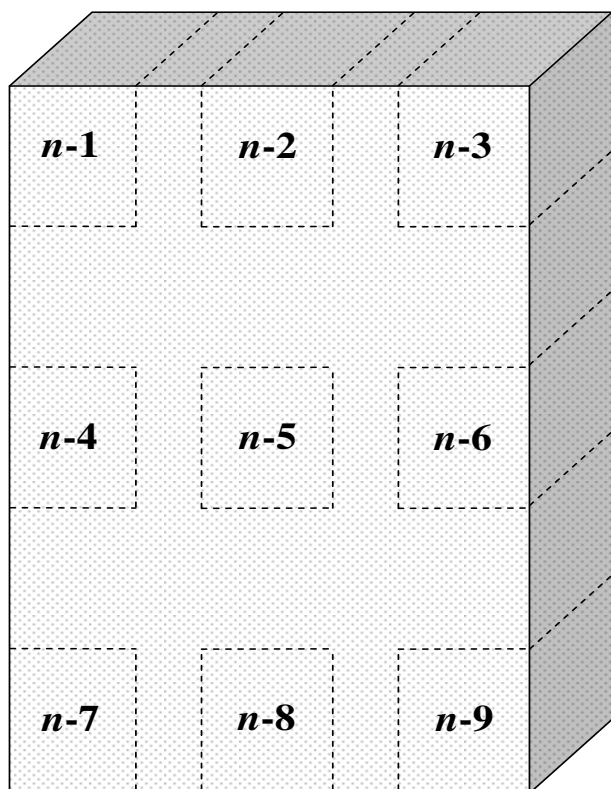
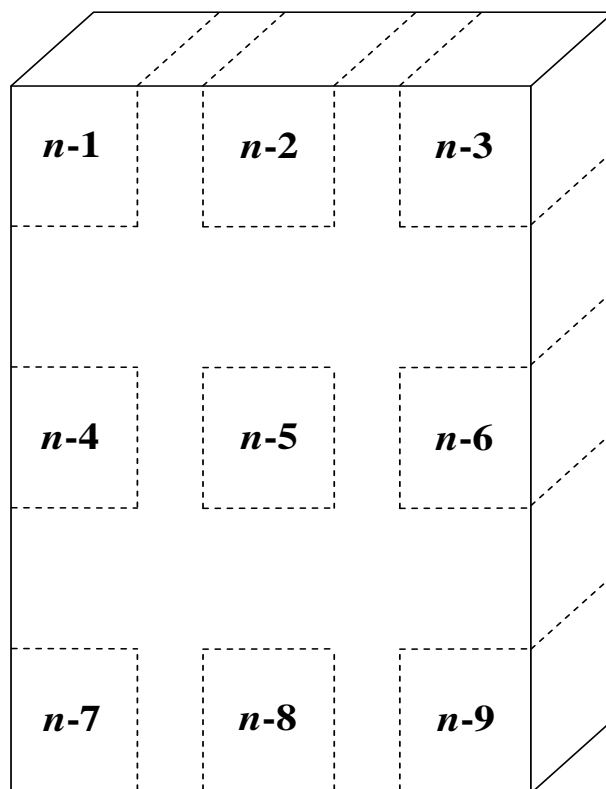
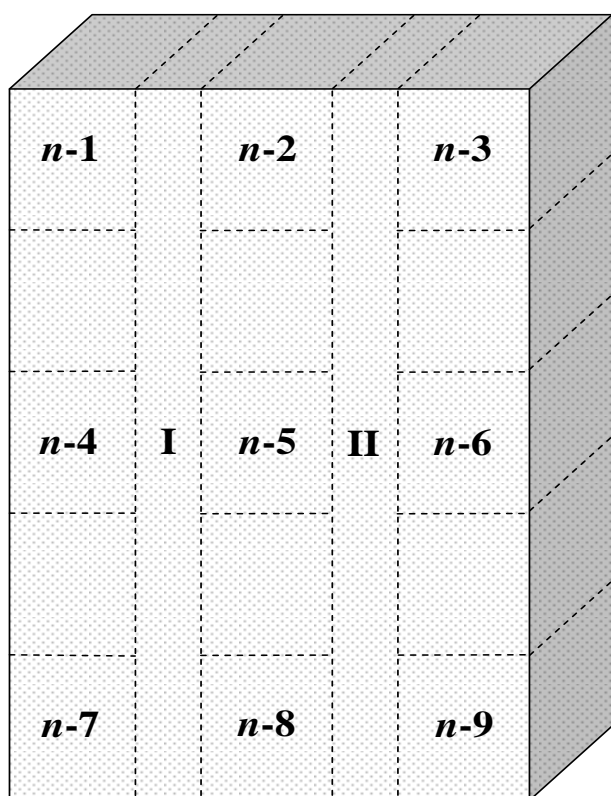
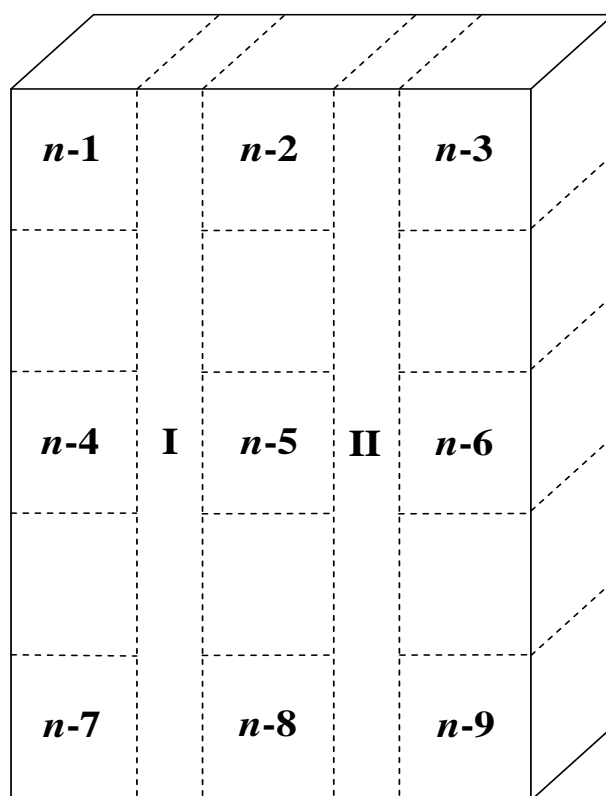
*a**б**в**г*

Рисунок 2.1 – Схема розмітки та порізки дослідних (*a, в*) й контрольних (*б, г*) виливків на темплети для вивчення розподілу показників засвоєння S_i і структури сірого чавуну марки СЧ300 у контрольній площині литих зразків ($n-1...n-9$), а також механічних властивостей (*I, II, n-1...n-9*) матеріалу виливків

феросилієм марки ФС75, представлена нижче. Коефіцієнти регресії отримали внаслідок розв'язку системи 16-ти лінійних рівнянь. Кожне рівняння мало по 16 невідомих, якими і були коефіцієнти регресії. Ця математична задача була вирішена з використанням персонального комп'ютера. В основі розв'язку отриманої системи рівнянь регресії був закладений відомий у математиці метод Гауса [593].

Експерименти (табл. А.15, 3.5), вказані вище, ставились на 16-и дослідних й 1-му контрольному виливках, поміченими натуральними числами від «1» до «16» та літерою «К» (підрозд. 3.1), відповідно. Кожна характеристика матеріалу литого зразка була визначена як середнє арифметичне результатів її вимірювання у декількох точках об'єму цього зразка. МГА піддавали по одному темплету, вирізаному із середньої частини кожного піддослідного і контрольного виливків (за винятком визначення розподілу параметрів мікроструктури сірого чавуну в об'ємі литих зразків), твердість яких була максимально наближеною до середньої арифметичної. Оскільки товщина усіх виливків дорівнювала 5 мм, то σ_v й σ_u не досліджувались.

План експерименту та його постановка при отриманні жаростійкого Cr-чавуну марки ЧХ1 шляхом легування чавунного розплаву ферохромом марки ФХ650А. Дослідження зміни концентраційного поля Cr, коефіцієнта його засвоєння, розподілу структурних складових й твердості жаростійкого Cr-чавуну марки ЧХ1 ДСТУ 8851:2019 в об'ємі досліджуваних виливків, а також функціональних залежностей показників, зазначених вище, між собою, тобто впливу концентрації Cr на коефіцієнт його засвоєння, залежності структурних складових і твердості жаростійкого Cr-чавуну марки ЧХ1, визначеної за шкалою Брінелля, у контрольній площині литих зразків від концентрації Cr й коефіцієнта його засвоєння, впливу параметрів мікроструктури на твердість жаростійкого Cr-чавуну марки ЧХ1 було сплановано та проведено за методикою, аналогічною попередньому пункту. За схемою, представленою на рис. 2.2, ставили експерименти, які були згадані раніше.

Зазначені дослідження проводились на 5-и виливках із дослідного сплаву та одному із контрольного. Результати цих досліджень були отримані внаслідок математичної обробки експериментальних даних, знятих із кожного литого зразка – як середнє арифметичне. МГА піддавались виливки як із контрольного сплаву, так і дослідного, у

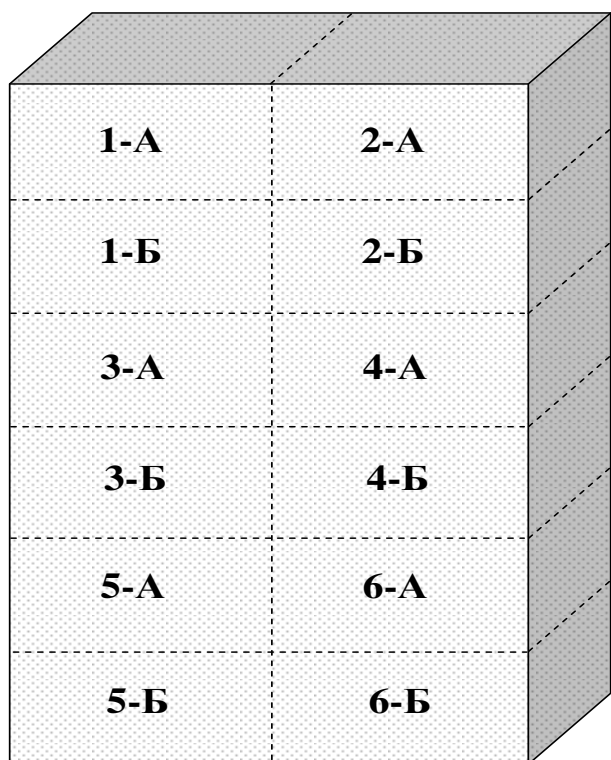
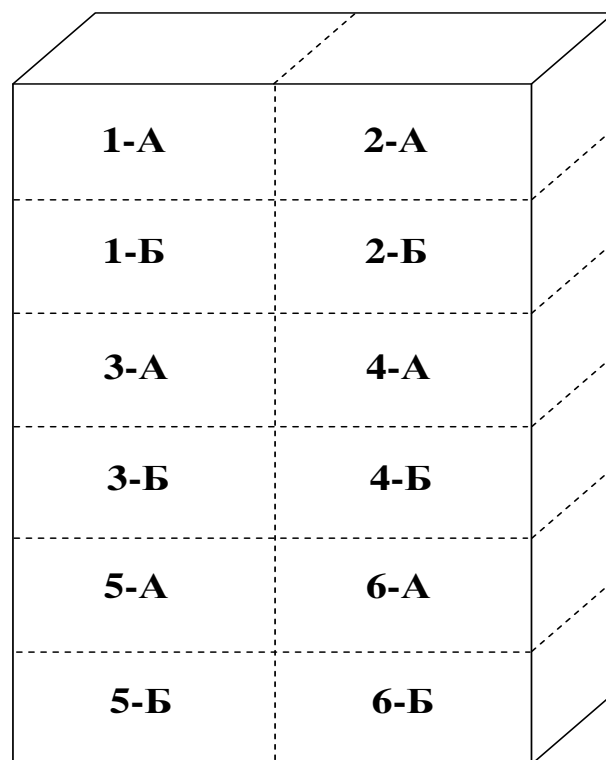
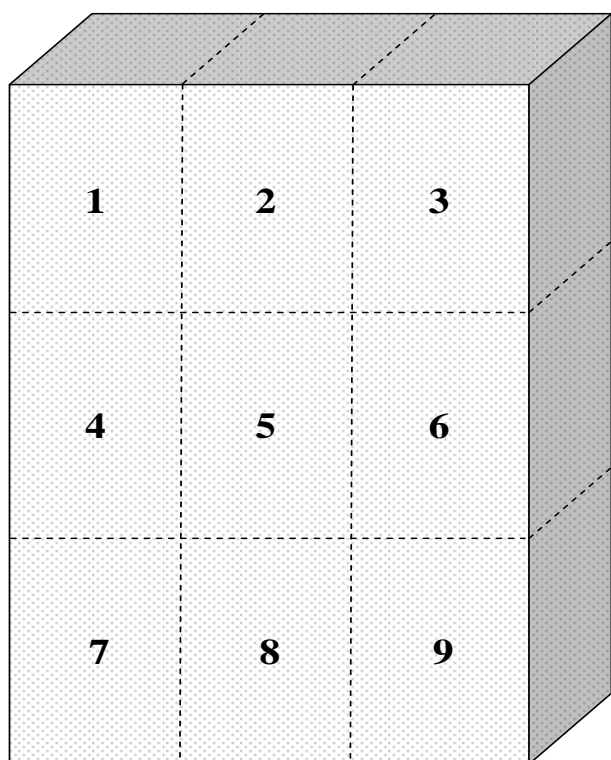
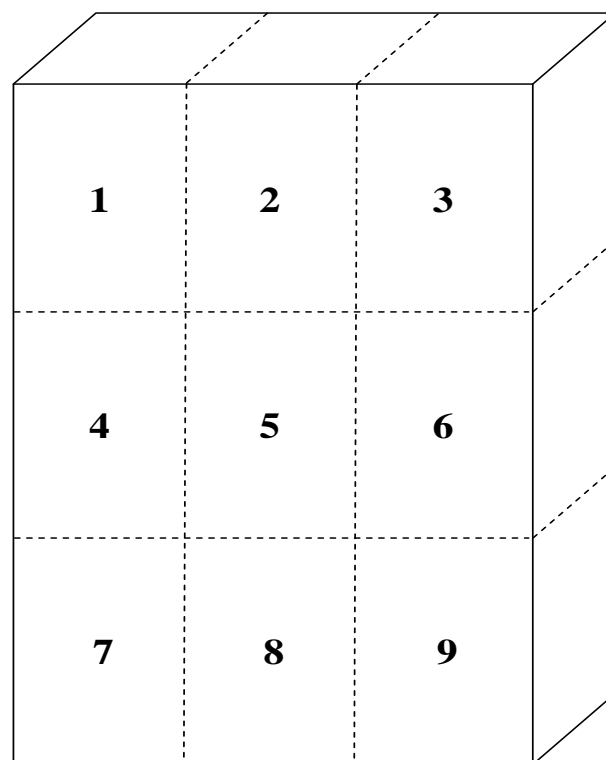
*a**б**в**з*

Рисунок 2.2 – Схема розмітки й порізки виливків на темплети для дослідження структури та властивостей (1-А...6-А), визначення $[Cr]_n$ (1-А...6-А, 1-Б...6-Б) й твердості матеріалу та їх розподілу у контрольній площині литих зразків: *a, в* – (СЧ + ФХ650А); *б, з* – СЧ (К)

якого твердість була максимально наближеною до середньої арифметичної.

Методика планування і проведення серії досліджень при легуванні зносостійкої Cr-сталі марки 70ХЛ ферованадієм марки ФВд40У0,75 та феротитаном марки ФТи70С1 одночасно. При вивченні змін концентрацій V й Ti та коефіцієнтів їх засвоєння розплавом зносостійкої Cr-сталі марки 70ХЛ ТУ 4112-78269737-001-2005, розподілу структурних складових (кількостей Π й Φ , дисперсності Π та величини зерна) й основних механічних властивостей (ударної в'язкості, відносного видовження, тимчасового опору розриву і твердості) зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ ТУ 4112-78269737-001-2005 у контрольній площині виливків, а також функціональних залежностей цих показників між собою – впливу концентрацій V й Ti у зразках на коефіцієнти їх засвоєння, залежності мікроструктури та механічних властивостей інструментальної сталі від концентрацій V й Ti та коефіцієнтів їх засвоєння, впливу мікроструктури на механічні властивості цієї сталі було сплановано й проведено за методикою, аналогічною описаній у попередніх 2-х пунктах. Дані експерименти ставили за схемою, представленою на рис. 2.3 виконаної ДР.

Ці дослідження проводились на 5-и виливках із дослідного сплаву і одному із контрольного. Результати проведених досліджень були отримані внаслідок математичної обробки експериментальних даних, знятих із кожного литого зразка – як середнє арифметичне. МГА піддавались виливок із контрольного сплаву (сталі марки 70ХЛ) і дослідний зразок (сталь марки 75ХФТЛ), механічні властивості якого, за своїм значенням, максимально наближались до величини середнього арифметичного.

План експерименту та його постановка при композиційному зміцненні ливарного Al-сплаву марки АК12М2МгН дисперсним інтерметалідом $FeCr$. Щоб дослідити можливість армування ливарних Al-сплавів на прикладі поршневого Al-сплаву марки АК12М2МгН ДСТУ 2839:1994 дисперсним інтерметалідом $FeCr$ у цій ДР було поставлено серію таких незалежних експериментів як: МГА структури композитного та контрольного виливків по їх висоті; вивчено залежність мікротвердості структурних складових нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ і базового сплаву від висоти литих зразків; визначено хімічний склад інтерметалідної АФ й Me -матриці ливарного Al-сплаву марки АК12М2МгН, композиційно зміцненого дисперсним ін-

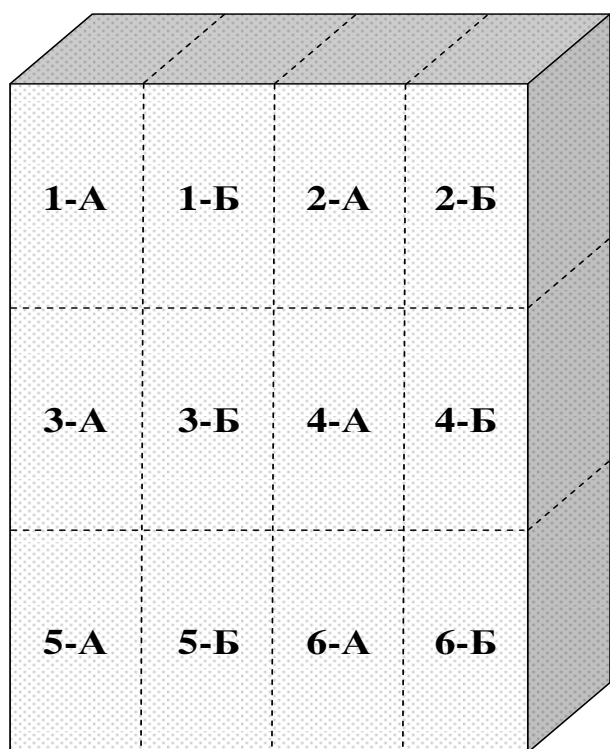
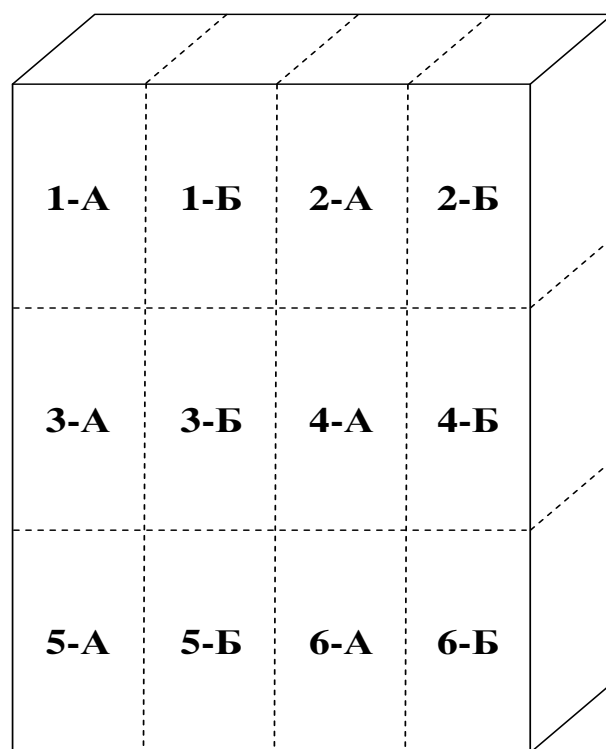
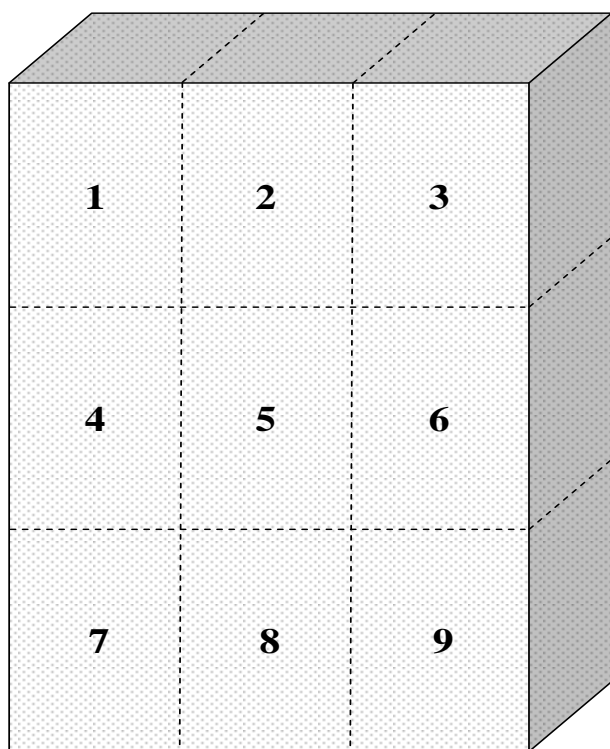
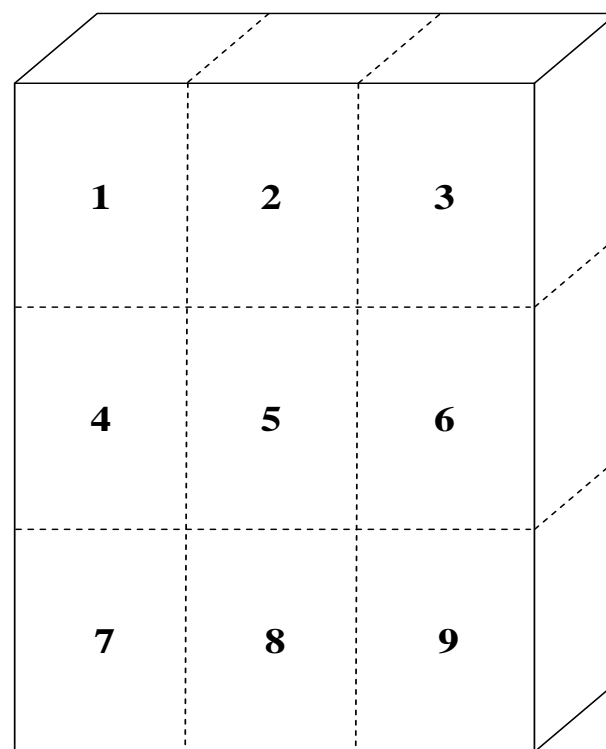
*a**б**в**г*

Рисунок 2.3 – Схема розмітки та порізки литих зразків на темплети для вивчення структури (1-А, 2-Б, 3-А, 4-Б, 5-А, 6-Б), властивостей і розподілу $[V]_L$ (1-А...6-А, 1-Б...6-Б) у їх контрольній площині: 1-А, 2-Б, 3-А, 4-Б, 5-А, 6-Б – a_H ; 1-Б, 2-А, 3-Б, 4-А, 5-Б, 6-А – σ_B, δ_5 ; а також визначення HV та дослідження $HV = f(a_B, H_B)$: *a, в* – 75ХФТЛ; *б, г* – 70ХЛ (К)

терметалідом $FeCr$, до і після процесу його армування.

Дослідження мікроструктури (МГА та вимірювання мікротвердості) нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ й ливарного Al -сплаву марки АК12М2МгН здійснювалось на металографічних шліфах, виготовлених із темплетів, які були вирізані із досліджуваних виливків за схемою, що представлена (рис. 2.4) нижче. Хімічний склад інтерметалідної АФ й Me -матриці зразків нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ було вивчено за оригінальною методикою, яка описана далі за текстом.

Експерименти, вказані вище, ставились на 3-х дослідних та одному контрольному виливках. Результати дослідження були отримані внаслідок математичної обробки експериментальних даних, знятих із кожного виливка – як середнє арифметичне. МГА піддавався литий зразок із контрольного сплаву і дослідний виливок, властивості якого максимально наближались до середнього арифметичного.

У даній ДР було досліджено також можливість отримання двомірних ЛКМ системи АК12М2МгН – $Al-FeCr$. Для цього, за методикою, аналогічною описаній у підрозд. 2.2, було виготовлено та склеєно між собою ГМ без присадки та ДНГМ. Така ГМ, на відміну від тієї, що показана на рис. В.1 (в), була без діафрагми. ГМ також мала форму плити довжиною 100 мм, шириною 40 мм й висотою 300 мм. Шар ГМ, дисперсно-наповнений інтерметалідною АФ, мав ширину 10 мм.

Методика планування і проведення серії досліджень при отриманні нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ на базі евтектичного силуміну марки АК12 ДСТУ 2839:1994. При отриманні нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ на базі ливарного Al -сплаву марки АК12 було сплановано та проведено серію незалежних експериментів, які зводилися до наступного: МГА структури нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ й контрольного Al -сплаву марки АК12; дослідження зміни мікроструктури (питомої кількості і дисперсності включень інтерметаліду $FeCr$) по висоті виливка; вивчення характеру залежності питомої кількості включень інтерметалідної АФ в структурі нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ від її дисперсності; вивчення залежності мікротвердості структурних складових (Me -матриці й σ -фази) нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ та ливарного Al -сплаву марки АК12 (Al -матриці) від висоти литого зразка; визначення характеру зв'язку між Me -матрицею та інтерметалідною АФ в системі

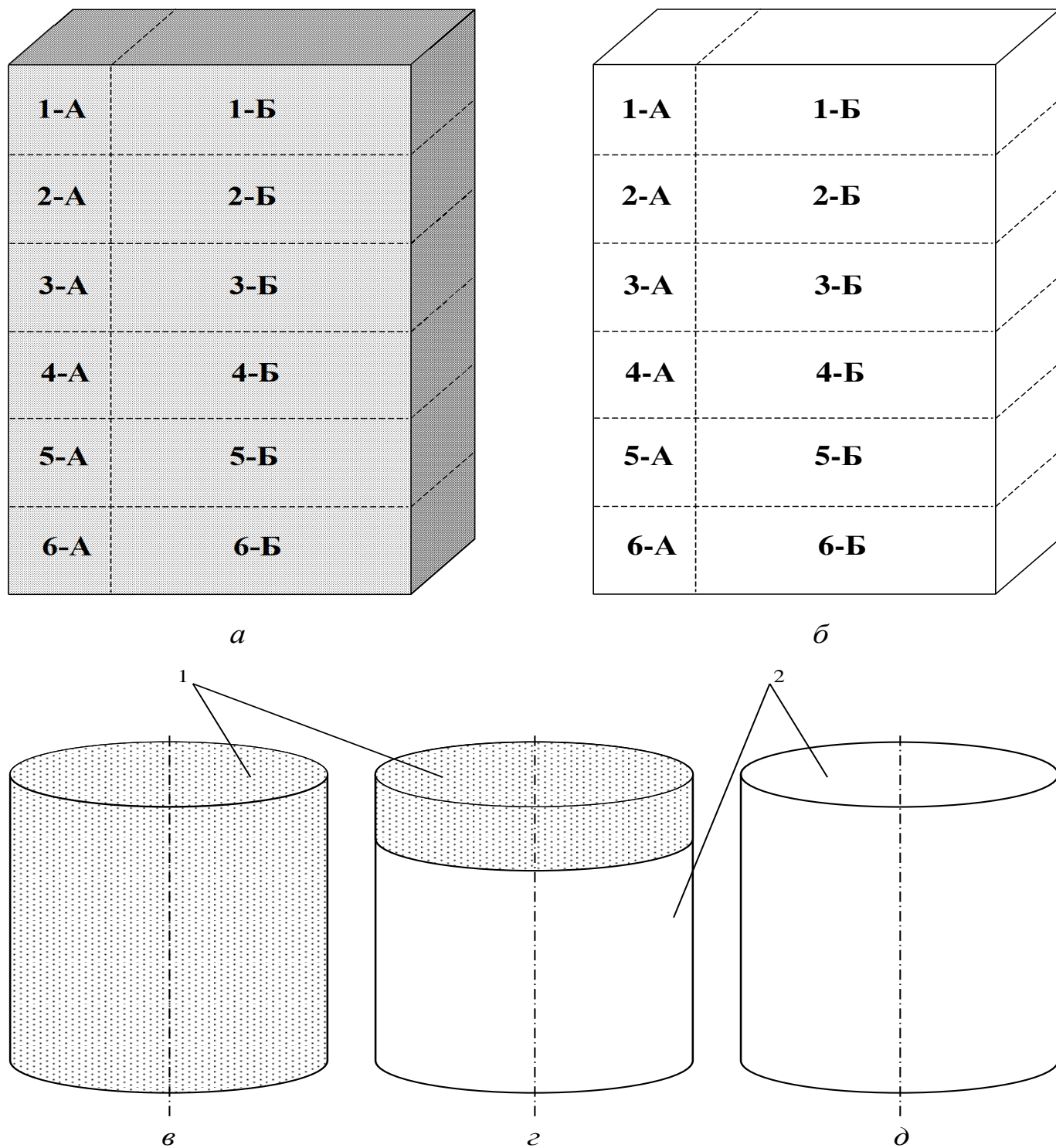


Рисунок 2.4 – Схема розмітки й порізки виливків на темплети для дослідження структури (1-А...6-А) та властивостей (1-Б...6-Б) матеріалу по їх висоті: *a* – нульмірний ЛКМ системи *Al-FeCr*, *б* – АК12М2МгН та / або АК12; проби для визначення хімічного складу АФ й *Al*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* до (*г*, *д*) і після (*в*) процесу армування ливарних *Al*-сплавів: *в* – нульмірний ЛКМ системи *Al-FeCr*, *г* – АК12М2МгН (АК12) + *FeCr*, *д* – АК12М2МгН та / або АК12, *1* – нульмірний ЛКМ системи *Al-FeCr (FeCr)*, *2* – АК12М2МгН та / або АК12

Al-FeCr; дослідження зміни механічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* і базового *Al*-сплаву марки АК12 по висоті вилівка; вивчення залежності механічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* від питомої кількості й дисперсності включень інтерметаліду *FeCr*; дослідження характеру залежності механічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* і контрольного *Al*-сплаву марки АК12 від мікротвердості структурних складових; вивчення зміни триботехнічних властивостей матеріалу (литого зразка й контртіла) по висоті вилівка (зносу нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* і базового *Al*-сплаву марки АК12; спрацювання конструкційної *Cr*-сталі марки 40Х; коефіцієнта тертя ковзання пар: *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40Х, Сплав АК12 – Сталь 40Х*); дослідження впливу мікроструктури нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* на знос цього матеріалу, спрацювання матеріалу контртіла, що працює з ним у парі, та коефіцієнта тертя ковзання пари *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40Х*; вивчення залежності триботехнічних властивостей матеріалів, зазначених вище, від мікротвердості структурних складових нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* і контрольного *Al*-сплаву марки АК12; дослідження залежності механічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та базового *Al*-сплаву марки АК12 від триботехнічних характеристик цих матеріалів і пар тертя ковзання, вказаних вище. Ці дослідження проведені за методикою, аналогічною тій, що описана вище, й згідно схеми, показаної на рис. 2.4.

Експерименти ставились на 5-и дослідних та 1-му контрольному виливках. Результати отримані внаслідок математичної обробки експериментальних даних, тобто відповідних функціональних залежностей, заданих у табличній формі, які були зняті із кожного вилівка (як середнє арифметичне). МГА піддавався зразок базового *Al*-сплаву марки АК12 й композитний вилівок, характеристики якого були максимально наближеними до середнього арифметичного.

План експерименту та його постановка при інокулюванні *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 інтерметалідом *FeCr*. При дослідженні можливості інокулювання розплаву ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 ГОСТ 17711-93 інтерметалідом *FeCr* було сплановано і проведено серію незалежних експериментів, які полягали у наступному: МГА мікроструктури дослідного [*ЛЦ16К4* + 7 % (об. частка) *FeCr*] та контрольного (ливарна *Si*-латунь марки ЛЦ16К4) сплавів; вивченні зміни продуктів термі-

чної дисоціації ДІ, тобто Fe й Cr по висоті композитного виливка; визначенні характеру функціонального зв'язку концентрацій продуктів термодисоціації σ -фази, вказаних вище, між собою в локальному об'ємі литого металу; дослідженні впливу висоти литої заготовки на механічні властивості дослідного сплаву і контрольного; вивченні залежності механічних характеристик ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4, інокульованої інтерметалідом $FeCr$, від концентрації Fe та Cr у литих зразках; дослідженні зміни триботехнічних властивостей матеріалу виливків і контртіл – зносу дослідного та контрольного сплавів, спрацювання Cr -сталі марки 40Х, коефіцієнтів тертя пар: [ЛЦ16К4 + 7 % (об. частка) $FeCr$] – Сталь 40Х, ЛЦ16К4 – Сталь 40Х, від висоти литого зразка; вивченні залежності триботехнічних характеристик дослідного сплаву і Cr -сталі марки 40Х, що утворюють разом пару тертя, від концентрації Fe та Cr у литих зразках. Експерименти поставлені за методикою, аналогічною описаній у попередніх пунктах, і за схемою, показаною на рис. В.2 виконаної ДР.

Дослідження проводились на 5-ти виливках із дослідного сплаву [ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4, інокульованої 7 % (об. частка) дисперсного інтерметаліду $FeCr$] та 1-му із контрольного (ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 без присадки). Результати дослідження були отримані внаслідок математичної обробки експериментальних даних знятих із кожного виливка – як середнє арифметичне. МГА піддавався литий зразок із контрольного сплаву (ЛЦ16К4) й дослідний виливок (ЛЦ16К4 + $FeCr$), властивості якого максимально наближались до середнього арифметичного.

2.4 Методика вивчення розподілу присадки та коефіцієнта її засвоєння у контрольній площині литого зразка

Дослідження розподілу присадки (ЕМ, ЛЕ, АФ, МХ, тощо) по висоті й довжині виливка здійснювалось у так званій контрольній площині, про що неодноразово згадувалось раніше, тобто площині, яка ділить литу заготовку навпіл по товщині. Для цього, очищений піскоструйним методом досліджуваний виливок розмічався під лінійку за допомогою маркера, попередньо маркувався та розрізався на темплети. Темплети вирізались рівномірно у контрольній площині литого зразка, і в залежності від природи й марки матеріалу, на 3-х й 6-и рівнях по висоті та в 1...3 ряди по довжині. Схеми розмітки й порізки досліджуваних виливків на темплети і заготовки

(рис. 2.1...2.4, В.2), про що детальніше йтиметься далі, були показані раніше. Порізка литих зразків на темплети здійснювалась за допомогою ручної кутової електрошліфувальної машинки фірми «Bosh» (ФРН), оснащеної обрізним диском.

Темплети піддавались, з одного боку, плоскому шліфуванню на глибину до 0,5 мм максимум, а з протилежного боку кожний темплет фрезерувався, а в подальшому шліфувався. Глибина фрезерування, в залежності від товщини піддослідного вилівка, становила для, мм: сірого чавуну марки СЧ300 – 2,0; жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1, зносостійких низьколегованих сталей марок 70ХЛ та 75ХФТЛ – 3,5; ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН й АК12, а також ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 – 4,5. Шорсткість відфрезерованої поверхні, як і в попередньому випадку, знижували шляхом її шліфування. Товщина шару металу, що знімався з поверхні кожного темплета за допомогою шліфувального інструмента, становила максимум 0,5 мм, про що вже згадувалося раніше.

Готові темплети маркували ударним способом. Поверхню темплетів знежирювали за допомогою етилового спирту або технічного ацетону. Потім темплети просушували на відкритому повітрі або під витяжкою, відповідно.

Вміст тієї чи іншої присадки у кожному темплеті визначали з використанням РФА – у випадку металургійної обробки *Fe-C*-сплавів легуючими або модифікуючими домішками. Концентрація інтерметалідної АФ у темплетях, вирізаних із ливарних *Al*-сплавів, була визначена із застосуванням МГА. У даному випадку із темплетів виготовили металографічні шліфи. Критерієм оцінки концентрації АФ у темплетях послужила питома кількість включень *FeCr*, яка була підрахована за методикою, аналогічною описаній у роботі [594], і регламентованій ГОСТ 1778-70. Оскільки зміна концентраційного поля ЛЕ чи ЕМ у контрольній площині досліджуваного вилівка є абсолютним показником, який не дозволяє оцінити ефективність процесу легування або модифікування матеріалу литого зразка, то доцільно, у даному випадку, провести, паралельно з розподілом концентрацій елементів, згаданих вище, дослідження розподілу коефіцієнта їх засвоєння в об'ємі вилівка.

Розподіл коефіцієнта засвоєння того чи іншого елемента вивчався також у контрольній площині литого зразка і за методикою, аналогічною методиці дослідження зміни концентраційного поля ЛЕ чи ЕМ в об'ємі вилівка. Величина коефіцієнта

засвоєння тих чи інших елементів (*Si, Cr, Mg, Cu, V*, тощо) у сталях і чавунах була визначена за формулою, яка у загальному випадку має вигляд [251]:

$$k_{[E]} = \frac{[E]_{m(l)} - [E]_0}{C_E^{FM}}, \quad (2.4)$$

де $[E]_{m(l)}$, $[E]_0$ – концентрації елемента у чавуні, відповідно, після й до модифікування (легування), % (мас. частка); C_E^{FM} – концентрація елемента (від маси литого зразка) у моделі, що газифікується, % (мас. частка).

Значення $[E]_{m(l)}$ та $[E]_0$ були отримані з використанням РСМА та / або РФА темплетів, вирізаних, відповідно, із дослідних і контрольних виливків, про що уже згадувалось вище, а C_E^{FM} – незалежний фактор, значення якого задане, а його величина, в рамках тієї чи іншої серії експериментів – стала.

2.5 Методика дослідження впливу геометричних розмірів вилівка на мікроструктуру його матеріалу

Як і в попередньому випадку (підрозд. 2.4), дослідження мікроструктури матеріалу (у тому числі вимірювання мікротвердості структурних складових нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, тобто інтерметалідної АФ й *Me*-матриці, а також основи ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН та АК12, на базі яких було отримано ЛКМ, зазначений вище) по висоті і довжині виливків здійснювалось у контрольній площині литих зразків. Особливості структуроутворення досліджуваних виливків вивчали за схемами, наглядно представленими на рис. 2.1...2.4, В.2.

Для цього, із темплетів, отриманих за методикою, описаною у попередньому підрозділі виконаної ДР, були виготовлені металографічні шліфи. Виготовлення цих шліфів здійснювалось за стандартною методикою, представленою та описаною у роботі [595]. Мікроструктура металографічних шліфів, в залежності від матеріалу литого зразка, травилась за допомогою кислотно-соляних розчинів, хімічний склад яких показано у табл. А.13, наведеній у додатках.

Металографічні дослідження структури дослідних й контрольних ливарних сплавів проводились за методиками, регламентованими та рекомендованими нормативними документами й актами, які наведені нижче:

- а) сірий чавун марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019 – ГОСТ 3443-87;

б) жаростійкий *Cr*-чавун марки ЧХ1 ДСТУ 8851:2019 – ГОСТ 3443-87;

в) зносостійка *Cr*-сталь марки 70ХЛ ТУ 4112-78269737-001-2005 – методика [596], ГОСТ 8233-56, ГОСТ 5639-82;

г) зносостійка складнолегована сталь марки 75ХФТЛ ТУ 4112-78269737-001-2005 – методика [306], ГОСТ 8233-56, ГОСТ 5639-82;

д) ливарний *Al*-сплав II групи марки АК12М2МгН ДСТУ 2839:1994 – методика, описана Ф.І. Масленніковим [595];

е) ливарний *Al*-сплав I групи марки АК12 ДСТУ 2839:1994 – методика, що представлена у роботі [594], а також ГОСТ 1778-70;

є) ливарна *Si*-латунь марки ЛЦ16К4 ГОСТ 17711-93 – методика [492].

2.6 Методика вимірювання мікротвердості структурних складових нулямірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та основи ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН й АК12

Мікротвердість структурних складових (σ -фази й *Me*-матриці) нулямірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та основи ливарних *Al*-сплавів марок АК12 й АК12М2МгН вимірювалась у контрольній площині, відповідно, дослідного і контрольного литих зразків. Для цього, рівномірно, на 6-и горизонтах зазначених виливків були вирізані темплети (рис. 2.4), із яких потім виготовили металографічні шліфи (підрозд. 2.3).

Вимірювання мікротвердості інтерметалідної АФ й *Me*-матриці нулямірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та основи базових *Al*-сплавів марок АК12 й АКМ2МгН здійснювалось за стандартною методикою, регламентованою ГОСТ 9450-76. Як вимірювальний прилад було використано мікротвердомір моделі «ПМТ-3».

2.7 Методика визначення хімічного складу ливарних сплавів та характеру зв'язку між компонентами нулямірного ЛКМ системи *Al-FeCr*

Хімічний склад ливарних сплавів у ДР визначали із застосуванням РФА згідно ДСТУ 4784:1997 (ГОСТ 28033-89). Як вимірювальний прилад, при цьому, було використано рентгенофлуоресцентний спектрометр моделі «VRA-20» (ФРН).

Характер зв'язку інтерметалідної АФ з *Me*-матрицею в структурі нулямірного ЛКМ системи *Al-FeCr* визначали їх хімічним складом до і після процесу армування. Для цього, із композитного виливка за допомогою кутової шліфувальної машинки

було вирізано 1 (один), а з контрольного виливка – 2 (два) темплети. Із цих темплетів потім на токарно-гвинторізному верстаті моделі «16К20» були виточені проби циліндричної форми (рис. 2.4), на торцьову поверхню однієї із яких за допомогою електропровідного клею було нанесено шар інтерметалідної АФ товщиною 1...2 мм. Такі проби мали форму циліндра з розмірами, мм: висота – 10; діаметр – 15. Електропровідний клей було приготовлено на основі клею «ПВА-3М», до складу якого добавили й замішали порядку 5 % (мас. частка) пилоподібного графіту.

Хімічний склад інтерметалідної АФ й *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* до і після процесу сполучення зазначених компонентів між собою визначали завдяки РСМА. Дослідження мікроструктури композитного виливка та основи сплавів, на базі яких він був отриманий, здійснювали за допомогою растрового електронного мікроскопа-мікроаналізатора моделі «РЭММА-102» (РФ).

2.8 Методика механічних випробувань матеріалу литих зразків

Механічні випробування матеріалу литих зразків, в залежності від природи та марки досліджуваного сплаву, зводились до визначення механічних властивостей (табл. А.16), наведених нижче. Для цього, у певних точках об'єму досліджуваного виливка (рис. 2.1...2.4, В.2) вирізали заготовки, із яких потім були виготовлені необхідні для тих чи інших механічних випробувань, зразки. Механічні випробування матеріалів, які були об'єктом дослідження, проводили за стандартними методиками, регламентованими ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9012-59, а також ГОСТ 25.503-97.

2.9 Методика випробування композитних виливків та відповідних базових сплавів на зношування в умовах сухого тертя

Випробування матеріалу композитних виливків, а також ливарного *Al*-сплаву марки АК12 й ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 на зношування, які працюють у парі з контртілом, виготовленим із конструкційної *Cr*-сталі марки 40Х, проводили в умовах сухого тертя за схемою *Зразок (вкладиш) – Контртіло (вал)*. Методика випробувань була аналогічною описаній у наукових працях [597–600].

Ці випробування зводилися до визначення триботехнічних характеристик досліджуваних матеріалів та відповідних пар тертя. Такими характеристиками є знос нульмірних ЛКМ систем *Al-FeCr* й *Cu-FeCr*, ливарних *Al*-сплаву марки АК12

й *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, а також спрацювання контртіла та коефіцієнти тертя ковзання пар: *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40X*, *ЛКМ системи Cu-FeCr – Сталь 40X*, *Al-сплав марки АК12 – Сталь 40X*, *Латунь ЛЦ16К4 – Сталь 40X*.

Для цього, рівномірно по висоті композитних і контрольних виливків на 6-и горизонтах (рис. 2.4, В.2), були вирізані заготовки. Із цих заготовок виготовили потім призматичні зразки (табл. А.14), необхідні для випробування досліджуваних матеріалів на зношування в умовах сухого тертя, тобто без використання мастила.

Литі зразки працювали у парі з контртілом, яке мало форму пустотілої шайби. Геометричні розміри контртіла наведені у табл. А.14. Матеріал контртіла – конструкційна *Cr*-сталь марки 40X ДСТУ 4738:2007; твердість матеріалу становить 52...54 *HRC*. Випробування композитних виливків, а також ливарних *Al*-сплаву марки АК12 й *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 на зношування в умовах сухого тертя проводили за допомогою лабораторної установки (машини тертя) моделі «М22М», принципова схема якої наведена у роботі [604]. Зміну маси контртіла й литих зразків контролювали зважуванням їх на аналітичних терезах моделі «Radwag XAS 100/C».

Триботехнічні властивості дослідних виливків та матеріалу контртіла, а також коефіцієнти тертя ковзання відповідних пар були визначені шляхом математичної обробки масиву експериментальних даних. Математичний апарат, покладений в основу методики розрахунку триботехнічних властивостей досліджуваних матеріалів [597–605], представлено нижче. Коефіцієнти тертя ковзання пар: *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40X*, *ЛКМ системи Cu-FeCr – Сталь 40X*, *Сплав АК12 – Сталь 40X* й *Латунь ЛЦ16К4 – Сталь 40X*, згідно закону Кулона – Амонтона, були вичислені із математичного співвідношення вигляду [597, 601, 602, 604]:

$$f = \frac{F_f}{N}, \quad (2.5)$$

де F_f – сила тертя ковзання, Н; N – сила нормальної реакції опори (навантаження), Н.

Величина зносу ЛКМ системи *Al-FeCr*, ливарного *Al*-сплаву марки АК12, ЛКМ системи *Cu-FeCr*, ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 та спрацювання конструкційної *Cr*-сталі марки 40X, із якої було виготовлено контртіло, визначалась як відношення втрати маси матеріалу литого зразка й контртіла, відповідно, до добутку номінальної площі контакту пари *Зразок – Контртіло* та шляху тертя. Згідно цієї

методики автори наукових праць [599, 603, 604] пропонують формулу:

$$I_q = \frac{\Delta m}{S l}, \quad (2.6)$$

де Δm – втрата маси литим зразком й контртілом, мг; S – площа контакту пари *Зразок – Контртіло*, см²; l – шлях тертя, км.

Втрата маси матеріалу як литим зразком, так і контртілом, у свою чергу, була визначена за допомогою емпіричного виразу, представленого нижче [597, 601–603]:

$$\Delta m = m_1 - m_2, \quad (2.7)$$

де m_1, m_2 – маси литого зразка та контртіла до і після випробування, відповідно, мг.

Методика випробування литих матеріалів на зношування в умовах сухого тертя не є стандартною, й детальніше викладена у роботах вітчизняних авторів [597–605]. Ця методика передбачає визначення триботехнічних властивостей отриманих матеріалів та відповідних пар тертя на базі різноманітних металічних систем.

2.10 Висновки до розділу 2

При виконанні цієї ДР увага здобувача була зосереджена, перш за все, на використанні стандартних та загальновідомих методик. Разом із тим, низку досліджень проводили за оригінальними методиками, запропонованими спеціалістами ФТІМС НАН України та дисертантом особисто. До таких методик слід віднести:

1. Дослідження зміни показників засвоєння ДІ (ЕМ, ЛЕ, АФ, МХ, тощо) матричним розплавом у контрольній площині або по висоті литих зразків, а також їх (показників) залежності від місця підведення рідкого металу до «порожнини» ЛФ.

2. Виявлення особливостей структуроутворення сталі, чавуну і сплавів кольорових металів в об'ємі (у контрольній площині) піддослідних виливків.

3. Дослідження впливу геометричних розмірів (довжини і, насамперед, висоти) литих зразків на їх механічні та спеціальні властивості.

4 Вивчення залежності структури й властивостей досліджуваних виливків від гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу.

5 Попереднє визначення характеру зв'язку між інтерметалідною АФ та *Me*-матрицею в структурі нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*.

6. Отримання двомірного ЛКМ системи *СЧ300-См3-ЧХ3*.

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РОЗПОДІЛУ ЕЛЕМЕНТІВ- МОДИФІКАТОРІВ ТА ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ У РІДКИХ І ТВЕРДЮ- ЧИХ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВАХ ТА ЇХ ВПЛИВ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНІЧНІ Й СПЕЦІАЛЬНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИЛИВКІВ

3.1 Визначення ефективності графітізуючого модифікування структури сірого чавуну дисперсним феросиліцієм

На практиці доведено, що ефективність процесу графітізуючого модифікування структури сірого чавуну марки СЧ300 дисперсним феросиліцієм марки ФС75, у першу чергу, визначається низкою основних показників, зокрема таких як:

- а) концентрація Si в чавунних виливках;
- б) коефіцієнт засвоєння Si матричним розплавом;
- в) параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300;
- г) твердість литих зразків.

Дані показники знаходяться у функціональній залежності один від одного, що експериментально доведено у даній ДР, і про що мова піде далі. Вони визначають службові та експлуатаційні характеристики сірого чавуну марки СЧ300.

Дослідження ступеня засвоєння кремнію розплавом сірого чавуну. Основними критеріями оцінки ефективності графітізуючого модифікування структури сірого чавуну марки СЧ300 є показники засвоєння Si рідким металом, тобто концентрація цього ЕМ в об'ємі чавунних виливків, а також коефіцієнт його засвоєння матричним розплавом. Оскільки, з'ясувати зміну цих показників в об'ємі литих зразків дуже складно, а виконати графічну інтерпретацію функціональних залежностей вигляду $[Si]_m = F(a_B, b_B, H_B)$ та $k_{[Si]} = \Phi(a_B, b_B, H_B)$ практично неможливо, то у процесі виконання цієї ДР було досліджено залежності концентрації Si в чавунних виливках й коефіцієнта засвоєння цього ЕМ матричним розплавом від висоти та довжини досліджуваних виливків, тобто коливання цих параметрів у контрольній площині литих зразків, про що йшлося у розд. 2 виконаної ДР. Результати проведених досліджень у вигляді функціональних залежностей, заданих в табличній формі, та їх графічна інтерпретація будуть представлені й докладно «обговорені» далі за текстом.

Зміна концентрації кремнію та коефіцієнта його засвоєння по висоті й довжині литих зразків. Експериментально доведено, що концентраційні поля Si та коефіцієнти його засвоєння матричним розплавом змінюються у контрольній площині піддослідних виливків, інакше кажучи, вони залежать від довжини і висоти литих зразків. Результати поставленого експерименту зведені у вигляді табл. 3.1.

Графічна інтерпретація результатів експерименту (рис. 3.1) також показала, що на концентраційне поле Si впливають габаритні розміри виливка, тобто довжина та, у першу чергу, його висота. Це проявляється, насамперед, у тому, що $[Si]_m$ плавно зростає за поліноміальним законом по мірі збільшення висоти литого зразка

Таблиця 3.1 – Концентрація кремнію та коефіцієнт його засвоєння у контрольній площині виливків із сірого чавуну марки СЧ300

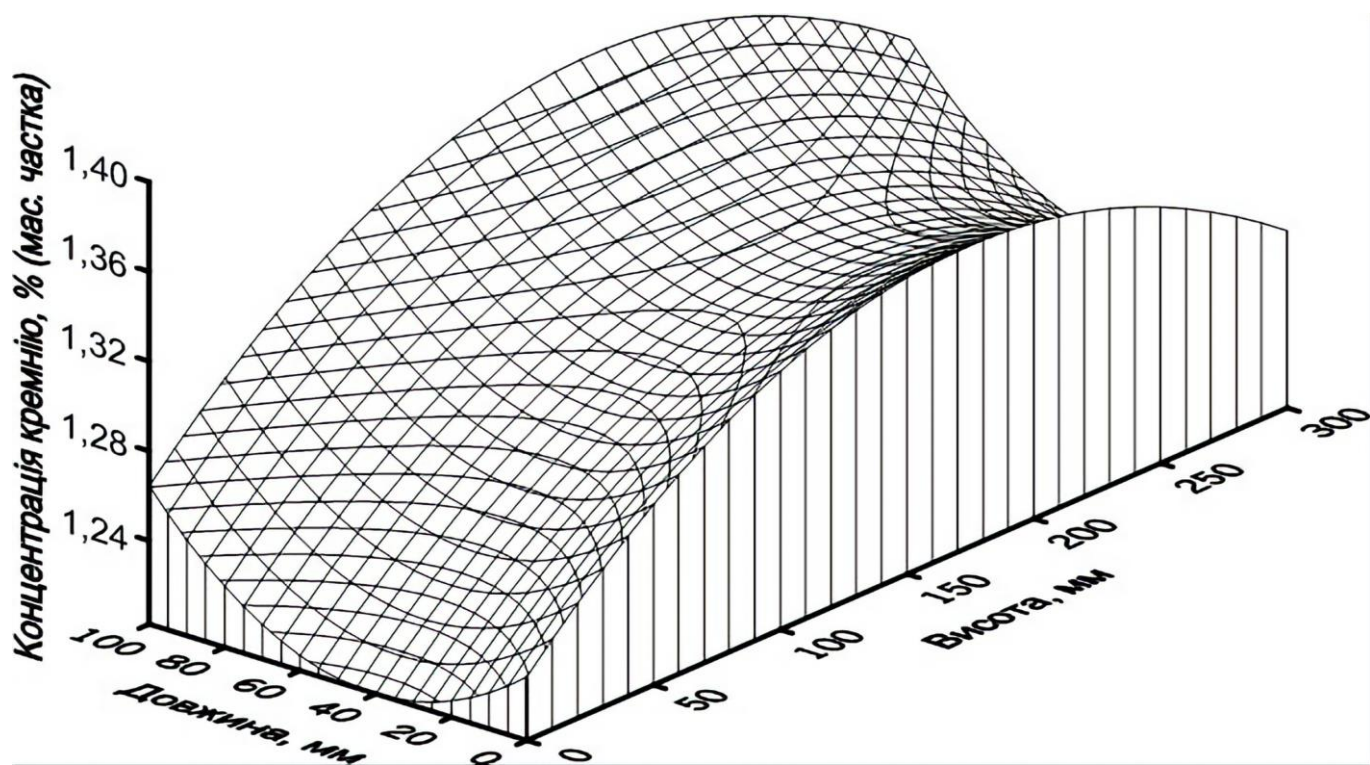
Індекс		Координати, мм				Показники	
ВИЛИВКА	темплета	живильника		контрольної точки		$[Si]_m$, % (мас. частка)	$k_{[Si]}$
		H_B	a_B	H_B	a_B		
1	2	3	4	5	6	7	8
09	09-1	000	050	290	10	1,313	0,42
	09-2			290	50	1,321	0,47
	09-3			290	90	1,339	0,59
	09-4			150	10	1,381	0,87
	09-5			150	50	1,304	0,36
	09-6			150	90	1,400	1,00
	09-7			010	10	1,276	0,17
	09-8			010	50	1,288	0,25
	09-9			010	90	1,301	0,34

Кінець таблиці 3.1

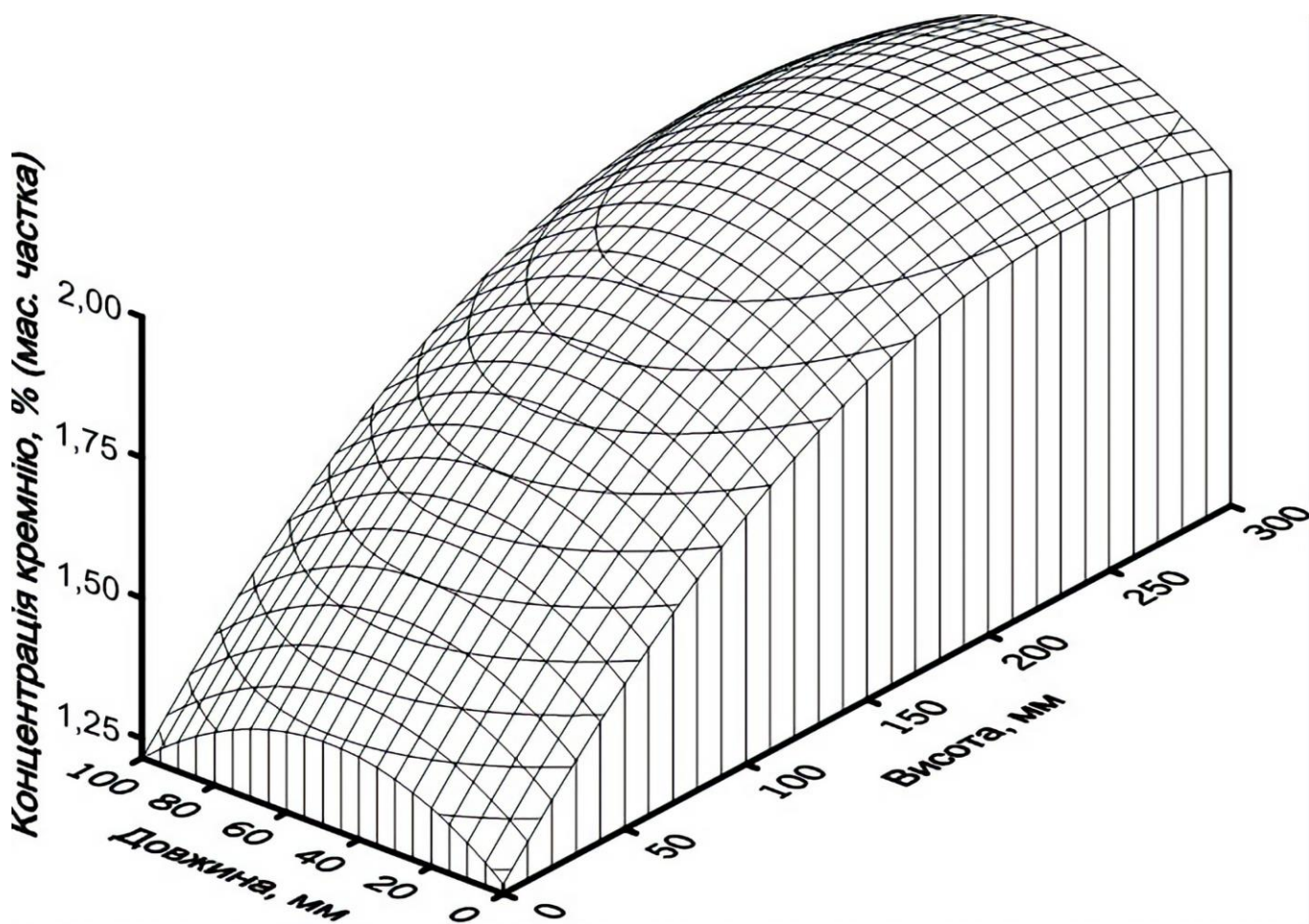
1	2	3	4	5	6	7	8
14	14-1	000 100	100 000	290	10	1,618	0,49
	14-2			290	50	1,528	0,37
	14-3			290	90	1,588	0,45
	14-4			150	10	1,370	0,16
	14-5			150	50	1,910	0,88
	14-6			150	90	1,393	0,19
	14-7			010	10	1,363	0,15
	14-8			010	50	1,250	0,00
	14-9			010	90	1,333	0,11

в обох випадках – як для литого зразка з індексом «9», так і «14». У поперечнику литих зразків $[Si]_m$ у *Me*-розплаві також змінюється за законом полінома 2-го порядку по усій їх висоті. Причому, у 1-му випадку поверхня відгуку є увігнутою, а її твірна – асиметричною у поперечному перерізі вилівка, в той час як у 2-му – вона випукла й симетрична у поперечнику на всій довжині литої заготовки. Мінімальне значення $[Si]_m$ для обох виливків зміщене у бік живильника, причому литий зразок з індексом «14» має 2 мінімуми – у точках з координатами, мм: висота – 0; довжина – 0 та 100, відповідно, а у вилівка з індексом «9» концентраційне поле *Si* набуває мінімального значення у точці, яка має координати, мм: висота – 0; довжина – 40. Для литого зразка з індексом «9» максимальна кількість *Si* зосереджена у точці з координатами, мм: висота – 200; довжина – 100. Максимум $[Si]_m$ для дослідного вилівка з індексом «14» припадає на точку з координатами, мм: висота – 250; довжина – 50.

Внаслідок математичної обробки експериментальних даних, тобто апроксимації функціональних залежностей вигляду $[Si]_m = f_1(a_B, H_B)$ та $[Si]_m = f_2(a_B, H_B)$, зада-



а



б

Рисунок 3.1 – Зміна концентраційного поля кремнію у контрольній площині чавунних литих зразків з індексами: а – «9»; б – «14»

них у табличній формі, були отримані емпіричні рівняння поверхней відгуку [(Б.9), (Б.10)], які аналітично описують зміну концентраційних полів Si у контрольній площині литих зразків з індексами «9» ($R^2 = 0,937106$) та «14» ($R^2 = 0,937433$), відповідно.

Таким чином, концентраційне поле Si у контрольній площині досліджуваного виливка з індексом «9» змінюється від 1,276 % (мас. частка) до 1,400 % (мас. частка). Разом із тим, для литого зразка з індексом «14» цей показник знаходиться в діапазоні від 1,250 % (мас. частка) до 1,910 % (мас. частка).

Такий перепад $[Si]_m$ по довжині й висоті литих зразків зумовлений, у першу чергу, гідро-, газодинамікою ЛГМ-процесу. Суть сказаного зводиться, насамперед, до того, що у «порожнині» ЛФ мають місце циркуляційні, тобто конвективні та гідродинамічні потоки. Ці потоки виникають під дією $grad T$ – з одного боку, й гідродинаміки процесу заповнення ЛФ матричним розплавом – з іншого. Енергія циркуляційних потоків – незначна, тому вони здатні викликати перепад $[Si]_m$, який за порядком прирівнюється до перепаду, що має місце по ширині виливків. На відміну від попередніх, гідродинамічні потоки Me -розплаву мають велику кінетичну енергію, яка «деформує» концентраційне поле Si у напрямку руху розплаву СЧ300, та призводить до перепаду $[Si]_m$ у контрольній площині литих зразків. З ростом висоти виливків енергія цих потоків поступово падає, що призводить до того, що концентраційне поле Si вирівнюється, і навіть дещо послаблюється.

Оскільки, коефіцієнт засвоєння Si матричним розплавом було отримано як відношення різниці концентрації Si у сірому чавуні після й до модифікування його структури дисперсним феросиліцієм марки ФС75 до вмісту цього ЕМ у ДНГМ, яке, у загальному випадку, можна представити за допомогою математичного виразу [252]:

$$k_{[Si]} = \frac{[Si]_m - [Si]_0}{C_{Si}^{GM}}, \quad (3.1)$$

де $[Si]_m$, $[Si]_0$ – концентрації кремнію у матричному розплаві, відповідно, після та до процесу модифікування ФС75, % (мас. частка); C_{Si}^{GM} – концентрація кремнію (від маси литого зразка) у дисперсно-наповненій моделі, що газифікується, % (мас. частка), який (3.2, 3.3) для виливків, позначених індексами «9» й «14», за умови, що $[Si]_0 = 1,25 = const$, а $C_{Si}^{GM} = 0,15$ й $0,75$, відповідно, трансформувався у вирази:

$$k_{[Si]} = \frac{[Si]_m - 1,25}{0,15} ; \quad (3.2)$$

$$k_{[Si]} = \frac{[Si]_m - 1,25}{0,75} , \quad (3.3)$$

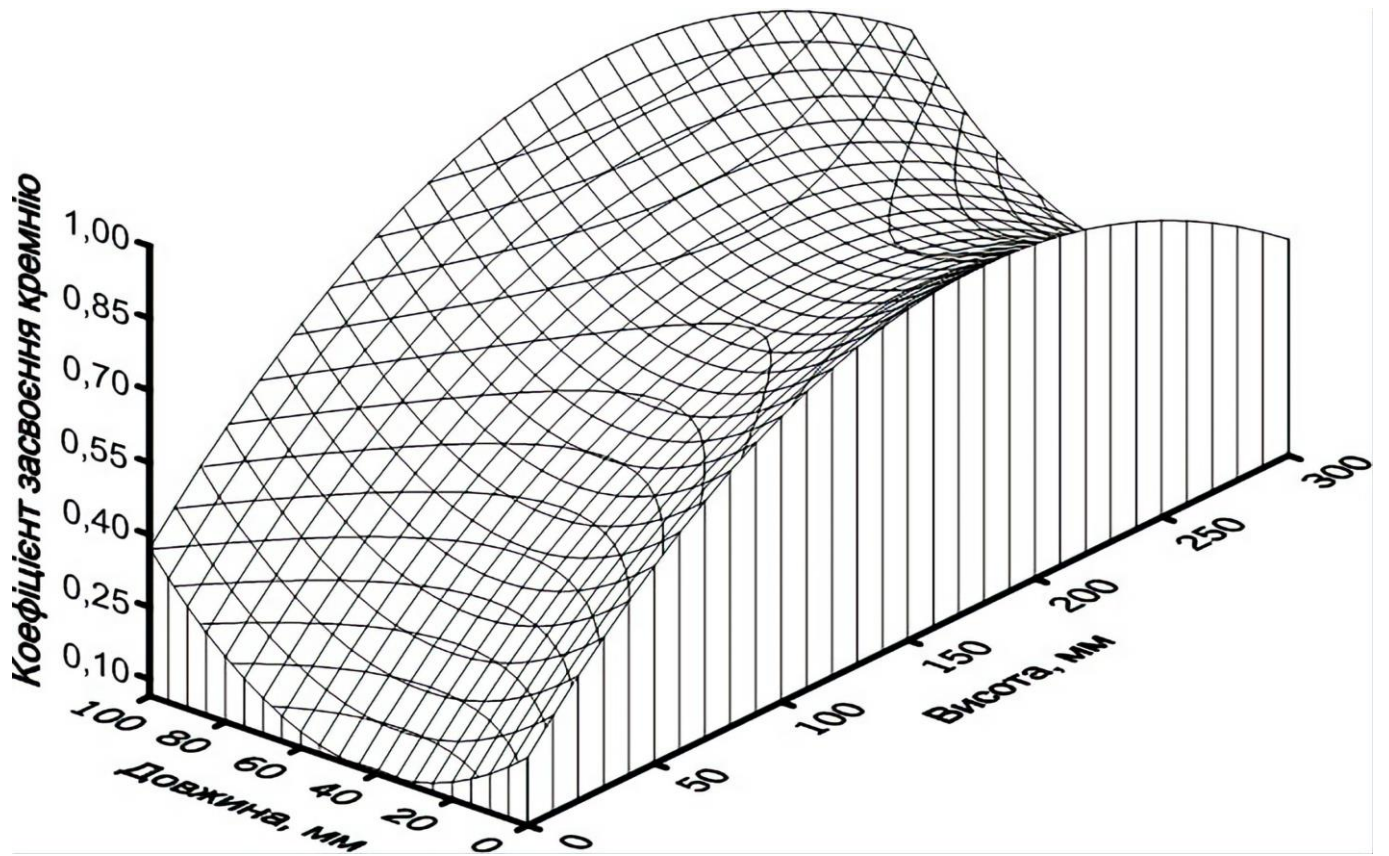
то поверхні відгуку, які відображають зміну коефіцієнта засвоєння Si у контрольній площині цих литих зразків, ідентичні поверхням відгуку, описаним вище, а їх графічна інтерпретація (рис. 3.2) детального аналізу та обговорення не потребує.

Внаслідок математичної обробки результатів експерименту, тобто апроксимації функцій $k_{[Si]} = \varphi_1(a_B, H_B)$ та $k_{[Si]} = \varphi_2(a_B, H_B)$, заданих у табличній формі, було отримано рівняння поверхней відгуку [(Б.11), (Б.12)], які описують розподіл коефіцієнта засвоєння Si у контрольній площині виливків з індексами «9» та «14», відповідно.

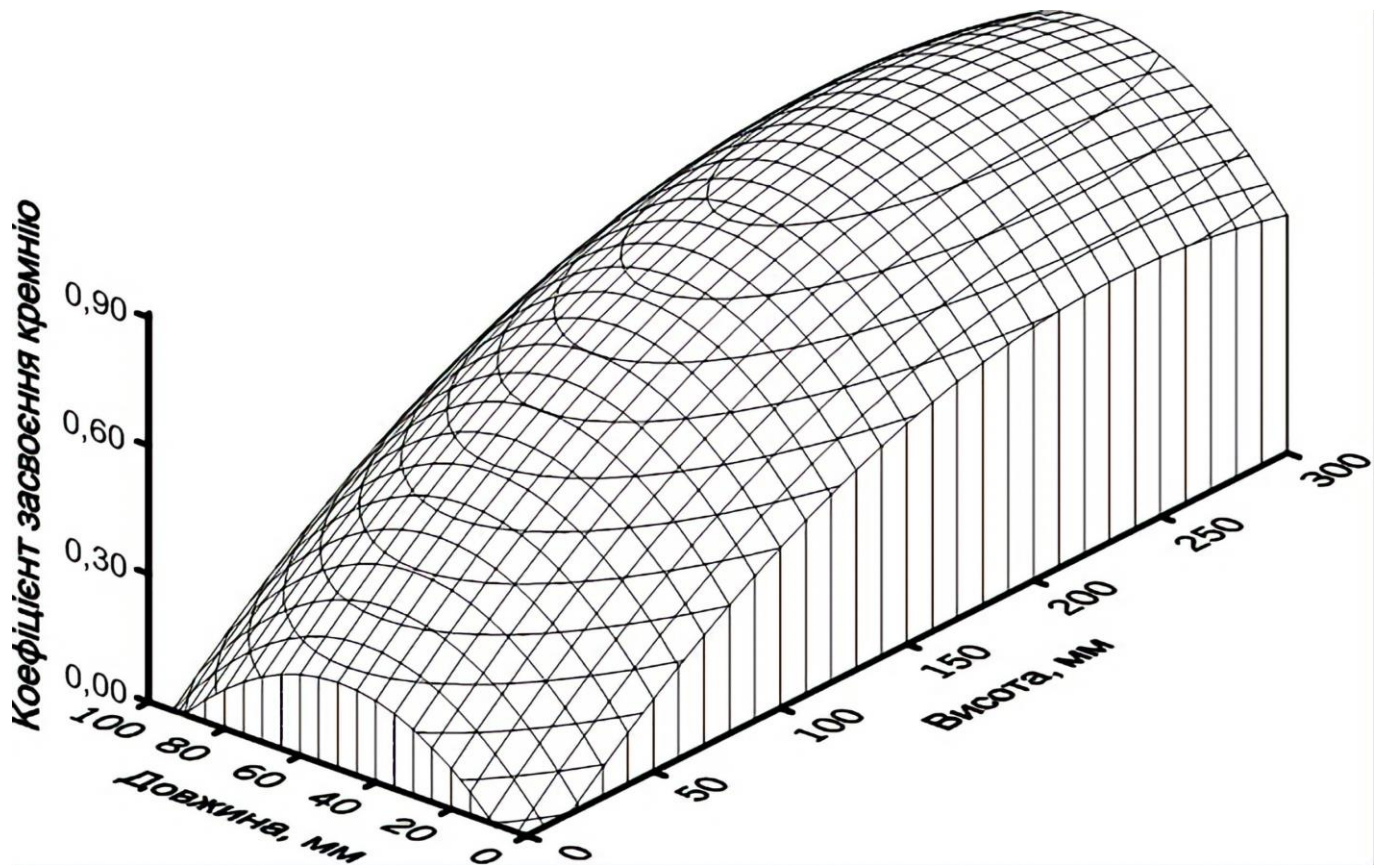
Отже, коефіцієнт засвоєння Si у контрольній площині досліджуваних виливків з індексом «9» змінюється від 0,17 до 1,00, у той час коли для литого зразка з індексом «14», цей показник знаходиться в діапазоні від 0,00 до 0,88. Приймаючи до уваги те, що уже було сказано раніше, слід відзначити, що поверхні відклику, які відображають залежність коефіцієнта засвоєння Si від довжини та висоти досліджуваних виливків з індексом «9» ($R^2 = 0,935574$) й «14» ($R^2 = 0,937066$) також «формується» під дією тих самих факторів, що й поверхні відклику, які описують коливання концентраційних полів Si у контрольній площині литих зразків, розглянутих вище.

Дослідження впливу концентрації кремнію у чавуні та вмісту дисперсного феросиліцію у газмоделі на коефіцієнт засвоєння кремнію. Результати проведених досліджень (табл. 3.2) показали, що коефіцієнт засвоєння Si матричним розплавом від вмісту феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ДНГМ, практично, не залежить. На цей показник впливає лише концентрація Si в чавунних виливках, що показано на рис. 3.3, який наглядно представлений на наступній сторінці виконаної ДР.

Для литих зразків, помічених індексами «1», «3», «5», «7», «9», «11», «13», «15», співвідношення фізичних величин $k_{[Si]} = \phi([Si]_m, C_{Si}^{гМ})$ змінюється за законом, який описується рівн. 3.2, а для виливків з індексами «2», «4», «6», «8», «10», «12», «14», «16» – математичним виразом 3.3. Графічна інтерпретація результатів поставленого експерименту (табл. 3.2), яка наглядно представлена на рис. 3.3, показала, що



а



б

Рисунок 3.2 – Розподіл коефіцієнта засвоєння кремнію у контрольній площині чавунних виливків з індексами: а – «9»; б – «14»

в обох випадках [$C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} = 0,2 \%$ (мас. частка); $C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} = 1,0 \%$ (мас. частка)] функціональна залежність $k_{[Si]} = \phi([Si]_m, C_{Si}^{\text{ГМ}})$ носить лінійний характер. Крім того, математична обробка експериментальних даних (табл. 3.2) дозволила вивести емпіричні рівн. Б.13, Б.14 з максимально можливою величиною достовірності апроксимації ($R^2 = 0,9999$; $R^2 = 1,0000$; відповідно), що вказує на відсутність розбіжностей між теорією і практикою. Ці рівняння, які аналітично описують залежність $k_{[Si]}$ матричним розплавом від його $[Si]_m$ в чавунних виливках, показані нижче.

Зміна $[Si]_m$ від 1,262 % (мас. частка) до 1,366 % (мас. частка), для досліджуваних виливків з індексами «1», «3», «5», «7», «9», «11», «13», «15», сприяє, відповідно, збільшенню коефіцієнта засвоєння Si від 0,08 до 0,77. Для литих зразків, помічених індексами «2», «4», «6», «8», «10», «12», «14», «16» збільшення $[Si]_m$ на інтервалі від 1,385 % (мас. частка) до 1,820 % (мас. частка) призводить до того, що коефіцієнт засвоєння Si матричним розплавом також збільшується – від 0,18 до 0,76.

Закономірності структуроутворення матеріалу литих зразків. Дослідження мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 у контрольній площині піддослідних виливків дозволили виявити певні закономірності структуроутворення матеріалу литих зразків. Характерно, що у місцях з пониженою $[Si]_m$ (підрозд. 3.1) переважає відбілена й половинчаста структура чавуну, у той час коли частини об'єму вилівка, збагачені Si , відрізняються структурою сірого чавуну. Це стосується, у першу чергу, литих зразків шириною 5 мм. Мікроструктура досліджуваних виливків шириною 15 мм є характерною для мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300. Очевидно, що мікроструктура чавунних виливків залежить не лише від їх геометричних розмірів, але й від місця підведення матричного розплаву до «порожнини» ЛФ. Таке припущення пояснюється можливим впливом показників засвоєння Si матричним розплавом, які залежать (підрозд. 3.1) від гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу.

Металографічний аналіз мікроструктури чавунних виливків. МГА структури сірого чавуну, модифікованого дисперсним феросиліцієм марки ФС75, на прикладі литого зразка з індексом «9» показав, що у контрольній площині цього вилівка переважає мікроструктура сірого чавуну перлітного класу (рис. 3.4), який відповідає марці СЧ300. Кількість структурно вільного Fe_3C й ПГ при цьому, за винятком

Таблиця 3.2 – Залежність коефіцієнта засвоєння кремнію матричним розплавом від вмісту феросиліцію у газмоделі і концентрації кремнію у чавуні

Індекс виливка	Концентрація, % (мас. частка)			$k_{[Si]}$
	$[Si]_m$	$[Si]_0$	C_{Si}^{GM}	
01	1,262	1,250	0,150	0,08
02	1,460		0,750	0,28
03	1,285		0,150	0,23
04	1,385		0,750	0,18
05	1,298		0,150	0,32
06	1,745		0,750	0,66
07	1,321		0,150	0,47
08	1,715		0,750	0,62
09	1,304		0,150	0,36
10	1,438		0,750	0,25
11	1,267		0,150	0,11
12	1,475		0,750	0,30
13	1,366		0,150	0,77
14	1,820		0,750	0,76
15	1,279		0,150	0,19
16	1,648		0,750	0,53

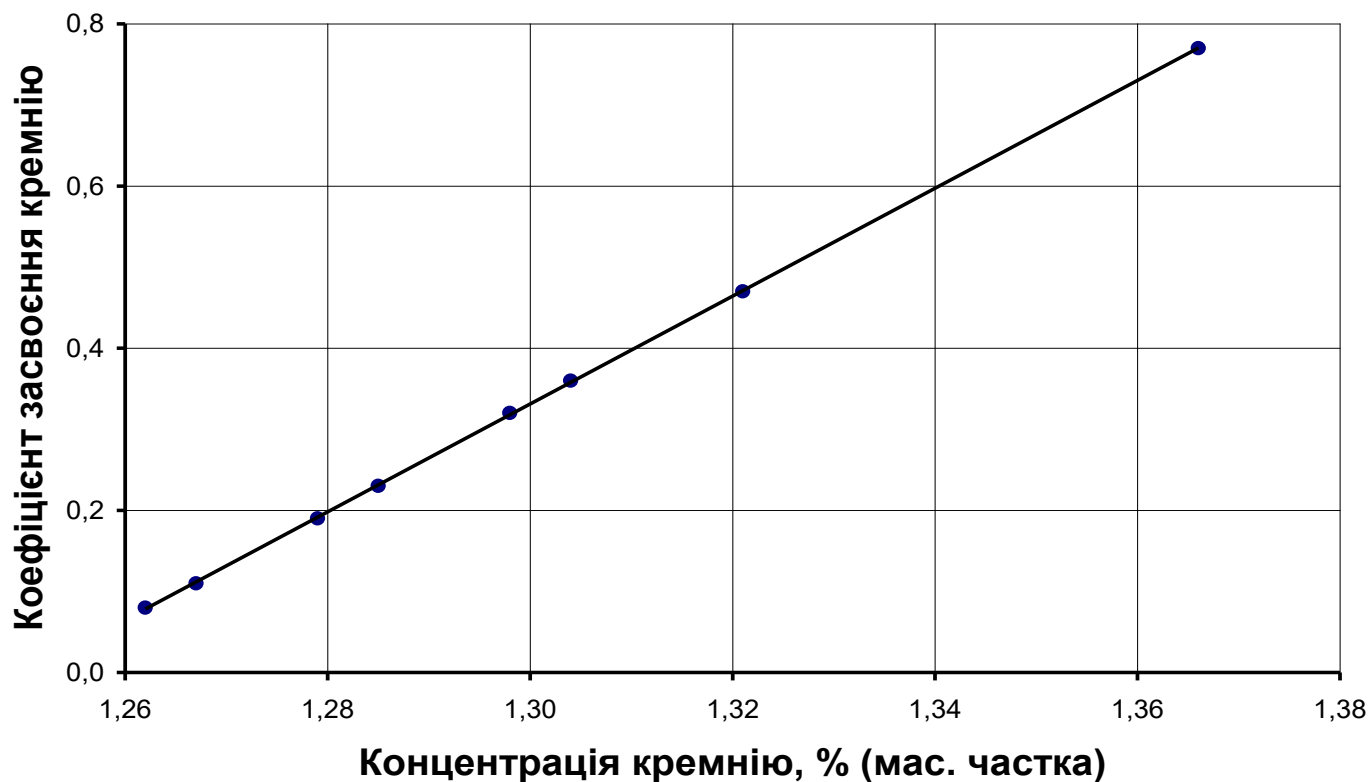
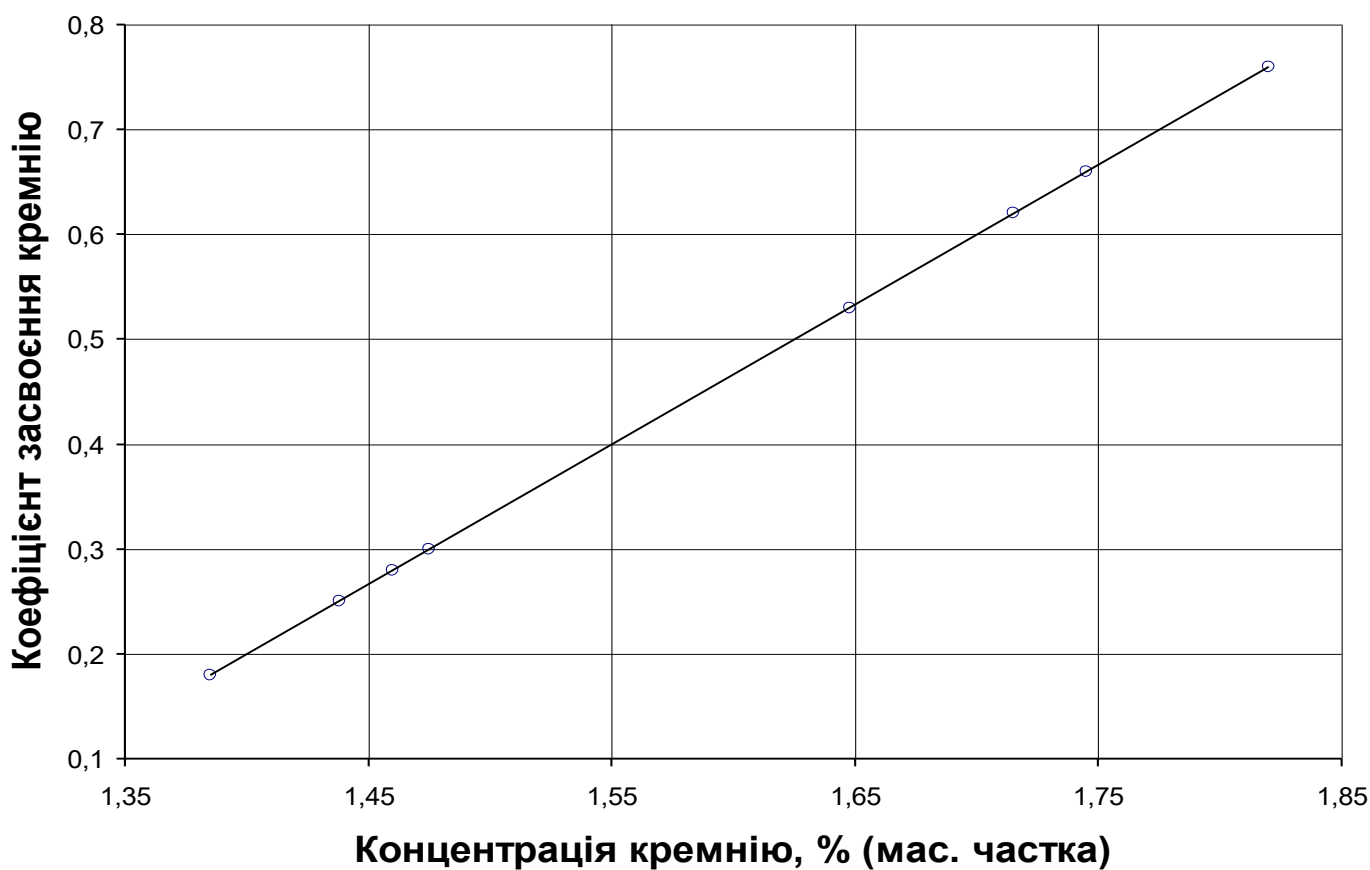
*a**б*

Рисунок 3.3 – Залежність коефіцієнта засвоєння кремнію матричним розплавом від концентрації кремнію у чавуні та вмісту феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ДНГМ:

a – 0,2 % (мас. частка); *б* – 1,0 % (мас. частка)

прилеглої до місця підведення матричного розплаву до «порожнини» ЛФ зони, становить, відповідно, 2...4 % та 2...6 % від загальної площі досліджених металографічних шліфів, а довжина включень ПГ знаходиться у діапазоні від 15 мкм до 45 мкм. Крім того, у мікроструктурі матеріалу деяких темплетів зустрічається незначна кількість Ф, яка не перевищує 1...2 % від площі металографічних шліфів.

Більш детальна інформація щодо мікроструктури дослідного чавуну у контрольній площині литого зразка, згідно ISO 945-1:2019 (E), яка була отримана методом МГА, показана на прикладі мікроструктури темплетів, позначених індексами:

а) темплет «9-1»: II; A, E; Size 6; середня кількість перліту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту становить 94 %, 4 % та 2 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

б) темплет «9-2»: II; B, E; Size 6; середня кількість перліту, фериту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту, відповідно, становить 91 %, 1 %, 2 % та 6 % від площі металографічного шліфа;

в) темплет «9-3»: II; A, E; Size 6; середня кількість перліту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту становить 94 %, 4 % та 2 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

г) темплет «9-4»: II; B, E; Size 6; середня кількість перліту, фериту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту, відповідно, становить 90 %, 2 %, 4 % та 4 % від площі металографічного шліфа;

д) темплет «9-5»: II; B, E; Size 6; середня кількість перліту, фериту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту становить 84 %, 1 %, 10 % та 5 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

е) темплет «9-6»: II; B, E; Size 6; середня кількість перліту, фериту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту, відповідно, становить 90 %, 2 %, 4 % та 4 % від площі металографічного шліфа;

є) темплет «9-7»: II; E; Size 8; по межах зерен – графіто-перлітні колонії, решта – перліт; середня кількість перліту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту становить 70 %, 25 % та 5 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

ж) темплет «9-8»: II; E; Size 8, Size 6; середня кількість перліту, структурно

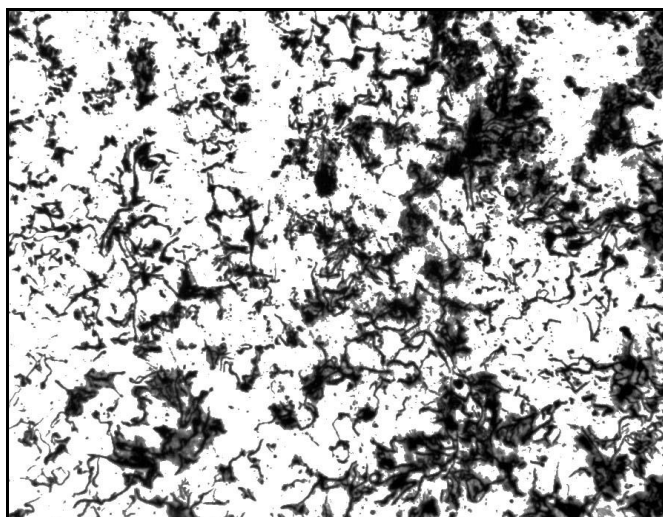
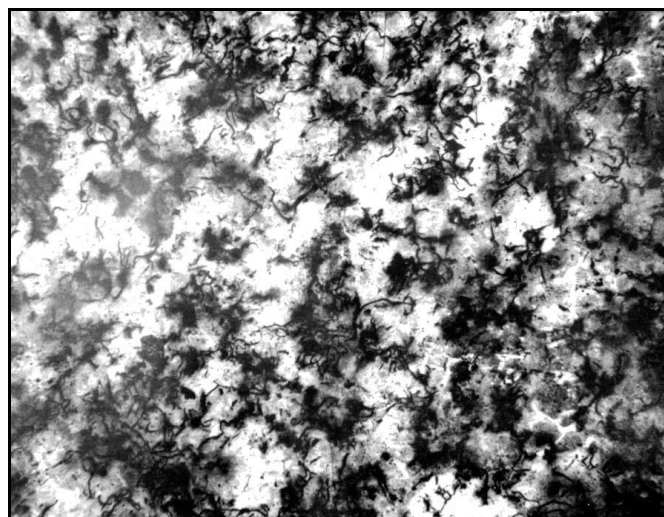
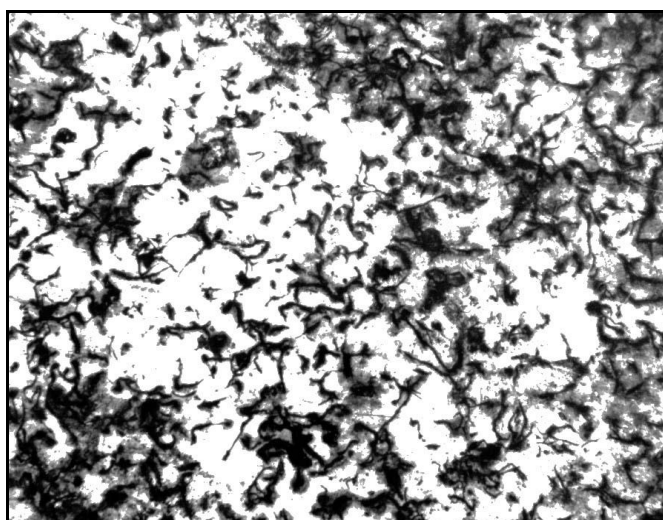
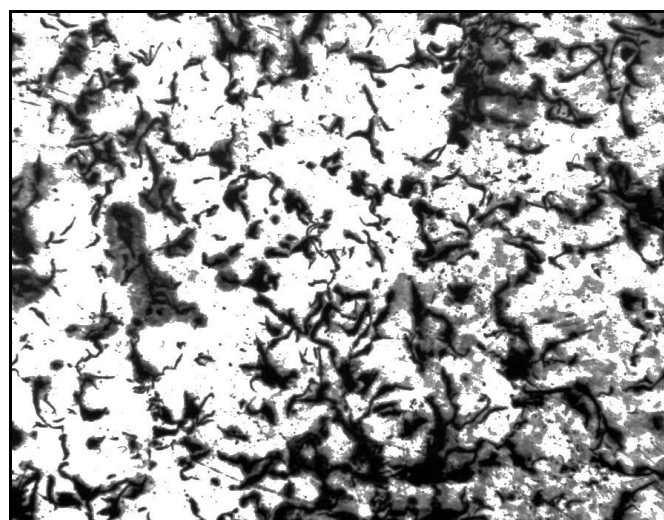
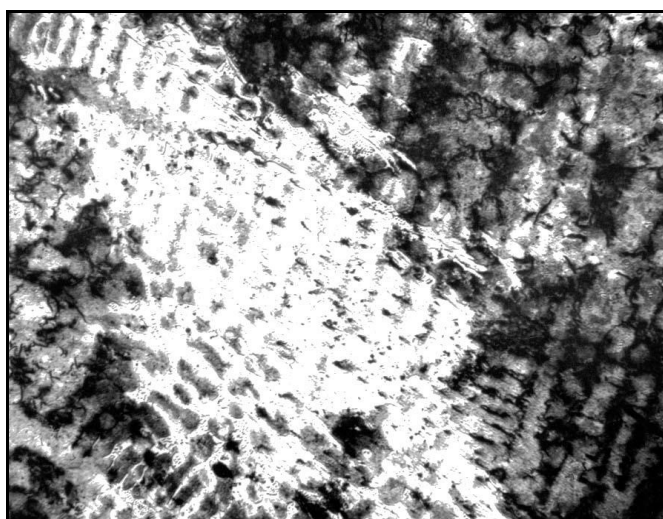
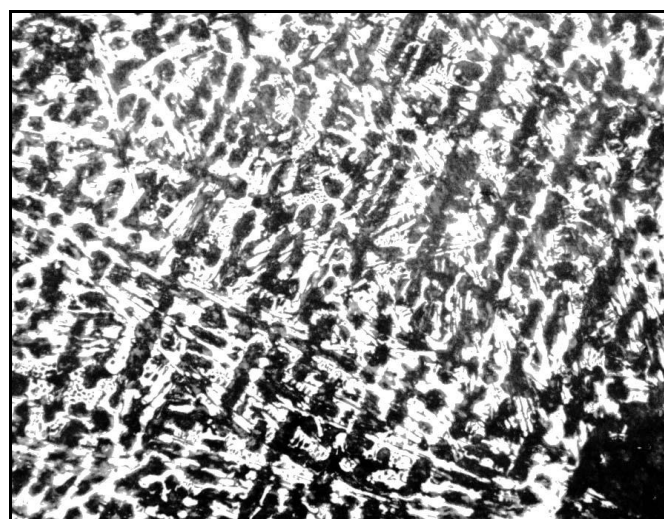
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 3.4 – Мікроструктура ($\times 100$) сірого чавуну марки СЧ300 у контрольній площині досліджуваних виливків: *a...e* – темплети з індексами: «9-1», «9-2», «9-4», «9-5», «9-7», «9-8», відповідно

вільного цементиту й пластинчастого графіту, відповідно, становить 56 %, 40 % та 4 % від площі металографічного шліфа;

з) темплет «9-9»: II; E; Size 8; по межах зерен – графіто-перлітні колонії, решта – перліт; середня кількість перліту, структурно вільного цементиту й пластинчастого графіту становить 70 %, 25 % та 5 % від площі металографічного шліфа, відповідно.

Порівняльна характеристика мікроструктури контрольного виливка (рис. 3.5), тобто литого зразка з індексом «К», отриманого із вихідного чавуну марки СЧ300, показала, що морфологія структурних складових, як і в попередньому випадку визначена згідно ISO 945-1:2019 (E), в усіх темплетях практично однакова:

а) темплет «К-1»: переважно – ледебурит; середня кількість перліту й цементиту, відповідно, становить 3 % та 97 % від площі металографічного шліфа;

б) темплет «К-2»: II; E; Size 8; графіто-перлітні колонії зустрічаються рідко, решта – ледебурит; середня кількість перліту, цементиту й пластинчастого графіту становить 3 %, 96 % та 1 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

в) темплет «К-3»: переважно – ледебурит; середня кількість перліту й цементиту, відповідно, становить 3 % та 97 % від площі металографічного шліфа;

г) темплет «К-4»: II; E; Size 8; графіто-перлітні колонії зустрічаються рідко, решта – ледебурит; середня кількість перліту, цементиту й пластинчастого графіту становить 4 %, 95 % та 1 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

д) темплет «К-5»: II; E; Size 8; графіто-перлітні колонії зустрічаються рідко, решта – ледебурит; середня кількість перліту, цементиту й пластинчастого графіту, відповідно, становить 2 %, 97 % та 1 % від площі металографічного шліфа;

е) темплет «К-6»: II; E; Size 8; графіто-перлітні колонії зустрічаються рідко, решта – ледебурит; середня кількість перліту, цементиту й пластинчастого графіту становить 4 %, 95 % та 1 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

є) темплет «К-7»: II; E; Size 8; графіто-перлітні колонії зустрічаються рідко, решта – ледебурит; середня кількість перліту, цементиту й пластинчастого графіту, відповідно, становить 8 %, 91 % та 1 % від площі металографічного шліфа;

ж) темплет «К-8»: II; E; Size 8; графіто-перлітні колонії зустрічаються рідко, решта – ледебурит; середня кількість перліту, цементиту й пластинчастого графіту

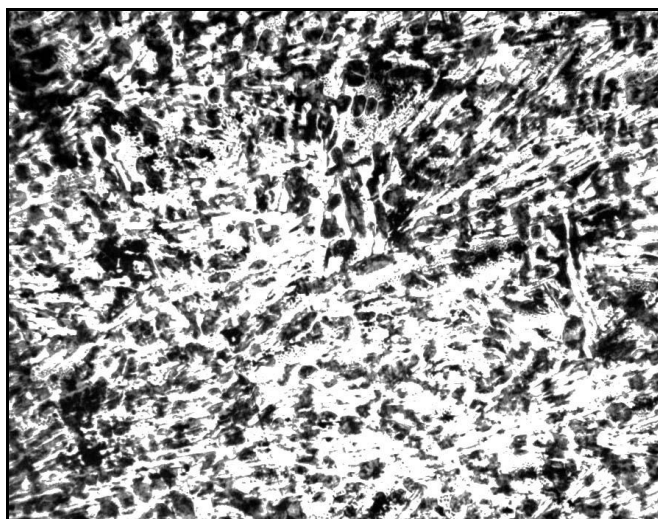
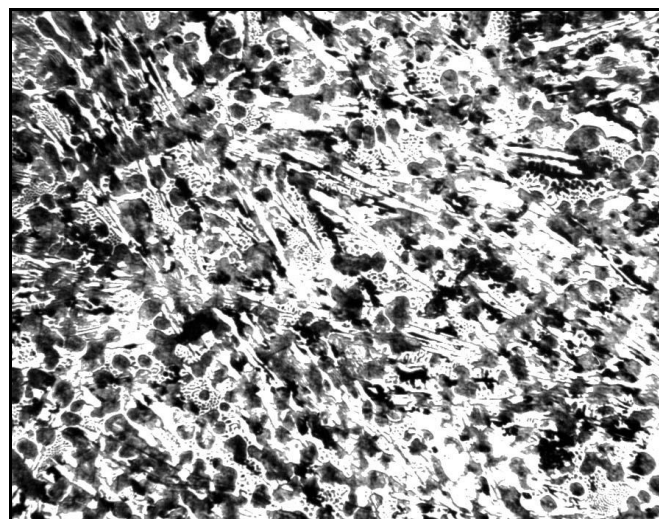
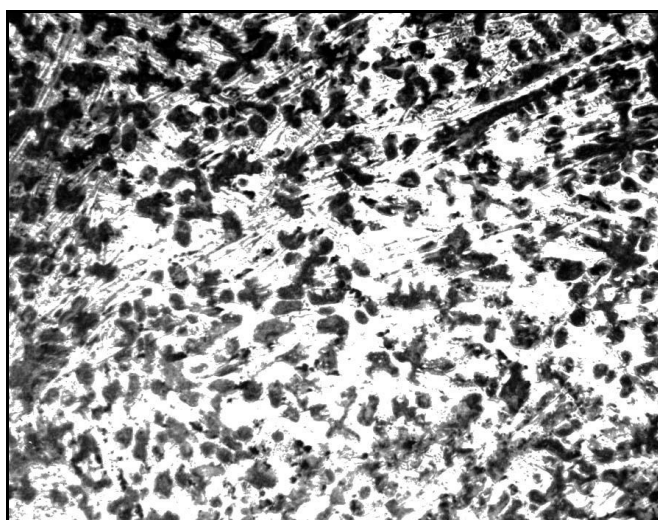
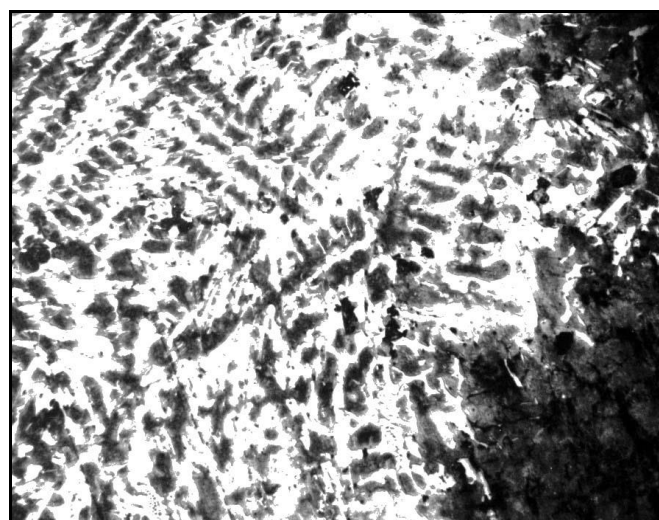
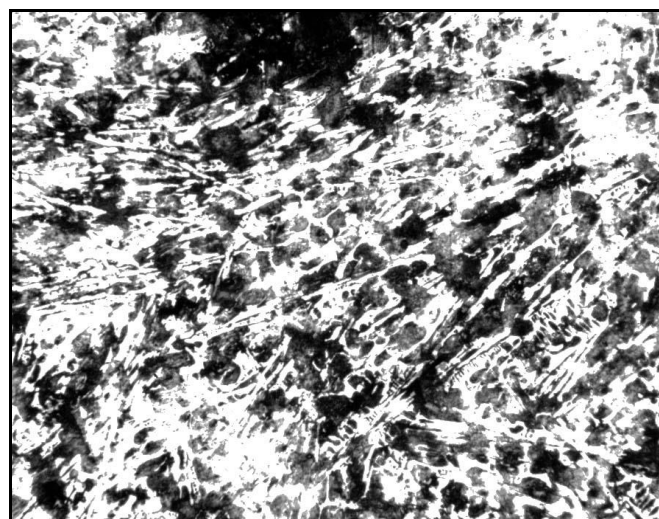
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 3.5 – Мікроструктура ($\times 100$) білого чавуну у контрольній площині литих зразків: *a...e* – темплеті, помічені індексами: «*K-1*», «*K-2*», «*K-4*», «*K-5*», «*K-7*», «*K-8*», відповідно

становить 2 %, 97 % та 1 % від площі металографічного шліфа, відповідно;

з) темплет «К-9»: II; E; Size 8; графіто-перлітні колонії зустрічаються рідко, решта – ледебурит; середня кількість перліту, цементиту й пластинчастого графіту, відповідно, становить 8 %, 91 % та 1 % від площі металографічного шліфа.

Результати МГА чавунних виливків показали, що по мірі віддалення від живильника мікроструктура досліджуваного матеріалу дедалі більше набуває ознак мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300, у той час коли мікроструктура контрольного вилівка є характерною для мікроструктури БЧ. Такі результати експериментально довели, що мікроструктура литих зразків залежить від концентрації Si у чавуні та коефіцієнта його засвоєння матричним розплавом, на які, у свою чергу, активно впливають циркуляційні (зумовлені гідродинамікою ЛГМ-процесу турбулентні й викликані $grad T$ конвективні) потоки, що виникають в об'ємі металічної ванни під час формозаповнення, та в процесі кристалізації матричного розплаву. Масоперенесення, яке відбувається у «порожнині» ЛФ заповненої рідким металом, можна описати за допомогою напівемпіричних диференціальних рівнянь турбулентної й конвективної дифузій, відповідно, про що йтиметься далі. Отже, зроблене здобувачем раніше припущення щодо структуроутворення чавунних виливків є вірним.

Визначення характеру залежності мікроструктури досліджуваних виливків від концентрації кремнію та коефіцієнта його засвоєння. Параметри мікроструктури литих зразків із сірого й БЧ являють собою групу факторів (підрозд. 3.1) від яких, насамперед, залежать механічні та спеціальні властивості виливків. Таким чином, щоб навчитись впливати на структуроутворення чавунів, зазначених вище, необхідно знати як впливають на мікроструктуру литих зразків ті чи інші металургійні або технологічні параметри ЛГМ-процесу. Для характеристики сірого чавуну марки СЧ300 такими параметрами є концентрація Si та коефіцієнт його засвоєння.

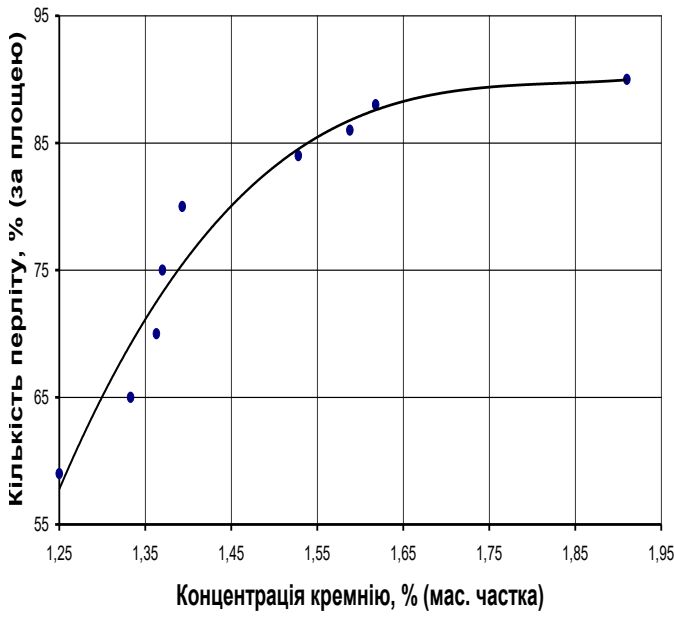
На прикладі досліджуваного вилівка з індексом «14» експериментально доведено (табл. 3.3), що кожному конкретному значенню як концентрації Si у сірому чавуні, так і коефіцієнта його засвоєння відповідає своє конкретне значення кількості П, Ф, Fe_3C , ПГ, а також довжина включень ПГ. Це говорить про те, що параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300, що згадані вище, залежать, насамперед,

від показників засвоєння Si матричним розплавом, тобто $[Si]_m$ та $k_{[Si]}$.

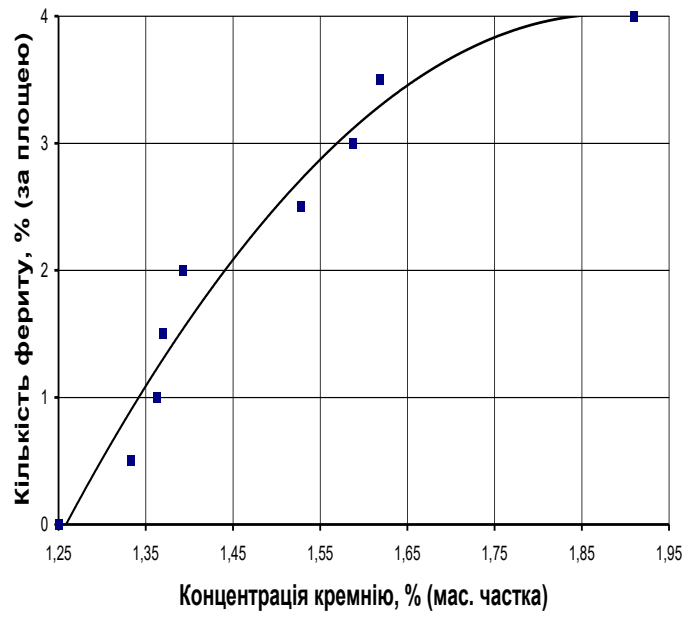
Графічна інтерпретація результатів експерименту [рис. 3.6 (аркуш 1)] показала, що між параметрами мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 та його $[Si]_m$ в об'ємі досліджуваного виливка існують функціональні залежності, які носять поліноміальний характер. Зокрема, по мірі зростання $[Si]_m$ від 1,25 % (мас. частка) до 1,91 % (мас. частка) кількість Π поступово збільшується. Його мінімум набуває значення 59 % (за площею), у той час коли максимум цієї структурної складової матеріалу литого зразка становить 90 % (за площею). На інтервалі від 1,25 % (мас. частка) Si до 1,91 % (мас. частка) Si кількість Φ у структурі СЧ300 також монотонно зростає. При 1,25 % (мас. частка) Si його кількість становить 0 % (за площею). Подальше збільшення $[Si]_m$ в об'ємі досліджуваного виливка призводить до того, що при 1,91 % (мас. частка) кількість Φ досягає 4 % (за площею). Кількість Fe_3C в діапазоні $[Si]_m$ від 1,25 % (мас. частка) до 1,91 % (мас. частка) не є сталою. В інтервалі концентрацій Si , що розглядається, кількість цієї важливої структурної складової сірого чавуну поступово зменшується від 40 % (за площею) до 1 % (за площею). Збільшення $[Si]_m$ від 1,25 % (мас. частка) до 1,91 % (мас. частка) призводить до того, що такі параметри мікроструктури матеріалу литого зразка як $\Pi\Gamma$ та $l_{\Pi\Gamma}$ монотонно зростають від 1 % (за площею) й 15 мкм до 5 % (за площею) й 45 мкм, відповідно.

Внаслідок математичної обробки експериментальних даних (табл. 3.3), тобто апроксимації ($R^2 = 0,947$; $R^2 = 0,9615$; $R^2 = 0,9505$; $R^2 = 0,9615$; $R^2 = 0,9696$; відповідно) табличних функцій, отримали поліноми 2-го й 3-го порядків [(Б.15)...(Б.19)], які аналітично описують вплив $[Si]_m$ на параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 у контрольній площині піддослідного виливка.

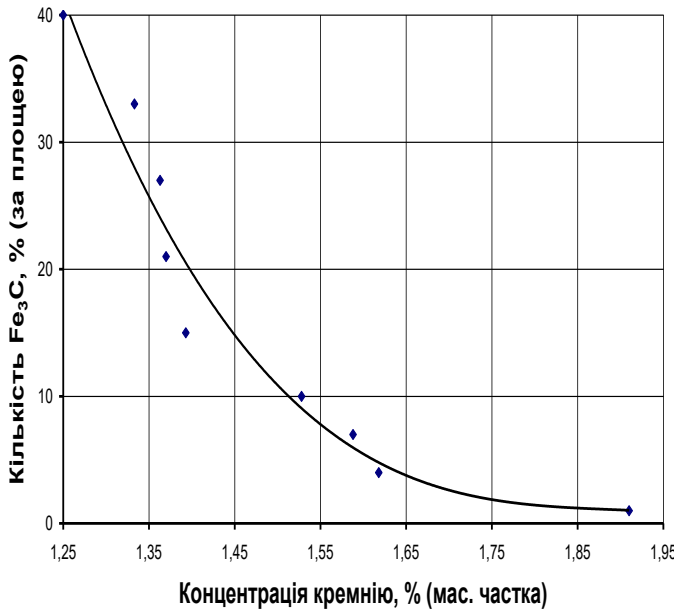
Графічна інтерпретація результатів проведених досліджень [рис. 3.6 (аркуш 2)] дозволила також з'ясувати характер залежності параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 від $k_{[Si]}$. Так, наприклад, зміна $k_{[Si]}$ від 0,00 до 0,88 призводить, перш за все, до збільшення кількості Π від 59 % (за площею) до 90 % (за площею). Кількість Φ на цьому ж інтервалі також плавно збільшується без екстремуму від 0 % (за площею) до 4 % (за площею), у той час як кількість Fe_3C в діапазоні $k_{[Si]} = 0,00...0,88$ монотонно зменшується від 40 % (за площею) до 1 % (за площею). Що



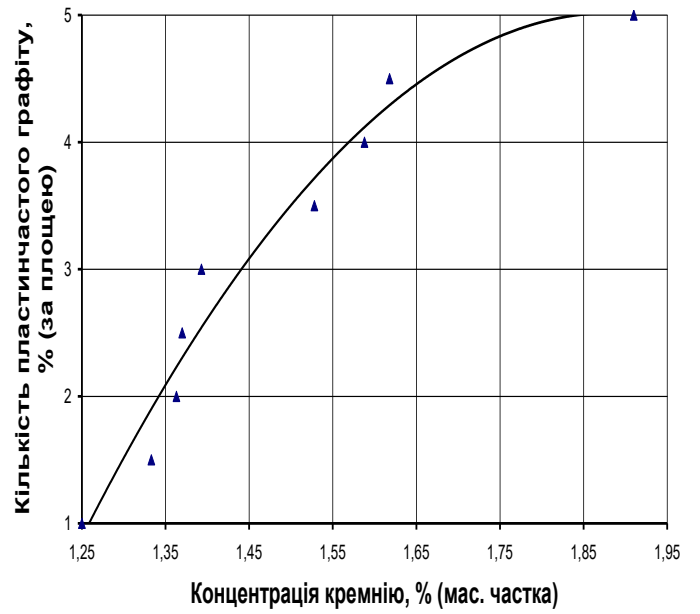
a



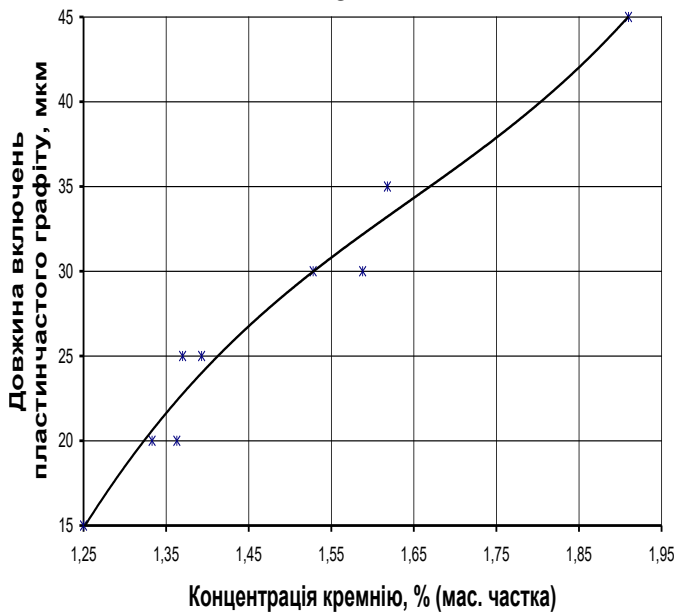
б



в



з

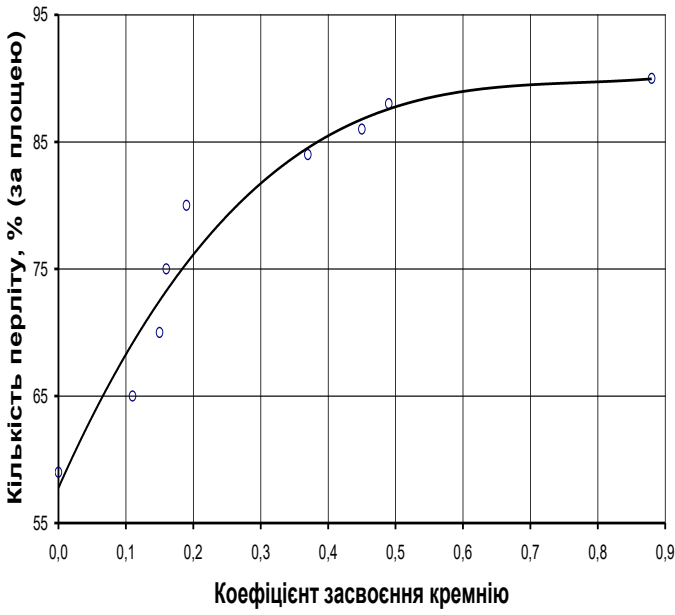


д

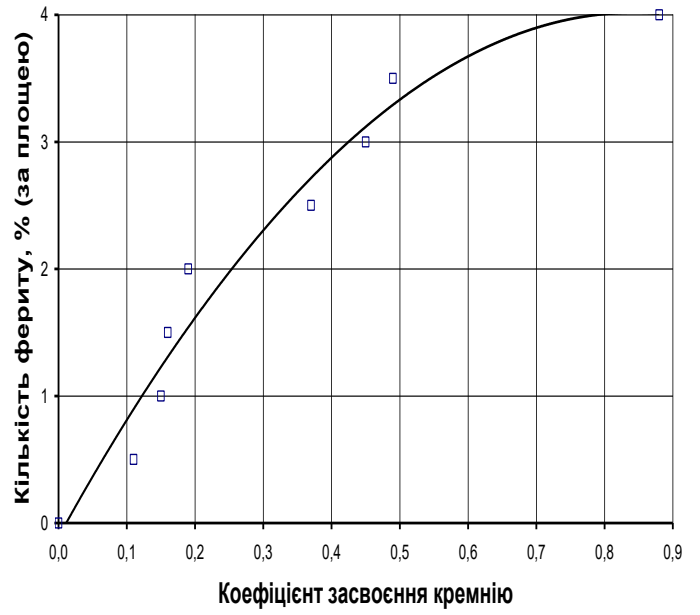
Рисунок 3.6, аркуш 1 – Залежність параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 від показників засвоєння кремнію {концентрації кремнію в чавунних виливках ($[Si]_M$)}: *a* – кількості перліту (P), *б* – кількості фериту (Φ), *в* – кількості структурно вільного цементиту (Fe_3C), *з* – кількості пластинчастого графіту (III), *д* – довжини включень пластинчастого графіту (l_{III})

Таблиця 3.3 – Показники ефективності засвоєння кремнію матричним розплавом й параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 у контрольній площині литого зразка

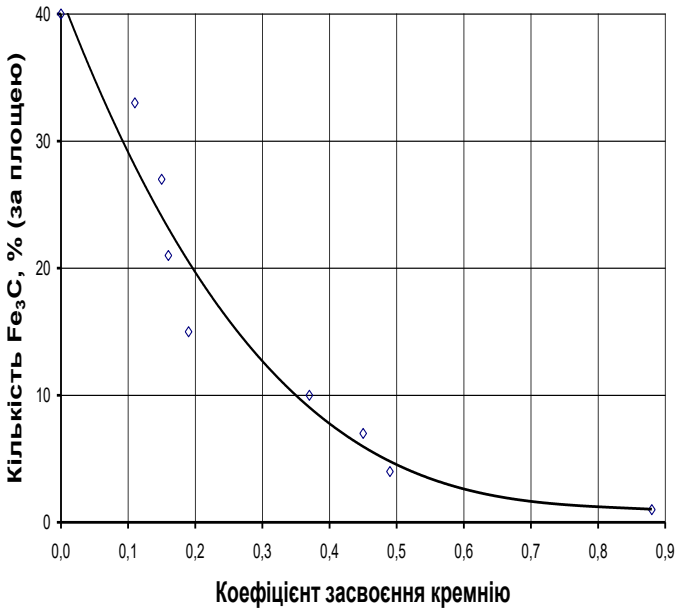
Індекс		Координати, мм				Показники ефективності засвоєння кремнію		Параметри мікроструктури				
вилівка	темплета	живильника		контрольної точки		$[Si]_m, \%$ (мас. частка)	$k_{[Si]}$	кількість, % (за площею)				$l_{ПГ},$ мкм
		H_B	a_B	H_B	a_B			Π	Φ	Fe_3C	$ПГ$	
14	14-1	000	100	290	10	1,618	0,49	90	4,0	01	5,0	45
	14-2			290	50	1,528	0,37	88	3,5	04	4,5	35
	14-3			290	90	1,588	0,45	86	3,0	07	4,0	30
	14-4			150	10	1,370	0,16	84	2,5	10	3,5	30
	14-5			150	50	1,910	0,88	80	2,0	15	3,0	25
	14-6			150	90	1,393	0,19	75	1,5	21	2,5	25
	14-7			010	10	1,363	0,15	70	1,0	27	2,0	20
	14-8			010	50	1,250	0,00	65	0,5	33	1,5	20
	14-9			010	90	1,333	0,11	59	0,0	40	1,0	15



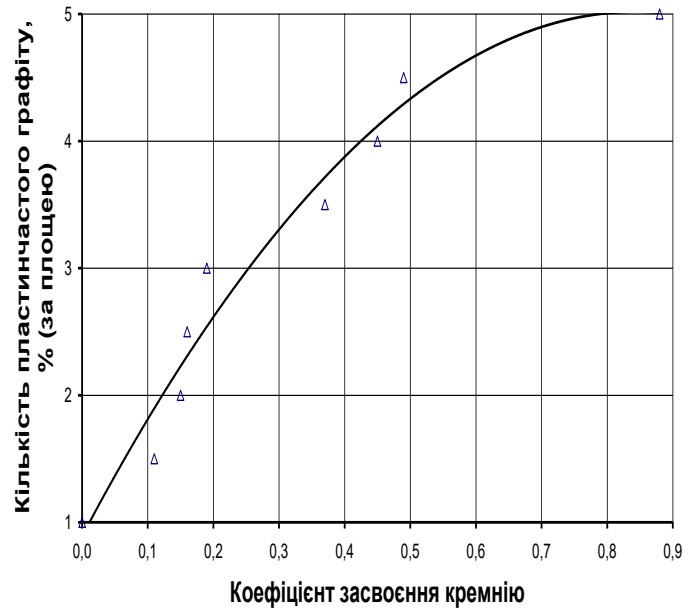
a



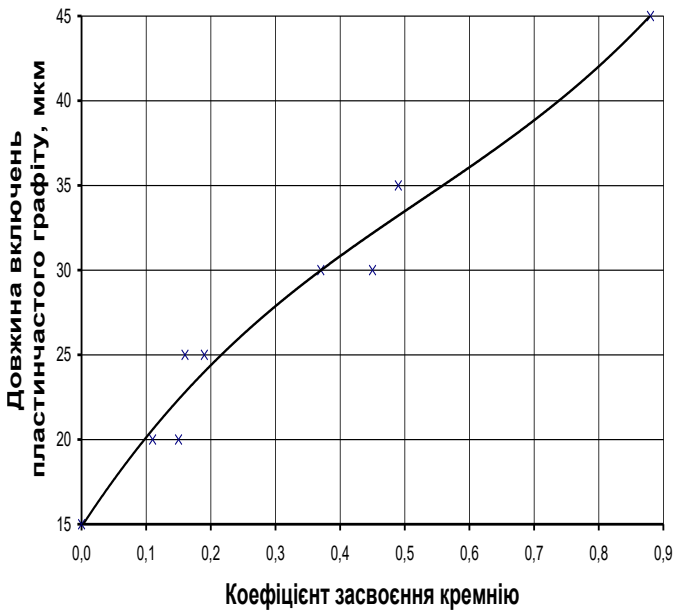
б



в



г



д

Рисунок 3.6, аркуш 2 – Залежність параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 від показників засвоєння кремнію {коефіцієнта засвоєння кремнію матричним розплавом ($k_{[Si]}$)}: *a* – кількості перліту (*П*), *б* – кількості фериту (*Ф*), *в* – кількості структурно вільного цементиту (Fe_3C), *г* – кількості пластинчастого графіту (*ПГ*), *д* – довжини включень пластинчастого графіту ($l_{ПГ}$)

стосується кількості ПГ й $l_{ПГ}$, то в інтервалі $k_{[Si]}$, що розглядається, ці параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 зростають від 1 % (за площею) й 15 мкм до 5 % (за площею) й 45 мкм, відповідно. Розглянуті функціональні залежності, як і в попередньому випадку, є поліномами 2-го та 3-го порядків.

Математична обробка результатів поставленого експерименту (табл. 3.3) дозволила аналітично описати залежність кількостей П, Ф, Fe_3C й ПГ, а також $l_{ПГ}$ в структурі сірого чавуну марки СЧ300 від $k_{[Si]}$. Емпіричні рівн. Б.20...Б.24, які були виведені у результаті апроксимації ($R^2 = 0,9474$; $R^2 = 0,9617$; $R^2 = 0,9509$; $R^2 = 0,9617$; $R^2 = 0,9698$; відповідно) співвідношень фізичних величин, заданих у табличній формі, наглядно представлені у відповідному додатку.

Отже, такі показники засвоєння Si матричним розплавом як його $[Si]_m$ та $k_{[Si]}$, що є критеріями оцінки ефективності графітизуючого модифікування структури чавунних виливків, впливають на параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300. Це пояснюється тим, що Si , будучи ГЕ, попадає до матричного розплаву із феросиліцію марки ФС75 і призводить до зменшення кількості структурно вільного Fe_3C в основі матеріалу литих зразків, а також сприяє графітизації його Me -матриці.

Закономірності впливу показників засвоєння кремнію, розмірів та мікроструктури досліджуваних виливків на їх твердість. Твердість – одна з найважливіших механічних характеристик чавунного литва. Крім того, ця характеристика одночасно належить і до спеціальних властивостей, оскільки досить часто твердість та зносостійкість матеріалу нерозривно пов'язані між собою. Твердість литих заготовок із сірого чавуну визначає їх службові й технологічні властивості.

Виходячи із цих та інших міркувань необхідно навчитись впливати на твердість чавунних виливків технологічними методами. Такими методами були, у першу чергу, габаритні розміри литих зразків та показники засвоєння Si матричним розплавом, а також параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300. Обговорення результатів таких досліджень викладено далі, тобто за текстом даної ДР.

Залежність твердості сірого чавуну від висоти і довжини литих зразків. Графічна інтерпретація експериментальних даних [рис. 3.7 (а)], наведених у табл. 3.4, дозволила встановити, що між твердістю чавуну, висотою та довжиною литого

Таблиця 3.4 – Твердість сірого чавуну марки СЧ300 у контрольній площині досліджуваних виливків

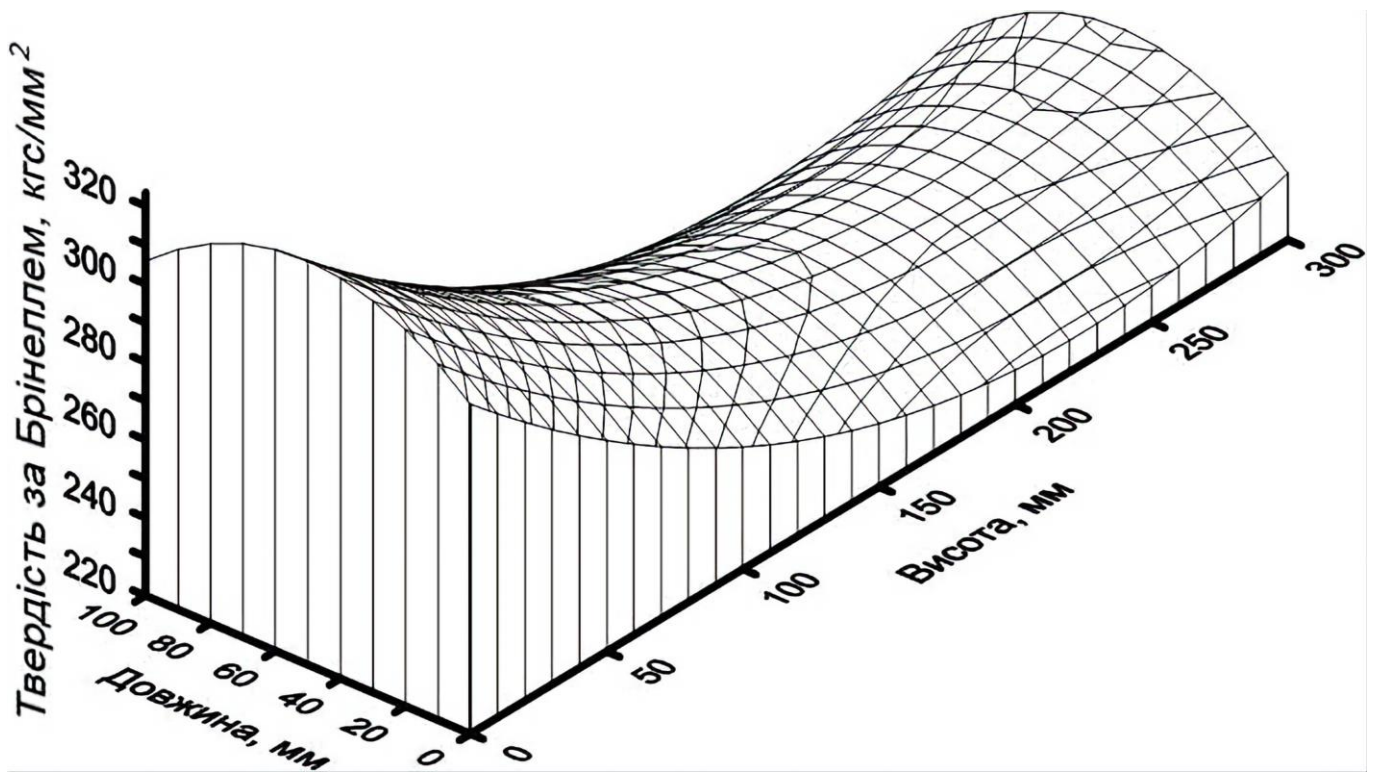
Індекс		Координати, мм				Твердість за Брінеллем, кгс/мм ²
виливка	темплета	живильника		контрольної точки		
		H_B	a_B	H_B	a_B	
14	14-1	000	100	290	10	235
	14-2			290	50	255
	14-3			290	90	248
	14-4			150	10	262
	14-5			100	50	229
	14-6			150	90	241
	14-7			010	10	302
	14-8			010	50	321
	14-9			010	90	311
К	К-1	150	100	290	10	415
	К-2			290	50	429
	К-3			290	90	444
	К-4			150	10	429
	К-5			150	50	415
	К-6			150	90	429
	К-7			010	10	415
	К-8			010	50	444
	К-9			010	90	461

зразка існує функціональний зв'язок. Зокрема, для виливка з індексом «14» характерною особливістю є підвищена твердість сірого чавуну марки СЧ300 у нижній його частині. По мірі зростання висоти литого зразка теоретична твердість матеріалу спочатку знижується, а потім, починаючи з 220 мм, малопомітно зростає. Максимальна твердість чавуну знаходиться у точці підведення розплаву до «порожнини» ЛФ, і становить 321 кгс/мм^2 . У центральній частині досліджуваного виливка цей показник знижується до 262 кгс/мм^2 , а з протилежного боку від живильника твердість матеріалу литого зразка досягає 255 кгс/мм^2 . З лівого краю від живильника на висоті 0 мм, 150 мм й 300 мм сірий чавун має 302 кгс/мм^2 , 241 кгс/мм^2 та 235 кгс/мм^2 , відповідно, у той час коли твердість правого краю досліджуваного виливка на тій самій висоті набуває значень 311 кгс/мм^2 , 229 кгс/мм^2 й 248 кгс/мм^2 . Очевидно, що твердість сірого чавуну марки СЧ300, визначена за шкалою Брінелля, залежить також і від довжини литого зразка, причому залежність носить поліноміальний характер.

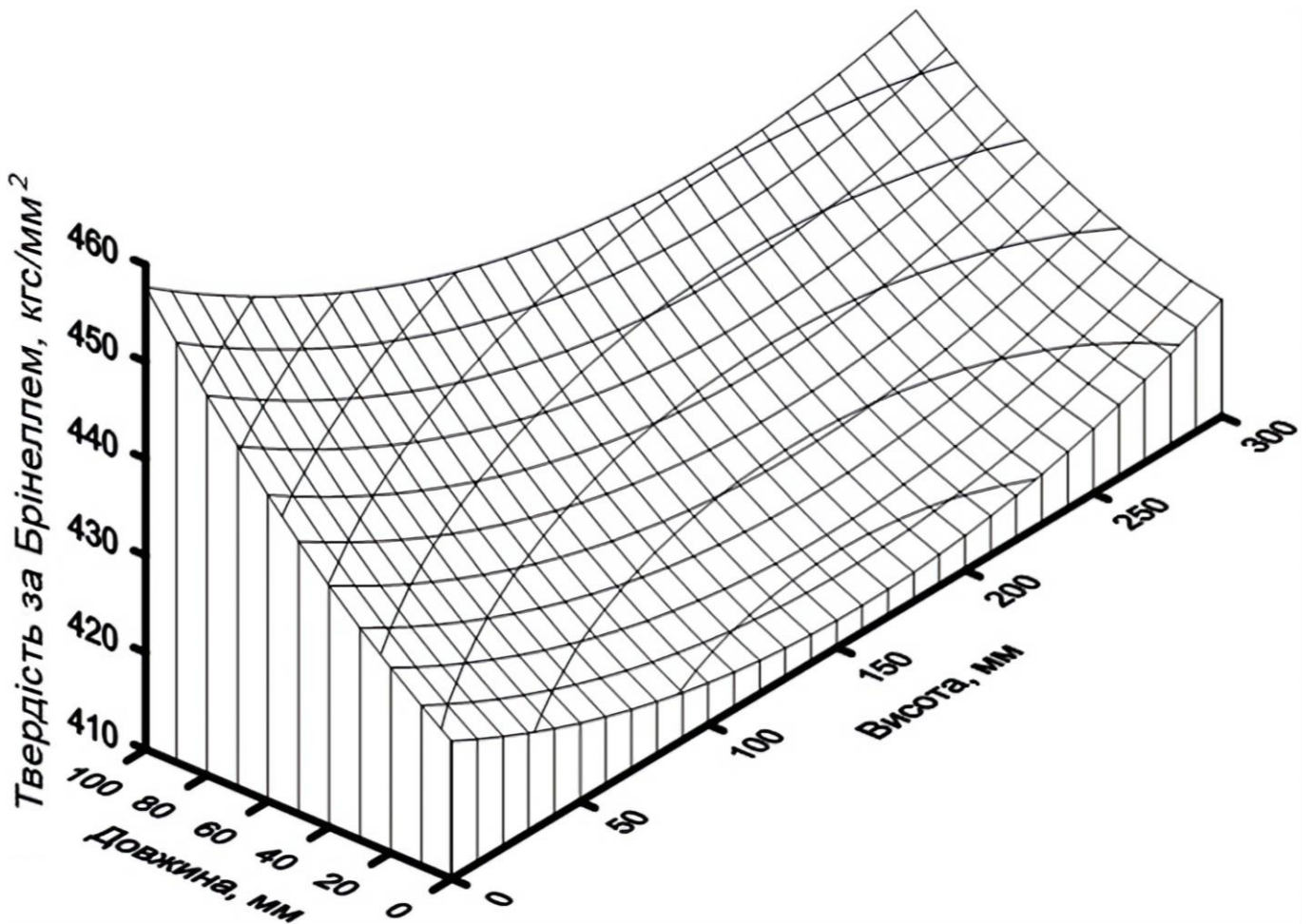
Математична обробка результатів експерименту (табл. 3.4) з достатньою величиною достовірності апроксимації ($R^2 = 0,93634$) дозволила аналітично описати вплив габаритних розмірів дослідного виливка на його твердість. При цьому встановлено, що твердість СЧ300 у контрольній площині литого зразка змінюється за законом полінома 2-го порядку. Рівн. Б.25 цієї залежності представлено нижче.

Таким чином, отримана поверхня відгуку за своєю формою є майже дзеркальним відображенням поверхонь відгуку, які наглядно ілюструють зміну показників засвоєння Si матричним розплавом у контрольній площині дослідного виливка (підрозд. 3.1). Це пояснюється тим, що твердість сірого чавуну марки СЧ300 залежить від його структури, на яку, у свою чергу, впливають $[Si]_m$ та $k_{[Si]}$, а в кінцевому результаті і габаритні розміри литого зразка, що було доведено раніше.

Внаслідок графічної інтерпретації [рис. 3.7 (б)] результатів поставленого експерименту, які представлені у табл. 3.4, було встановлено, що твердість БЧ також залежить від довжини і висоти дослідного виливка. Варто зазначити, що твердість матеріалу контрольного виливка майже не залежить від його довжини, проте довжина литого зразка сильно впливає на твердість БЧ. Зростання висоти контрольного виливка призводить до того, що твердість матеріалу спочатку поступово зменшується, досягаючи мінімально значення на висоті 150 мм, а потім знову збільшується.



а



б

Рисунок 3.7 – Зміна твердості сірого (а) та білого (б) чавунів у контрольній площині литих зразків, відповідно, з індексами: а – «9»; б – «К»

Збільшення довжини контрольного виливка сприяє підвищенню твердості БЧ на усій висоті литого зразка. Так, наприклад, у точках з довжиною 0 мм, 50 мм й 100 мм твердість матеріалу контрольного виливка, відповідно, становить: 415 кгс/мм², 444 кгс/мм² та 461 кгс/мм² – на висоті 0 мм; 429 кгс/мм², 415 кгс/мм² й 429 кгс/мм² – на висоті 150 мм; 415 кгс/мм², 429 кгс/мм² та 444 кгс/мм² – на висоті 300 мм.

Математична обробка експериментальних даних (табл. 3.4), яка зводилася до апроксимації функціональної залежності, заданої у табличній формі, дала можливість аналітично описати вплив висоти і довжини литого зразка із БЧ на його твердість та отримати емпіричне рівн. Б.26 даного функціоналу. Як і в попередньому випадку, виведене рівняння ($R^2 = 0,9372495$) також має вигляд полінома 2-го порядку.

На відміну від виливка з індексом «14», твердість якого залежить від інтенсивності циркуляційних потоків в об'ємі металічної ванни, зміна твердості матеріалу у контрольній площині литого зразка з індексом «К» носить, зазвичай, статистичний характер. Твердість контрольного виливка, структура якого майже на 100 % (за площею) складається із Л, може залежати і від умов його (виливка) кристалізації.

Характер впливу концентрації кремнію та коефіцієнта його засвоєння на твердість матеріалу досліджуваних виливків. Експериментально підтверджено (табл. 3.3, 3.4) також, що твердість литих зразків, у першу чергу, залежить від $[Si]_m$ та $k_{[Si]}$. Графічна інтерпретація результатів проведених досліджень (рис. 3.8) показала, що твердість СЧ300, визначена за шкалою Брінелля, на інтервалі від 1,25 % (мас. частка) до 1,91 % (мас. частка) Si «падає» від 321 кгс/мм² до 229 кгс/мм². Подібна залежність існує також і між $k_{[Si]}$ й твердістю литих зразків. Зокрема, збільшення $k_{[Si]}$ від 0,00 до 0,88 призводить до плавного зниження твердості матеріалу чавунного виливка від 321 кгс/мм² до 229 кгс/мм². В обох випадках лінії тренда ($R^2 = 0,8515$; $R^2 = 0,8524$; відповідно) співвідношень фізичних величин, які були зведені у формі таблиць, зазначених вище, являють собою поліноми 3-го порядку.

Математична обробка результатів проведених досліджень дозволила аналітично описати вплив таких показників засвоєння кремнію як $[Si]_m$ та $k_{[Si]}$ на одну з найважливіших механічних характеристик чавунних виливків, а саме їх *НВ*. Емпіричні рівн. Б.27, Б.28 функціональних залежностей наведені у додатках.

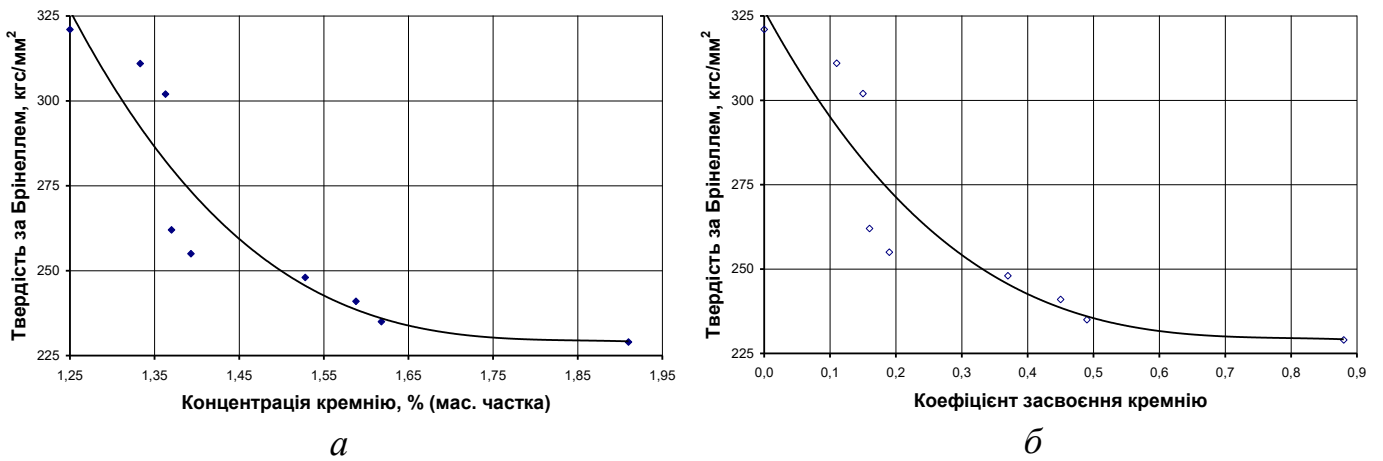


Рисунок 3.8 – Вплив показників засвоєння кремнію на твердість сірого чавуну марки СЧ300: a – $[Si]_m$, b – $k_{[Si]}$

Характер цих залежностей пояснюється тим, що Si , будучи ГЕ, навіть у незначних кількостях суттєво знижує вміст структурно вільного Fe_3C у чавуні, і тим самим зменшує крихкість й твердість литого зразка. Подальше збільшення $[Si]_m$, який входить до складу сірого чавуну марки СЧ300, сприяє також зменшенню кількості Π та утворенню Φ в структурі досліджуваного матеріалу, що у свою чергу призводить до підвищення його тимчасового опору вигину й пластичності.

Залежність твердості литих зразків від параметрів мікроструктури сірого чавуну. Аналіз результатів експерименту, представлених у табл. 3.3, 3.4, показав, що твердість чавунного виливка змінюється, насамперед, від його мікроструктури. Графічна інтерпретація (рис. 3.9) експериментальних даних підтверджує та наглядно ілюструє вплив параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 на твердість литих зразків. Зокрема, збільшення кількості Π у структурі чавунних виливків від 59 % (за площею) до 90 % (за площею) призводить до зниження їх твердості від 321 кгс/мм² до 229 кгс/мм², відповідно. Ця залежність описується за допомогою полінома 3-го порядку з достатньою ($R^2 = 0,9725$) величиною достовірності апроксимації. Внаслідок збільшення вмісту Φ від 0 % (за площею) до 4 % (за площею) твердість сірого чавуну зменшилась від 321 кгс/мм² до 229 кгс/мм², відповідно. Вплив даного параметра мікроструктури матеріалу литого зразка на його твердість носить поліноміальний характер ($R^2 = 0,9613$), про що також йтиметься далі. Підвищення кількості структурно вільного Fe_3C від 1 % (за площею) до 40 % (за площею) призвело до зростання твердості виливків із СЧ300 від 229 кгс/мм² на початку інтервалу

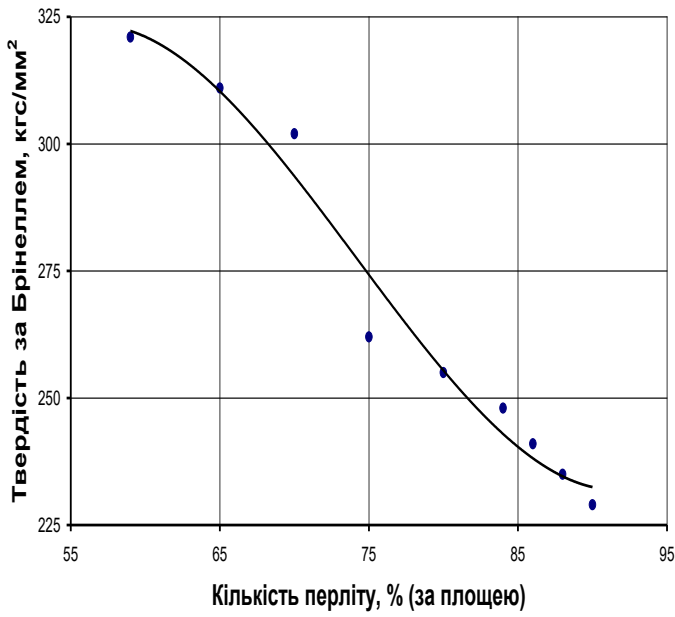
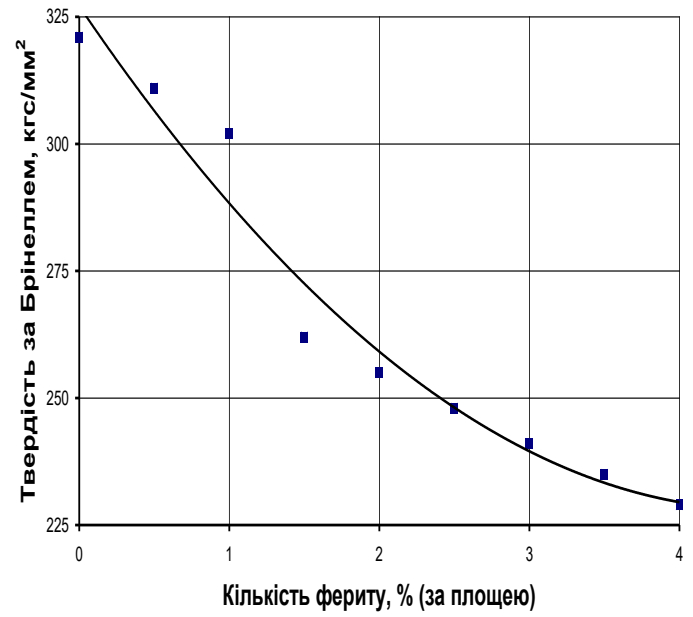
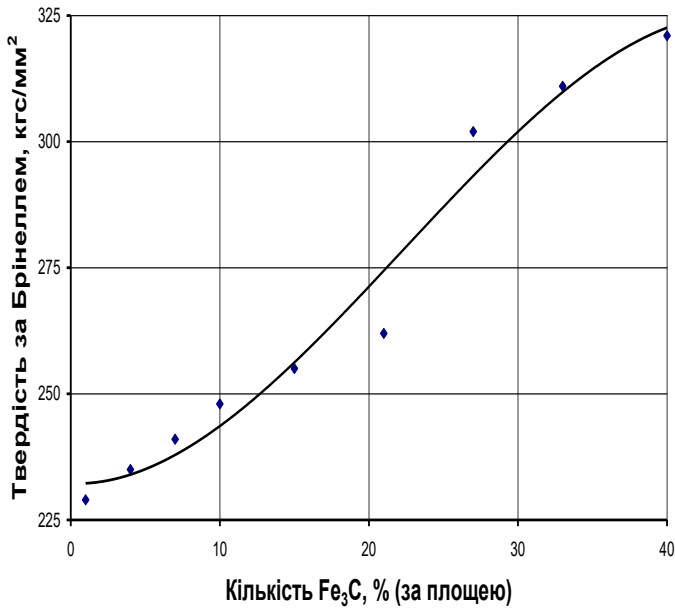
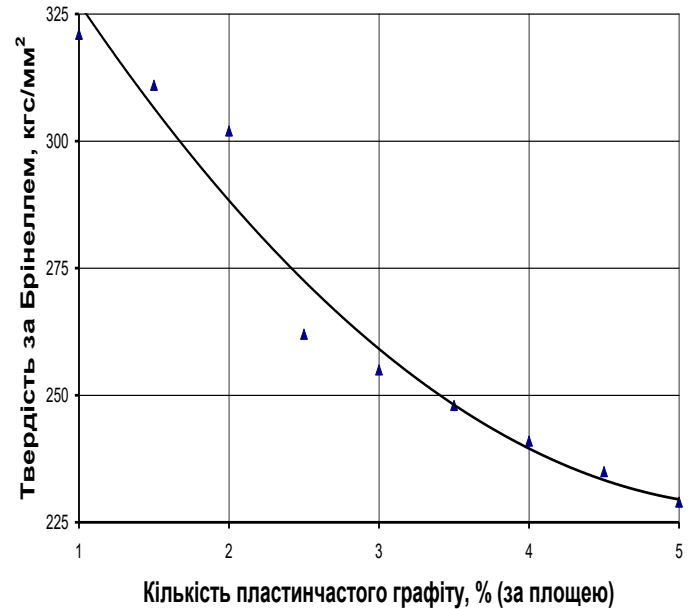
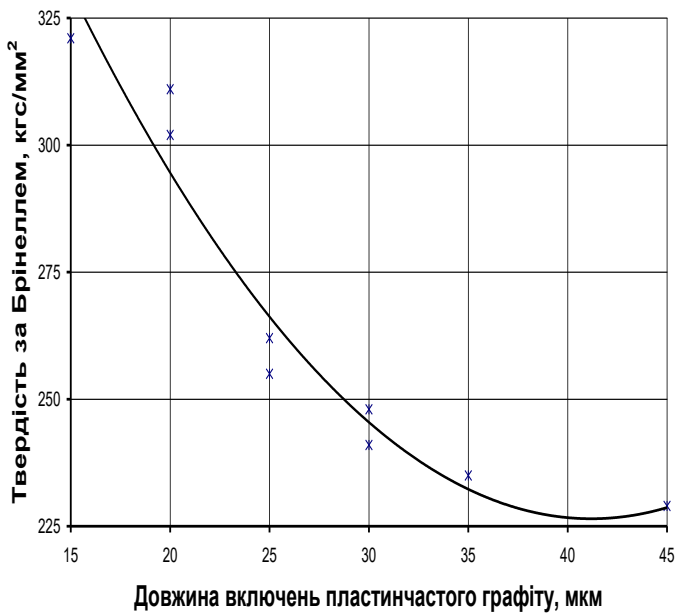
*a**б**в**г**д*

Рисунок 3.9 – Залежність твердості досліджуваних виливків, визначеної за шкалою Брінелля (*НВ*), від параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019: *a* – кількості перліту (*П*), *б* – кількості фериту (*Ф*), *в* – кількості структурно вільного цементиту (*Fe₃C*), *г* – кількості пластинчастого графіту (*ПГ*), *д* – довжини включень пластинчастого графіту (*l_{ПГ}*)

до 321 кгс/мм^2 у його кінці. Співвідношення твердості чавунних виливків й кількості структурно вільного Fe_3C , за результатами апроксимації ($R^2 = 0,9716$) масиву експериментальних даних, має вигляд полінома 3-го порядку. Вміст ПГ також впливає на твердість литих зразків. Збільшення кількості ПГ від 1 % (за площею) до 5 % (за площею) викликало зниження твердості чавуну від 321 кгс/мм^2 до 229 кгс/мм^2 , відповідно. Залежність твердості матеріалу досліджуваного литого зразка від $l_{ПГ}$, як і на випадок кількостей Φ та ПГ, є поліномом 2-го порядку, де $R^2 = 0,9613$; $R^2 = 0,9392$; для кількості ПГ й $l_{ПГ}$, відповідно. Так, при 15 мкм твердість СЧ300 є максимальною, і становить 321 кгс/мм^2 . По мірі зростання $l_{ПГ}$ твердість матеріалу вилівка зменшується, і при 45 мкм вона досягає мінімального значення, тобто 229 кгс/мм^2 .

Математична обробка експериментальних даних (табл. 3.3, 3.4), представлених у табличній формі, дозволила вивести емпіричні рівняння, які аналітично описують залежність HV піддослідних литих зразків від параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300. Рівн. Б.29...Б.33 представлені у додатках.

Така залежність твердості досліджуваного вилівка від параметрів його мікроструктури пояснюється, перш за все, тим, що кожна структурна складова характеризується певною мікротвердістю, яка, в залежності від її кількості, у результаті визначає інтегральну твердість сірого чавуну марки СЧ300. Зокрема, перлітизація Me -матриці чавунних виливків призводить до зменшення їх твердості. Збільшення кількості структурно вільного Fe_3C , як найтвердішої складової сірого чавуну марки СЧ300, сприяє зростанню твердості литого зразка. Збільшення кількості ПГ суттєво зміцнює Me -матрицю, і тим самим призводить до зниження твердості чавунних виливків. Разом із тим, подальше зростання кількості цієї структурної складової, яку можна розглядати як концентратор механічних напружень, призводить до того, що Me -матриця сірого чавуну марки СЧ300 у результаті послаблюється і, як наслідок того, зменшується міцність литого зразка. Залежність твердості піддослідного вилівка від $l_{ПГ}$ пояснюється тим, що цей показник певною мірою впливає на жорсткість Me -матриці чавунних виливків. Остання, у свою чергу, визначає кінцеву твердість матеріалу литого зразка. При цьому слід пам'ятати, що $l_{ПГ}$ може так само впливати на твердість сірого чавуну марки СЧ300 як і кількість ПГ, оскільки ці параметри мі-

кросструктури досліджуваного матеріалу, зазвичай, напряму зв'язані між собою – загальна кількість ПГ може збільшуватись за рахунок збільшення l_{III} , і навпаки.

Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на показники засвоєння кремнію матричним розплавом, параметри мікроструктури та механічні характеристики чавунних виливків. Щоб розробити та впровадити у промислове виробництво високоефективну технологію графітуючого модифікування розплаву сірого чавуну дисперсним феросиліцієм марки ФС75 необхідно, насамперед, навчитись впливати на структуру й механічні властивості, зокрема твердість, досліджуваного матеріалу технологічними методами. Для цього потрібно, у першу чергу, дослідити залежність структури і, як наслідок того, механічних властивостей сірого чавуну від технологічних параметрів ЛГМ-процесу.

Експериментально доведено, що вміст феросиліцію у «тілі» ДНГМ, густина пінополістиролу, швидкість підйому Me -розплаву у «порожнині» ЛФ й температура заливання впливають на показники засвоєння Si матричним розплавом, мікроструктуру і твердість литих зразків із сірого чавуну марки СЧ300. Найважливішими технологічними параметрами лиття, які сильно впливають на показники, зазначені вище, є ширина вилівка та вміст дисперсного феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ГМ. Результати поставлених експериментів (табл. 3.5) представлені нижче.

Залежність концентрації кремнію у чавуні та коефіцієнта його засвоєння матричним розплавом від технологічних параметрів ЛГМ-процесу. Експериментально встановлено (табл. 3.5), що між основними технологічними параметрами ЛГМ-процесу та $[Si]_m$ й $k_{[Si]}$ існує функціональний зв'язок, який заданий у табличній формі. Щоб з'ясувати його характер скористались форм. 2.3 й табл. 3.5 та А.1, а потім виконали серію необхідних математичних операцій, а саме:

а) як для концентрації Si у металі, так і коефіцієнта його засвоєння матричним розплавом складено по системі із 16-и лінійних рівнянь із 16-тю невідомими;

б) по черзі розв'язано кожен із цих систем (підрозд. 2.1) й визначено, у результаті, коефіцієнти регресії;

в) замість коефіцієнтів регресії у регресійну модель як для $[Si]_m$, так і $k_{[Si]}$, створених внаслідок розв'язку відповідних систем рівнянь, було підставлено числові значення цих коефіцієнтів;

Таблиця 3.5 – Показники ефективності засвоєння кремнію матричним розплавом, мікроструктура та механічні характеристики чавунних виливків

Індекс виливка	Результати поставленого експерименту та розрахункові дані							
	показники засвоєння кремнію		параметри структурних складових				$l_{ПГ}$, мкм	Твердість за Брінеллем, кгс/мм ²
	$[Si]_m$, % (мас. частка)	$k_{[Si]}$	кількість, % (за площею)					
			$П$	Φ	Fe_3C	$ПГ$		
01	1,262	0,08	69	4	25	2	15	388
02	1,460	0,28	86	1	09	4	45	255
03	1,285	0,23	82	1	13	4	25	285
04	1,385	0,18	83	2	10	5	30	280
05	1,298	0,32	84	1	11	4	30	270
06	1,745	0,66	93	0	04	3	45	208
07	1,321	0,47	89	1	06	4	35	250
08	1,715	0,62	92	0	04	4	45	229
09	1,304	0,36	84	2	10	4	35	267
10	1,438	0,25	89	1	05	5	35	260
11	1,267	0,11	86	2	08	4	15	321
12	1,475	0,30	91	0	05	4	45	248
13	1,366	0,77	86	1	10	3	45	246
14	1,820	0,76	91	0	05	4	45	187
15	1,279	0,19	82	2	13	3	25	293
16	1,648	0,53	91	0	04	5	45	241
К	1,250	0,00	04	0	95	1	25	429

г) потім задалися такими оптимальними значеннями технологічних параметрів ЛГМ-процесу як: $C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} = 0,2\%$ (мас. частка), $\rho_{\text{ГМ}} = 20 \text{ кг/м}^3$, $v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} = 0,025 \text{ м/с}$, $T_{\text{Ме}}^0 = 1523 \text{ К}$;

д) після цього по черзі було зафіксовано по 3 із 4-х незалежних факторів, та підставлено їх числові значення у кожен із одержаних регресійних моделей.

Кожне із виведених емпіричних рівнянь аналітично описує вплив того чи іншого технологічного параметру ЛГМ-процесу на $[Si]_m$ або $k_{[Si]}$ у сірому чавуні марки СЧ300. Регресійна модель для 4 (чотирьох) незалежних факторів наведена у додат. Б.1...Б.8, про що уже згадувалось раніше.

Отже, було отримано низку лінійних рівнянь, які аналітично описують залежність $[Si]_m$ в об'ємі виливків із сірого чавуну марки СЧ300 від незалежних факторів, тобто $C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}$, $\rho_{\text{ГМ}}$, $v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}}$, $T_{\text{Ме}}^0$. Рівн. Б.34...Б.37, відповідно до кожного із технологічних параметрів ЛГМ-процесу, наведені у додатках.

Внаслідок графічної інтерпретації (рис. 3.10) результатів розрахунку [(Б.34)...(Б.37)] було встановлено характер впливу таких технологічних параметрів ЛГМ-процесу як: $C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}$, $\rho_{\text{ГМ}}$, $v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}}$, $T_{\text{Ме}}^0$ на концентрацію Si у досліджуваному матеріалі. Очевидним залишається той факт, що кожний із незалежних факторів, представлених вище, сприяє збільшенню величини концентрації Si в об'ємі литих зразків із сірого чавуну марки СЧ300, але різною мірою. Позитивний вплив $C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}$ пояснюється тим, що частки дисперсного феросиліцію марки ФС75, будучи додатковим джерелом Si у чавуні, попадають спочатку на дзеркало металу із ГМ (рис. 1.7), а потім ронються конвективними потоками в об'ємі металічної ванни, що видно із рівняння конвективної дифузії [476], яке у нашому випадку має вигляд:

$$-\frac{\partial}{\partial x} \left(v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} S \right) dx df = v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} S df - \left(v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} + \frac{\partial v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}}}{\partial x} dx \right) \left(C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} + \frac{\partial C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}}{\partial x} dx \right) \left(S + \frac{\partial S}{\partial x} dx \right), \quad (3.4)$$

де x – координата лінійного простору, м; f – площа поперечного перерізу ливарної форми у напрямку, перпендикулярному конвективному потоку рідкого чавуну, м^2 ; S – відносна кількість матричного розплаву у двофазній зоні.

Після цього вони (частки дисперсного феросиліцію) розплавляються у товщі металу.

При подальшому підвищенні концентрації Si у металі та взаємодії його із Fe_3C ,

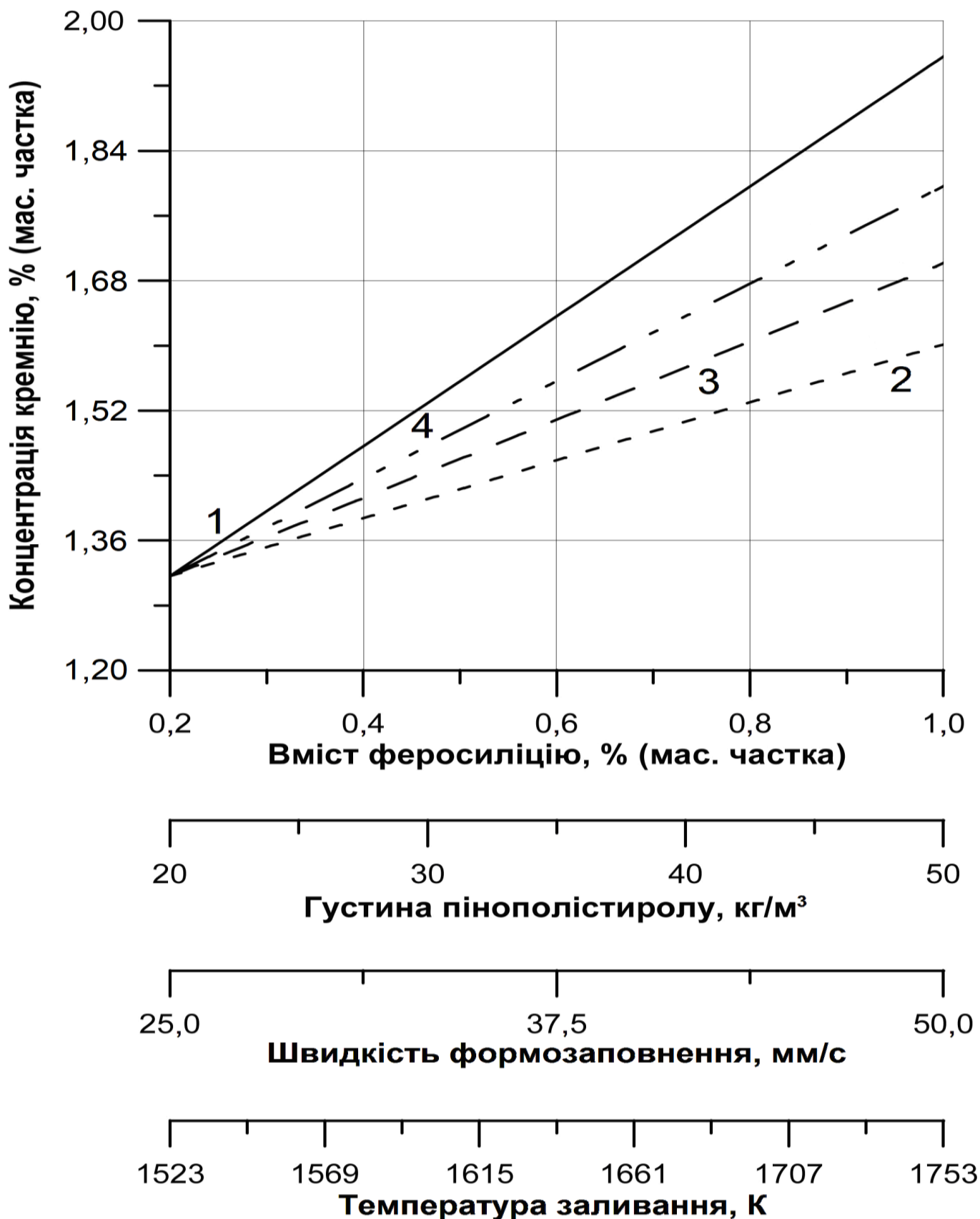


Рисунок 3.10, аркуш 1 – Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на концентрацію кремнію у сірому чавуні марки СЧ300: 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу, 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

що утворюється у процесі кристалізації рідкого чавуну, рівновага, згідно принципу Ле-Шательє [591], зміщується у напрямку продуктів хімічної реакції, тобто у напрямку виділення Fe й C із Me -розплаву. Функціональний зв'язок, який є між густиною матеріалу ГМ і концентрацією Si пояснюється тим, що по мірі збільшення цієї величини збільшується кількість ПГФ в зазорі δ , яка утворюється у процесі взаємодії пінополістиролу із дзеркалом металу. Оскільки переважна більшість продуктів термодеструкції пінополістиролу це, як правило, C_nH_m різного складу (підрозд. 1.3), то атмосфера зазору δ по відношенню як до матричного розплаву в цілому, так і окремих його компонентів, носить відновлювальний характер. Таким чином, збільшення густини ГМ сприяє підвищенню $[Si]_m$ в об'ємі литих зразків із сірого чавуну марки СЧ300. Зростання швидкості заливання ЛФ металом також призводить до підвищення $[Si]_m$, хоч і не так активно як у попередньому випадку. Це пояснюється тим, що по мірі збільшення швидкості підйому матричного розплаву у «порожнині» ЛФ зростає ступінь турбулізації його потоку, а разом з тим і конвективна складова процесу дифузії [форм. (3.4)]. Підвищення температури заливання покращує засвоєння Si матричним розплавом, що пояснюється активізацією процесу як конвективного масопереносу часток дисперсного ФС75 в об'ємі рідкого металу [418, 476, 477, 481, 592], так і швидкості молекулярної дифузії атомів самого Si із феросиліцію до матричного розплаву [479]. Це і призводить, у результаті, до підвищення концентрації Si в об'ємі литих зразків із сірого чавуну марки СЧ300.

Одночасно були отримані емпіричні рівняння, які аналітично описують вплив тих самих параметрів ЛГМ-процесу на $k_{[Si]}$ розплавом сірого чавуну. Як і в попередньому випадку залежності коефіцієнта засвоєння Si від $C_{ФС75}^{ГМ}$, $\rho_{ГМ}$, $v_{Me}^{ЛФ}$, T_{Me}^0 носять виключно лінійний характер. Залежн. Б.38...Б.41 представлені у додатках.

Графічна інтерпретація (рис. 3.10) функціональних залежностей, представлених вище [(Б.38)...(Б.41)], дозволила з'ясувати яким саме чином та якою мірою комплексно впливають технологічні параметри ЛГМ-процесу на коефіцієнт засвоєння Si розплавом сірого чавуну марки СЧ300. Очевидним, насамперед, є той факт, що усі незалежні фактори суттєво впливають на коефіцієнт засвоєння Si матричним роз-

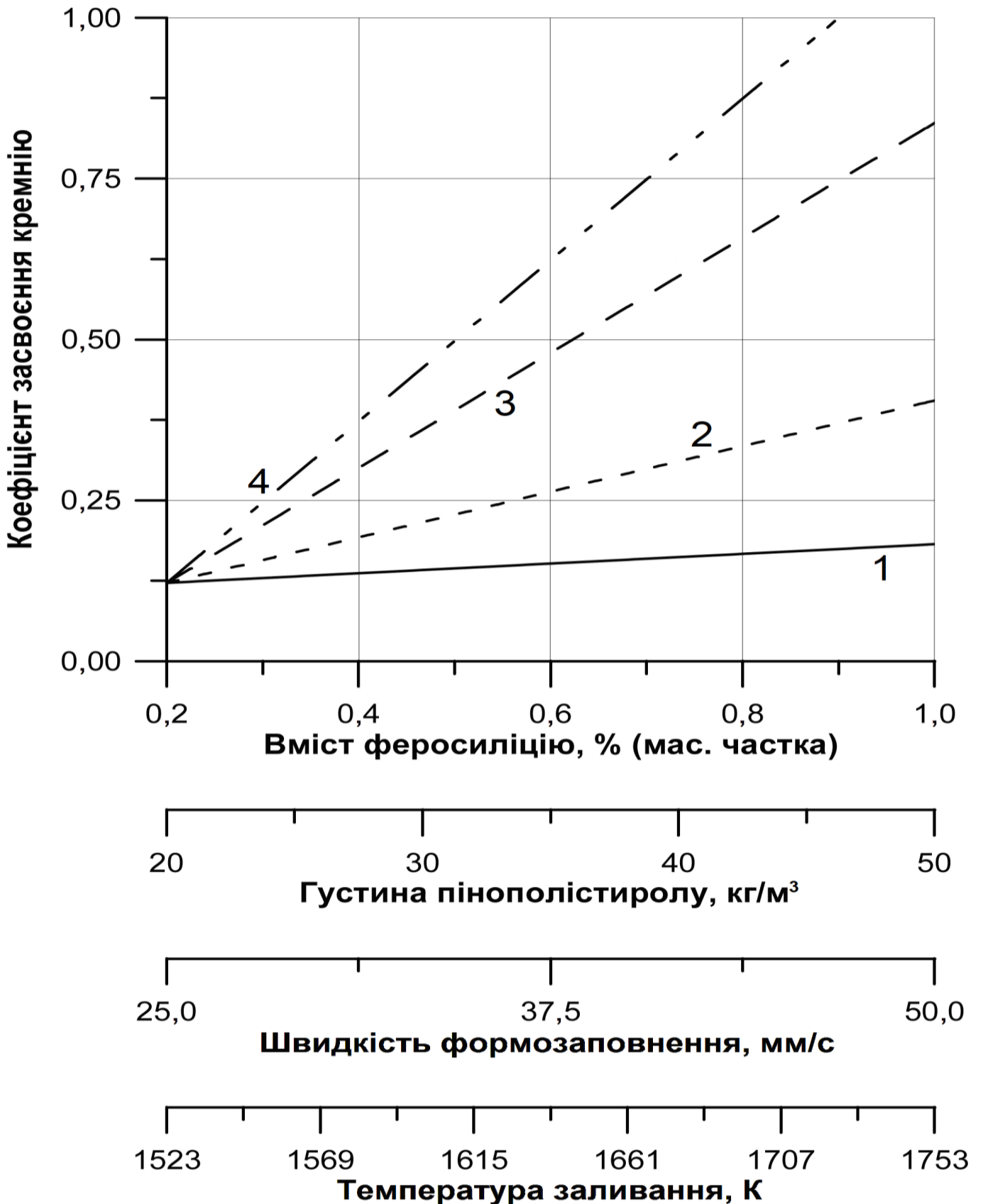


Рисунок 3.10, аркуш 2 – Залежність коефіцієнта засвоєння кремнію розплавом сірого чавуну марки СЧ300 від технологічних параметрів ЛГМ-процесу: 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу, 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

плавом, але кожний по своєму. Оскільки кінцева концентрація Si в дослідному чавуні і коефіцієнт його засвоєння лінійно пов'язані між собою, а також функціональні залежності (рис. 3.10) й відповідні рівняння регресії є ідентичними, то і вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на коефіцієнт засвоєння Si має таке ж саме пояснення, як і у випадку із концентрацією Si в досліджуваному матеріалі.

Характер впливу незалежних факторів на параметри мікроструктури матеріалу литих зразків. Мікроструктура чавунних виливків, модифікованих дисперсним феросиліцієм марки ФС75, також залежить від технологічних й металургійних параметрів ЛГМ-процесу. Підтвердженням того є результати поставленого експерименту, що представлені в табл. 3.5 виконаної ДР. Проте, цього не досить для визначення характеру впливу того чи іншого незалежного фактора на параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300.

З цією метою була отримана низка емпіричних рівн. Б.42...Б.46, що аналітично описують залежність параметрів мікроструктури литих зразків від вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, який розсосереджений в об'ємі ДНГМ. Такі залежності носять також лінійний характер і дозволяють з'ясувати яким саме чином та якою мірою впливає вміст цього феросплаву у «тілі» ГМ на параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300.

Графічна інтерпретація (рис. 3.11) аналітичних залежностей, отриманих внаслідок математичної обробки експериментальних даних (табл. 3.5), дозволила виявити характер впливу дисперсного феросиліцію, імпантованого до ГМ, на мікроструктуру литих зразків. Зокрема доведено, що підвищення вмісту феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ДНГМ від 0,2 % (мас. частка) до 1,0 % (мас. частка) сприяє збільшенню кількостей П й ПГ в структурі чавуну від 69 % (за площею) й 2 % (за площею) до 86 % (за площею) й 4 % (за площею), відповідно. Одночасно, кількості Ф та Fe_3C зменшуються, відповідно, від 4 % (за площею) та 25 % (за площею) до 1 % (за площею) та 9 % (за площею). Разом із тим, було встановлено, що по мірі зростання вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ГМ збільшується довжина включень ПГ у виливках із сірого чавуну марки СЧ300 від 15,108054 мкм до 45,17771 мкм, що, у кінцевому результаті, сприяє підвищенню механічних власти-

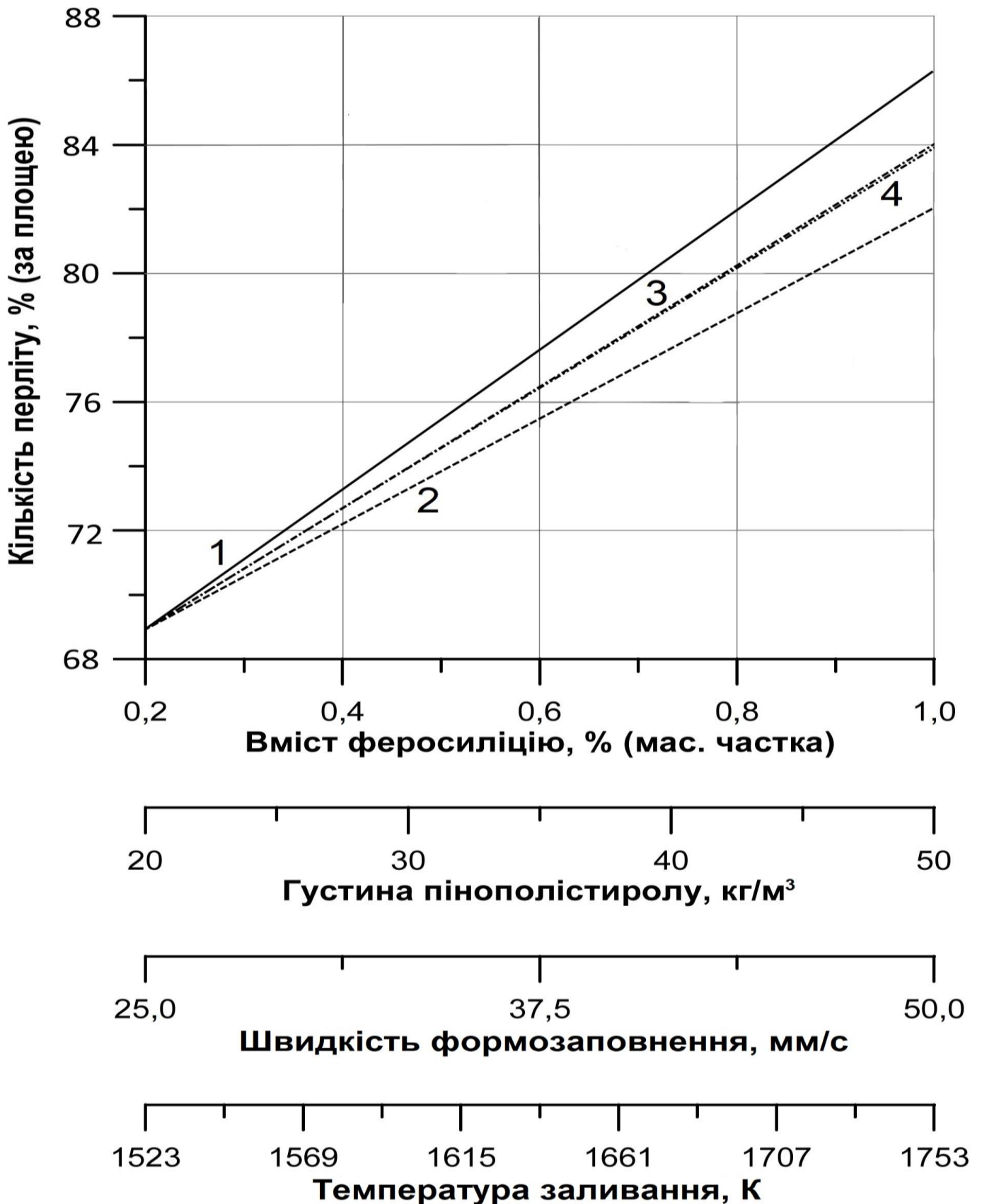


Рисунок 3.11, аркуш 1 – Зміна кількості перліту у структурі сірого чавуну марки СЧ300 від технологічних параметрів ЛГМ-процесу: 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу, 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

востей литих зразків, зокрема твердості чавуну, та гідрощільності його матриці.

Подібні структурні перетворення, які відбуваються в чавунних виливках, пояснюються, у першу чергу, тим, що частки дисперсного феросиліцію марки ФС75 після попадання до матричного розплаву спочатку в ньому розплавляються [253], а потім на їх місці утворюються зони, збагачені вільним Si . Внаслідок цього створюються термодинамічно сприятливі передумови для виділення із розплаву чавуну хімічно незв'язаного C у вигляді ПГ та $\alpha-Fe$, тобто ці зони перешкоджають утворенню структурно вільного Fe_3C , і таким чином виступають в ролі центрів графітизації [22]. У подальшому, кристалізація сірого чавуну марки СЧ300 протікає у напрямку виділення із матричного розплаву ПГ й незначної кількості Φ , а при охолодженні $Fe-C$ -сплаву до температури, нижчої 1000 К, у результаті розпаду A утворюється П [29]. При підвищенні концентрації Si , який взаємодіє із первинним Fe_3C , що виділяється із матричного розплаву при високих темпах кристалізації рідкого чавуну, рівновага, згідно принципу Ле-Шательє [22], зміщується у напрямку продуктів хімічної реакції, тобто $\alpha-Fe$ й незв'язаного C у вигляді ПГ.

У результаті математичної обробки результатів проведених досліджень (табл. 3.5) були отримані також рівняння, які аналітично описують залежність параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 від такого незалежного фактора як густина модельного матеріалу, тобто пінополістиролу. Як і в попередньому випадку, залежн. Б.47...Б.51, які будуть представлені нижче, носять лінійний характер.

Графічна інтерпретація (рис. 3.11) отриманих рівнянь дала можливість уявити який вигляд мають залежності, представлені вище. Із рисунка видно, що в інтервалі густини пінополістиролу від 20 кг/м^3 до 50 кг/м^3 кількості П й ПГ в структурі чавуну збільшуються, відповідно, від 68,993 % (за площею) та 2,007 % (за площею) до 81,983 % (за площею) та 4,017 % (за площею). Числові значення кількостей таких структурних складових як Φ й Fe_3C , по мірі зростання густини модельного матеріалу зменшуються від 4 % (за площею) й 25 % (за площею) до 1 % (за площею) й 13 % (за площею), відповідно, натомість довжина включень ПГ за умови зростання густини пінополістиролу поступово збільшується від 15,10791 мкм до 25,12341 мкм.

Такий вплив густини пінополістиролу на структуру сірого чавуну марки

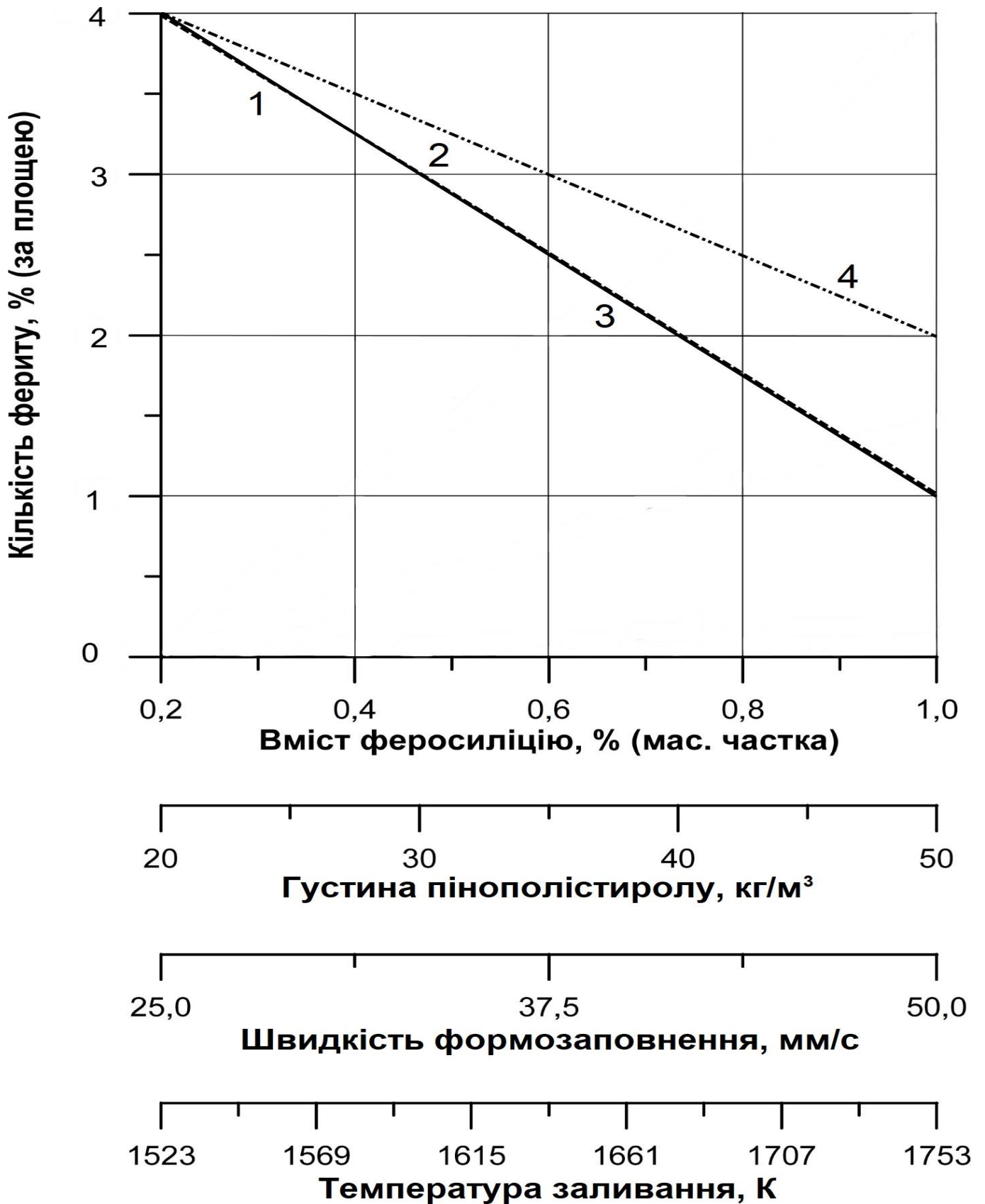


Рисунок 3.11, аркуш 2 – Зміна кількості фериту у структурі сірого чавуну марки СЧ300 від технологічних параметрів ЛГМ-процесу: 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу, 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

СЧ300 пояснюється тим, що збільшення густини матеріалу ГМ сприяє підвищенню концентрації як сажистого, так і хімічно зв'язаного C у продуктах термодеструкції пінополістиролу. Це підвищує дифузійний потенціал атомів C до Me -розплаву – з одного боку, та призводить до збільшення відновлюючої здатності продуктів термічної деструкції модельного матеріалу – з іншого. За таких умов зменшується ступінь окислення Si та активізується процес графітизації чавунного розплаву. Вплив густини матеріалу ГМ на структуру литих зразків зводиться, таким чином, до впливу вмісту феросиліцію марки ФС75 в об'ємі ДНГМ, що вже було розглянуто раніше.

Математична обробка експериментальних даних (табл. 3.5) дозволила вивести низку емпіричних рівн. Б.52...Б.56, які аналітично описують залежність структури сірого чавуну марки СЧ300 від швидкості підйому матричного розплаву у «порожнині» ЛФ. Як і в попередньому випадку, ці рівняння носять лінійний характер.

Графічна інтерпретація (рис. 3.11) емпіричних рівн. Б.52...Б.56 дозволила з'ясувати вплив швидкості формозаповнення на мікроструктуру сірого чавуну марки СЧ300. Як і в 2-х попередніх випадках зростання зазначеного технологічного параметра ЛГМ-процесу сприяє збільшенню кількостей П та ПГ в структурі чавунних виливків, натомість, кількості Φ й Fe_3C за таких умов, навпаки, плавно зменшуються. Довжина включень ПГ при зростанні швидкості формозаповнення поступово знижується. Так, наприклад, на початку досліджуваного інтервалу $[П] = 69\%$ (за площею), $[\Phi] = 4\%$ (за площею), $[Fe_3C] = 25\%$ (за площею), $[ПГ] = 2\%$ (за площею), $l_{ПГ} = 15,10808$ мкм, а в його кінці $[П] = 84\%$ (за площею), $[\Phi] = 1\%$ (за площею), $[Fe_3C] = 11\%$ (за площею), $[ПГ] = 4\%$ (за площею), $l_{ПГ} = 30,11308$ мкм.

Це пояснюється тим, що по мірі зростання швидкості формозаповнення збільшується ступінь турбулізації потоку матричного розплаву у «порожнині» ЛФ [253], що є важливою передумовою для покращення розчинності дисперсного феросиліцію марки ФС75 у Me -розплаві. У результаті, підвищується концентрація Si у чавуні та збільшується коефіцієнт його засвоєння рідким Me . Оскільки Si – графітуючий ЕМ, то зростання його концентрації в об'ємі матричного розплаву сприяє підвищенню ступеня графітизації структури литих зразків. Отже, кристалізація чавунних виливків протікає у напрямку виділення із матричного розплаву ПГ й незна-

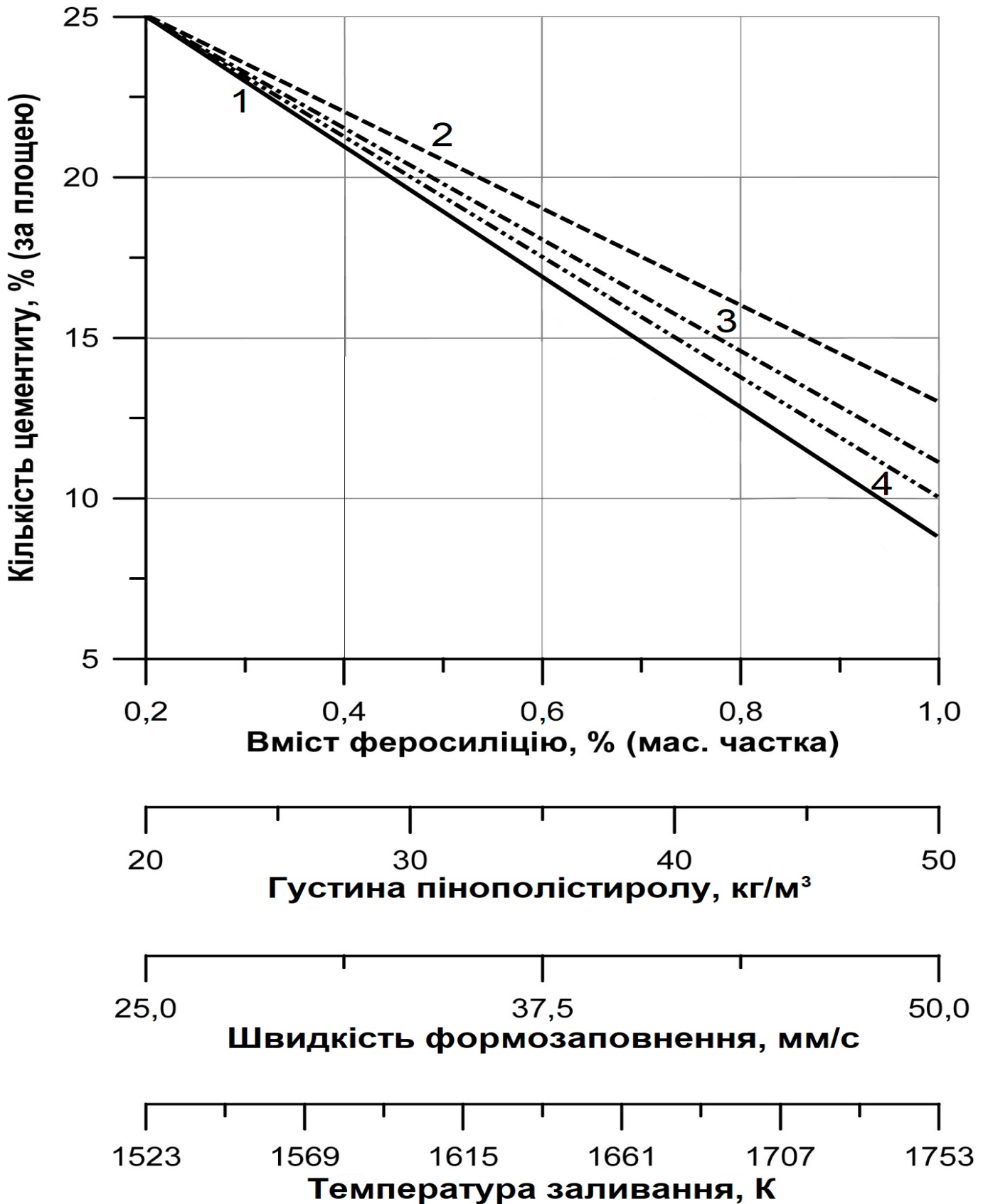


Рисунок 3.11, аркуш 3 – Зміна кількості цементу у структурі сірого чавуну марки СЧ300 від технологічних параметрів ЛГМ-процесу: 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу, 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

чної кількості Φ , а внаслідок розпаду A утворюється Π [29]. Разом із цим, подальше підвищення концентрації хімічно незв'язаного C призводить до збільшення l_{III} .

Внаслідок математичної обробки результатів проведених досліджень (табл. 3.5) були отримані емпіричні рівн. Б.57...Б.61, які аналітично описують вплив температури заливання матричного розплаву до «порожнини» ЛФ на параметри мікроструктури чавунних виливків. Дані залежності, що носять лінійний характер, наведені у додат. Б, про що вже згадувалося раніше.

Графічна інтерпретація (рис. 3.11) математичних залежностей, представлених вище, дозволила встановити яким саме чином впливає на мікроструктуру сірого чавуну марки СЧ300 такий важливий технологічний параметр ЛГМ-процесу як температура заливання матричного розплаву до «порожнини» ЛФ. Зокрема доведено, що кількості таких структурних складових досліджуваного матеріалу як Π та $\Pi\Gamma$ по мірі підвищення температури Me -розплаву під час формозаповнення від 1523 К до 1753 К збільшуються від 69 % (за площею) й 2 % (за площею) до 83,996 % (за площею) й 4,00008 % (за площею), відповідно. Разом із тим, числові значення таких параметрів мікроструктури чавунних виливків як Φ та Fe_3C в інтервалі температур, що розглядається, зменшуються, відповідно, від 4 % (за площею) й 25 % (за площею) до 1,99992 % (за площею) й 10,004 % (за площею). Довжина включень $\Pi\Gamma$ на початку цього інтервалу набуває значення 15,10806 мкм, а у його кінці – 35,12266 мкм.

Такий тип залежностей пояснюється тим, що підвищення T матричного розплаву активізує процеси масоперенесення, які призводять до покращення засвоєння Si рідким металом. Оскільки Si є графітізуючим ЕМ, то створюються термодинамічно сприятливі умови для перлітного перетворення переохолодженого A . Це перетворення пов'язане з дифузією C , супроводжується поліморфним перетворенням $\gamma-Fe$ в $\alpha-Fe$, виділенням C із A у вигляді структурно вільного Fe_3C та у подальшому розростанням останнього. Формула перетворення наведена нижче [614]:



За таких умов у структурі сірого чавуну марки СЧ300 збільшується кількість Π та $\Pi\Gamma$. Оскільки у матричному розплаві уже є первинні кристали $\Pi\Gamma$, то збільшення кількості $\Pi\Gamma$ призводить також і до збільшення довжини його включень.

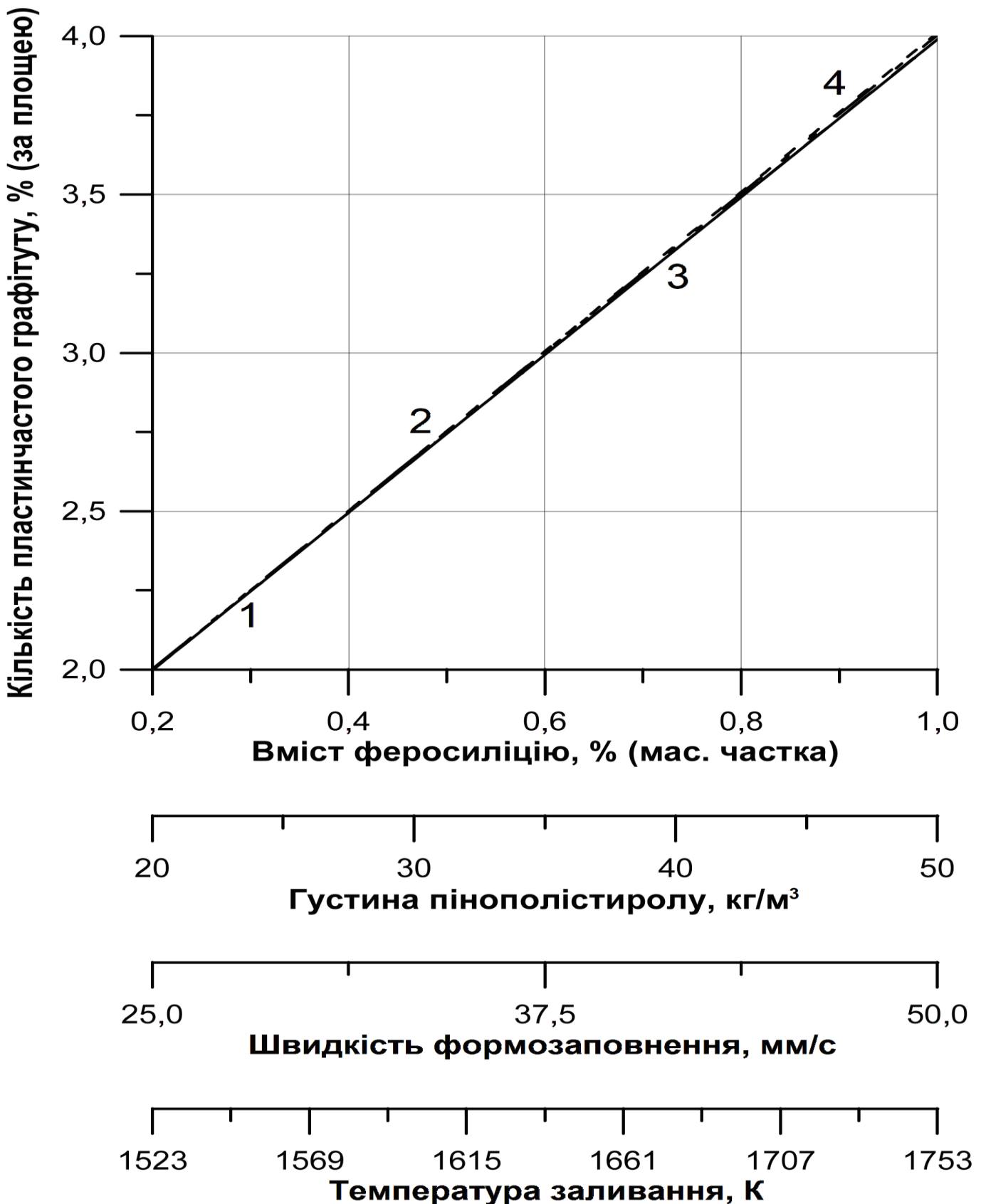


Рисунок 3.11, аркуш 4 – Зміна кількості пластинчастого графіту у структурі сірого чавуну марки СЧ300 від технологічних параметрів ЛГМ-процесу: 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу, 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

Дослідження залежності механічних характеристик чавунних виливків від технологічних параметрів ЛГМ-процесу. Експериментально встановлено (табл. 3.5), що формування механічних характеристик сірого чавуну марки СЧ300 відбувається, перш за все, під впливом технологічних та металургійних параметрів ЛГМ-процесу. Зазначені фактори сприяють зниженню твердості литих зразків.

Математична обробка результатів поставленого експерименту дозволила аналітично описати залежність твердості сірого чавуну марки СЧ300 від вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, імплантованого до ГМ; густини пінополістиролу; швидкості формозаповнення й температури заливання матричного розплаву до «порожнини» ЛФ. У результаті такої обробки було створено регресійну модель (Б.8) для твердості піддослідного матеріалу, а потім виведено відповідне рівняння регресії, яке аналітично описує комплексний вплив вмісту феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ДНГМ, густини модельного матеріалу, швидкості формозаповнення і температури заливання матричного чавунного розплаву до «порожнини» ЛФ на твердість досліджуваних виливків. Ці рівняння, як і в попередніх випадках, носять лінійний характер. Емпіричні залежності твердості литих зразків із сірого чавуну марки СЧ300, визначеної за шкалою Брінелля, від технологічних параметрів ЛГМ-процесу, про що, наразі, іде мова, представлені у додатках.

Графічна інтерпретація (рис. 3.12) емпіричних залежн. Б.62...Б.65, отриманих внаслідок математичної обробки результатів поставленого експерименту (табл. 3.5), наглядно демонструє вплив незалежних факторів на твердість сірого чавуну марки СЧ300. Крім того, це дає можливість уявити характер залежностей твердості чавунних виливків, визначеної за шкалою Брінелля, від вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75 у «тілі» ГМ, густини модельного матеріалу, швидкості формозаповнення і температури заливання матричного розплаву до «порожнини» ЛФ.

Такий вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на твердість сірого чавуну марки СЧ300 пояснюється, насамперед, залежністю мікроструктури чавунних виливків від вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, густини пінополістиролу, швидкості й температури заливання. Зокрема, збільшення величини кожного із незалежних факторів призводить до підвищення $[Si]$ й $k_{[Si]}$ у матричному розплаві і,

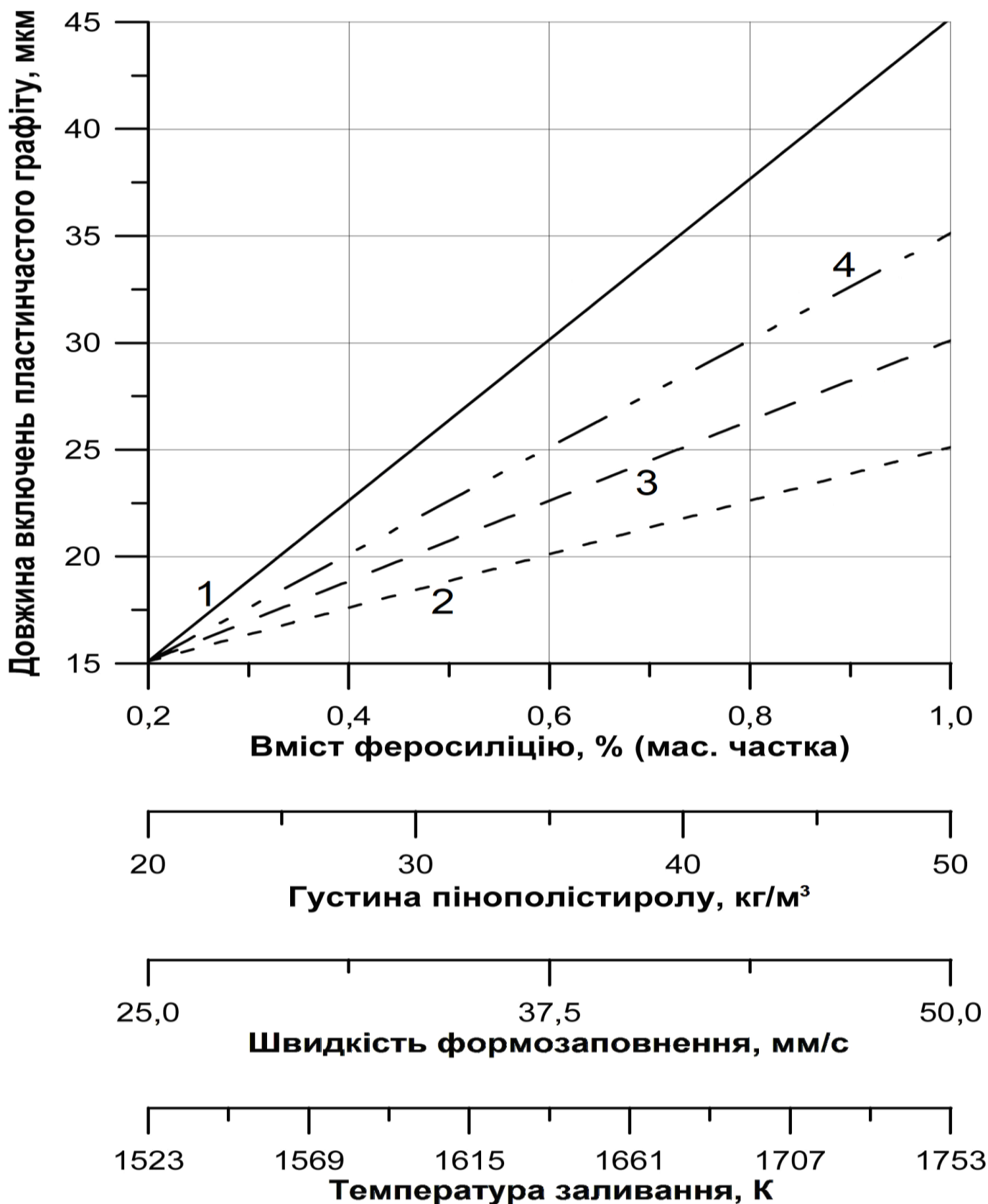


Рисунок 3.11, аркуш 5 – Зміна довжини включень пластинчастого графіту в структурі чавунних виливків від технологічних параметрів ЛГМ-процесу:
 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу,
 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

як наслідок того, викликає збільшення: $[P]$, $[PG]$, l_{PG} та зменшення $[Ф]$ й $[Fe_3C]$.

3.2 Структура та властивості виливків із диференційованими й спеціальними властивостями, а також литих армованих конструкцій

Крім графітізуючого модифікування структури сірих чавунів марок СЧ300 (підрозд. 3.1) та СЧ250 дисперсним феросиліцієм марки ФС75 в процесі виконання даної ДР було здійснене додаткове легування чавунного розплаву конопатковим стабілізованим *Si*-порошком марки ПМС-К, дисперсним ферохромом марки ФХ650А, комплексним сфероїдизуючим модифікатором марки ФСМг7, а також легування розплаву зносостійкої *Cr*-сталі марки 70ХЛ дисперсними ферованадієм марки ФВд40У0,75 й феротитаном марки ФТи70С1. У результаті вдалося отримати виливки із сірого чавуну марки СЧ200 з феритно-перлітною основою, жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1, високоміцного марки ВЧ500-7, а також зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ. Більше того, за цією ж технологією було одержано двомірний ЛКМ системи СЧ300-Ст3-ЧХ3. Дослідження проводились за оригінальною методикою, запропонованою та описаною авторами роботи [550].

Основними критеріями оцінки ефективності інокулювання *Fe-C*-сплавів є показники засвоєння ДІ матричним розплавом (табл. 3.6), тобто концентрація ЛЕ чи ЕМ у сталі або чавуні. Характеристики матеріалу, що розглядаються (рис. 3.13), у вигляді стовпчастих гістограм наглядно представлені нижче.

Мікроструктура литих зразків. Результати МГА показали, що литі зразки [рис. 3.14 (*a-d*)] мають оптимальну мікроструктуру, яка є характерною для БЧ, сірого чавуну марки СЧ250 з перлітно-феритною основою, сірого чавуну феритно-перлітного класу марки СЧ200 із вкрапленнями структурно вільної *Si*, високоміцного чавуну марки ВЧ500-7 та жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1, відповідно. Це пояснюється високою ефективністю процесу інокулювання (модифікування й легування) матричного розплаву дисперсними феросплавами.

Експериментально доведено [рис. 3.14 (*ε, ж*)], що в структурі сталевих виливків кількість П становить 88 % (за площею) як мінімум. Завдяки МГА стало відомо, що дисперсність П зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ значно перевищує дисперсність зносостійкої *Cr*-сталі марки 70ХЛ. Зокрема встановлено, що мі-

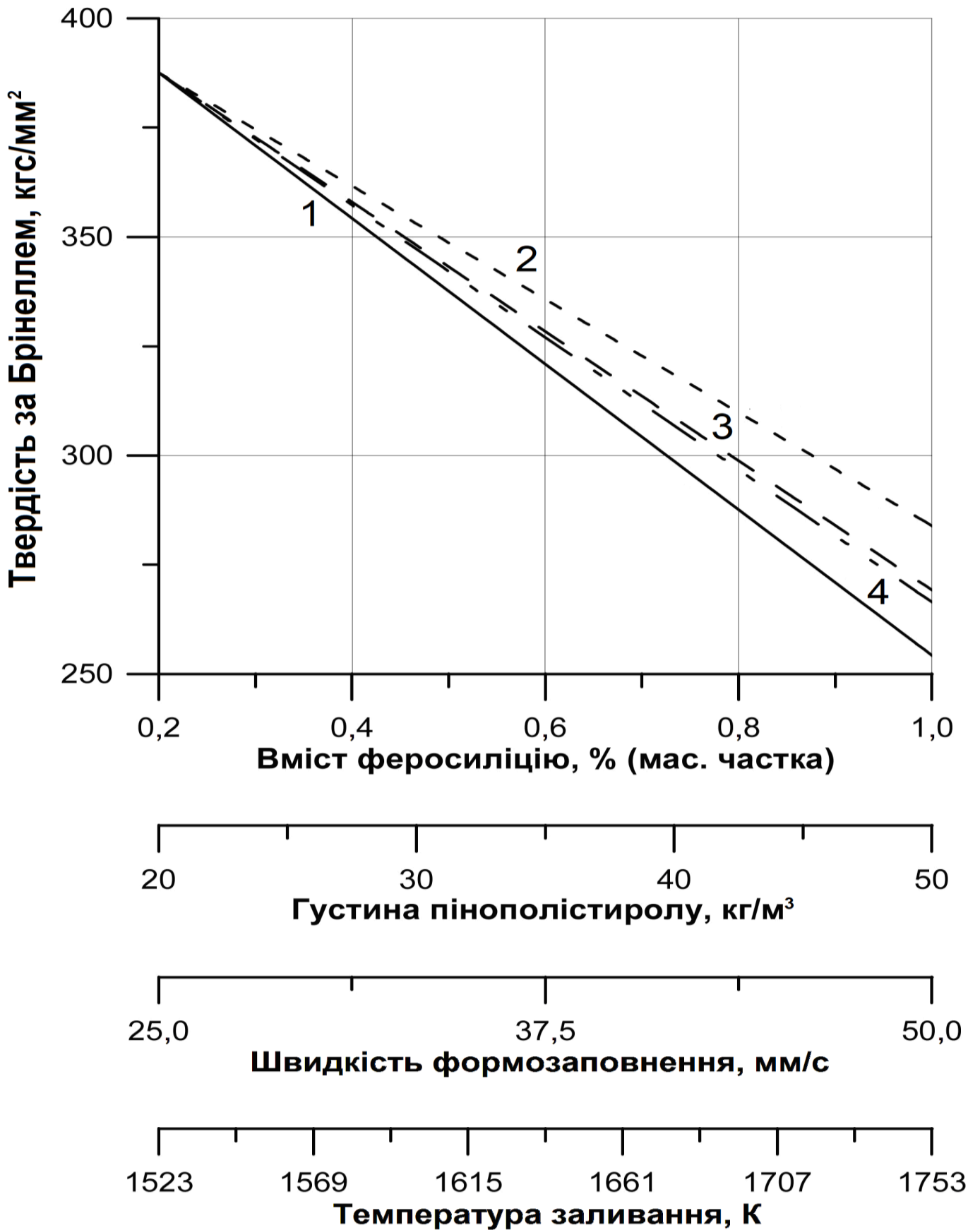


Рисунок 3.12 – Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на твердість литих зразків: 1 – вмісту дисперсного феросиліцію марки ФС75, 2 – густини пінополістиролу, 3 – швидкості формозаповнення, 4 – температури заливання

Таблиця 3.6 – Показники засвоєння інокуляторів матричним розплавом

ФС75		ПМС-К		ФСМГ7		ФХ650А		ФВд40У0,75		ФТи70С1	
$[Si]_m$	$k_{[Si]}$	$[Cu]_л$	$k_{[Cu]}$	$[Mg]_m$	$k_{[Mg]}$	$[Cr]_л$	$k_{[Cr]}$	$[V]_л$	$k_{[V]}$	$[Ti]_л$	$k_{[Ti]}$
2,140	0,519	2,495	0,292	–	–	0,835	0,207	0,075	0,815	0,115	0,329

Примітка: вміст дисперсного інокулятора в моделі, що газифікується, становить: ФС75 – 1,000 % (мас. частка); ПМС-К, ФСМГ7, ФХ650А – 7,000 % (об. частка); ФВд40У0,75 – 0,250 % (мас. частка); ФТи70С1 – 0,350 % (мас. частка)

кроструктура зразків цієї сталі характеризується такими параметрами як: кількість П – 88 % (за площею)...92 % (за площею); Пд 1,4...Пд 1,6; бал структури – 1,0...1,5. Разом із тим, параметри мікроструктури зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ помітно відрізняються від тих, якими вони були у попередньому випадку, а саме: кількість П – 92 % (за площею)...96 % (за площею); Пд 0,3...Пд 0,5; бал структури – 2,0...2,5. Отже, легування покращує структуру сталевих виливків.

Для порівняння було досліджено вплив ТО на мікроструктуру зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ. Для цього зразки сталі нагріли під гартування до 1333 К, витримали при цій температурі 1200 с та у подальшому охолодили через воду на масло. Щоб зняти залишкові напруження, які виникли в зносостійкій складнолегованій сталі марки 75ХФТЛ під час гартування, матеріал піддали низькому відпуску. Температура відпускання сталевих виливків становила 473 К, а тривалість ізотермічної витримки – 3600 с. Після цього зразки зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ були охолоджені разом з піччю. Результати МГА [рис. 3.14 (з)] показали, що до складу досліджуваного матеріалу входить мартенсит і залишковий А, а також мають місце включення Me_mC_n . Кількість залишкового А в

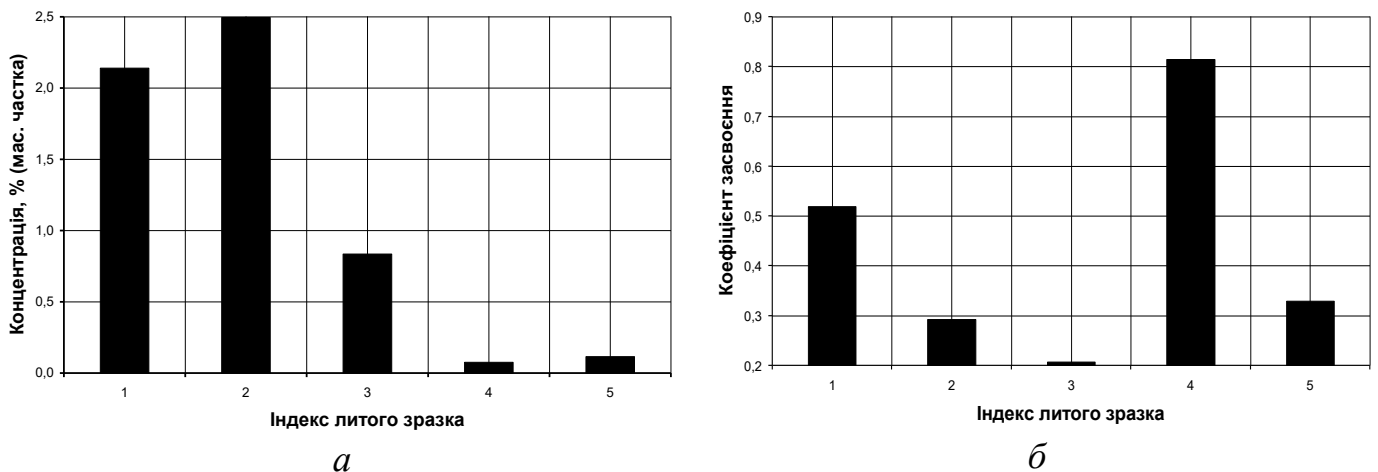


Рисунок 3.13 – Показники засвоєння елементів матричним розплавом із ДНГМ:

$$a - [E]_{m(i)}, \quad b - k_{[E]}; \quad 1 - Si, \quad 2 - Cu, \quad 3 - Cr, \quad 4 - V, \quad 5 - Ti$$

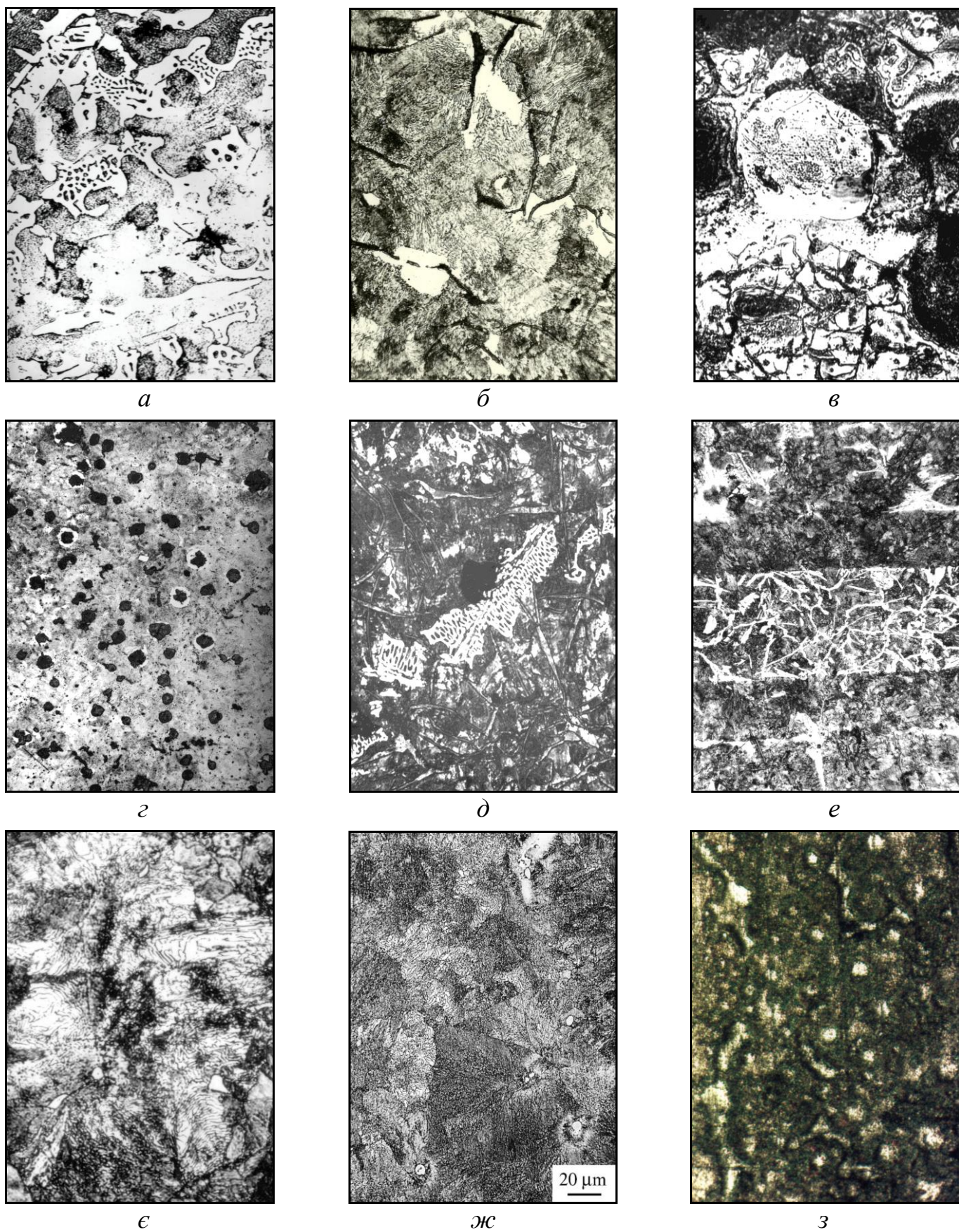


Рисунок 3.14 – Мікроструктура [$\times 500$ (*a, б, е, ж*); $\times 400$ (*в*); $\times 100$ (*з, з*); $\times 200$ (*д, е*)] литих зразків: *a* – БЧ; *б* – СЧ250; *в* – СЧ200; *з* – ВЧ500-7; *д* – ЧХ1; *е* – ЛКМ системи СЧ300-Ст3-ЧХ3; *е* – 70ХЛ (без ТО); *ж* – 75ХФТЛ (без ТО); *з* – 75ХФТЛ (Г + В)

структурі сталевих виливків становить 45 % (за площею)...50 % (за площею).

Із застосуванням МГА досліджено також мікроструктуру двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3*. Зокрема встановлено, що діафрагма із поцинкованої бляхи хоч і трохи скоробилась, проте цілком збереглась. Стан діафрагми дослідили після вертикальних й горизонтальних порізів як візуально, так і шляхом МГА. Результати МГА [рис. 3.14 (e)] показали, що у структурі композитного виливка мають місце першопочаткові границі розділу суміжних фаз та перехідні зони між сусідніми функціональними шарами. Наявність обабіч діафрагми перехідних зон товщиною 0,15...0,18 мм говорить про те, що зв'язок у системі *СЧ300-Ст3-ЧХ3* носить адгезійно-дифузійний характер. Це дає підставу стверджувати, що автору виконаної ДР вдалось отримати композитний виливок, у якого шари з різними механічними властивостями (табл. 3.7) зчеплені між собою надійно, і що з такого матеріалу може бути виготовлена деталь із високими службовими характеристиками.

Механічні та спеціальні властивості досліджуваних матеріалів. Результати механічних випробувань чавунних виливків дозволили з'ясувати, що дослідні матеріали мають високі механічні характеристики (табл. 3.7), зокрема номінальну твердість, визначену за шкалою Брінелля. Для візуалізації результатів поставленого експерименту табличний матеріал було графічно інтерпретовано (рис. 3.15) й додатково представлено у вигляді стовпчастої гістограми, наведеної далі за текстом.

Щоб довести вплив циркуляційних потоків, які виникають в об'ємі металічної ванни, на розподіл *Si* та *Cr* у відповідних функціональних шарах двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3*, що в результаті може позначитися на механічних властивостях литого зразка, рівномірно на його 5-ти горизонтах було визначено твердість матеріалу кожного такого шару. Значення твердості шарів із СЧ300 й ЧХ3 (табл. 3.8) представлені нижче. Оскільки шар із Ст3 ДСТУ 2651:2005 має незначну товщину, то визначити його твердість на практиці дуже складно, та й немає в цьому нагальної потреби. Графічна інтерпретація (рис. 3.16) результатів поставленого експерименту (табл. 3.8) показала, що твердість обох шарів композитного виливка залежить від його висоти. Це пояснюється, насамперед, впливом гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на концентрацію ДІ, а в результаті, і на механічні характеристики, у да-

Таблиця 3.7 – Геометричні розміри і твердість чавунних виливків

Індекс	Форма	Габаритні розміри, мм			Матеріал		НВ, кгс/мм ²
		довжина	ширина	висота	вливка	присадки	
001 (1)	пластина	100	05	300	БЧ	–	429,0
002 (2)	пластина	100	05	300	СЧ250	ФС75	187,0
003 (3)	плита	080	10	200	СЧ200	ПМС-К	248,0
004 (4)	плита	080	10	200	ВЧ500-7	ФСМГ7	241,0
005 (5)	плита	080	10	200	ЧХ1	ФХ650А	262,0
006 (6)	плита	080	15	200	СЧ300	ФС75	253,8
		080	01	200	Ст3	–	–
		080	15	200	ЧХ3	ФХ650А	433,2

Примітка: 006 (6) – двомірний ЛКМ системи СЧ300-Ст3-ЧХ3

ному випадку, твердість матеріалу литих зразків. Такий вплив зводиться до того, що за верхнього підведення матричного розплаву до «порожнини» ЛФ концентрація

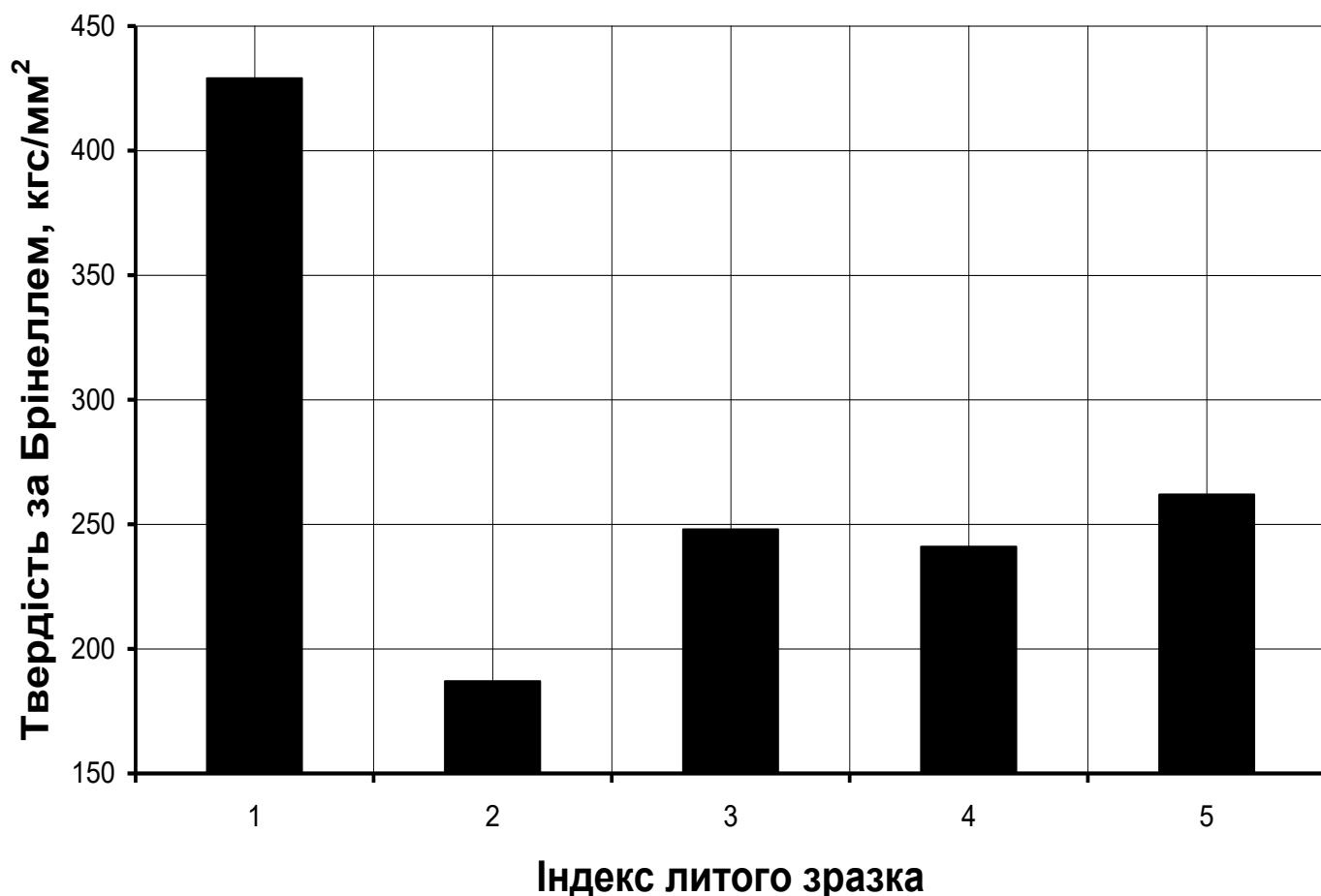


Рисунок 3.15 – Твердість матеріалу досліджуваних виливків: 1 – БЧ; 2 – СЧ250, 3 – СЧ200, 4 – ВЧ500-7, 5 – ЧХ1

Ді (феросиліцію марки ФС75 та ферохрому марки ФХ650А) є обернено пропорційною висоті виливка. Оскільки *Si* – графітуючий, а *Cr* – карбідоутворюючий елементи, то твердість шару із СЧ300, за таких умов, по мірі зростання висоти литого зразка збільшується, а твердість шару із ЧХЗ, відповідно, зменшується.

У результаті математичної обробки експериментальних даних (табл. 3.8) з достатньою величиною достовірності апроксимації ($R^2 = 0,9702$) були виведені емпіричні рівн. Б.66, Б.67, які аналітично описують вплив висоти композитного виливка на твердість його функціональних шарів, тобто сірого чавуну марки СЧ300 й жаро-, зносостійкого *Cr*-чавуну ($R^2 = 0,9862$) марки ЧХЗ.

Таким чином, внаслідок легування та модифікування чавунного розплаву у «порожнині» ЛФ з використанням ДНГМ вдалося отримати зразки матеріалів, які доцільно використовувати для виробництва дослідно-експериментальної партії реальних виливків, необхідних для виробничих випробувань. Не варто забувати, що формування структури і твердості литих зразків відбувається, у першу чергу, під впливом циркуляційних потоків, про що мова йшла раніше. Крім того, слід пам'ятати, що мікроструктура й механічні властивості матеріалу отриманих виливків залежать також від технологічних і металургійних параметрів ЛГМ-процесу. Необхідно також звернути увагу на той факт, що зазначені чинники впливають на показники засвоєння ЛЕ та ЕМ матричним розплавом, від яких, насамперед, залежать структура й механічні властивості, зокрема твердість, досліджуваних литих зразків.

У процесі виконання цієї ДР окремим пунктом було досліджено механічні характеристики зносостійкої *Cr*-сталі марки 70ХЛ, а також зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ до і після ТО. Результати механічних випробувань литих зразків (табл. 3.9) показали, що механічні властивості сталевих виливків залежать не лише від процесу мікролегування конструкційного матеріалу, але й від режиму його ТО. Інформація щодо режиму ТО матеріалу, про який, наразі, іде мова, а також результати механічних випробувань литих зразків, наведені нижче.

Графічна інтерпретація експериментальних даних [рис. 3.17 (*a, в, д, е*)] дозволила візуалізувати результати проведених досліджень. Ця та інша інформація у вигляді стовпчастих гістограм наведена далі за текстом виконаної ДР.

Мікролегування зносостійкої *Cr*-сталі марки 70ХЛ такими ЛЕ як *V* й *Ti* призвело

Таблиця 3.8 – Твердість (кгс/мм²) двомірного ЛКМ системи СЧ300-Ст3-ЧХ3

Тип виливка	Матеріал шару	Горизонт виливка, мм				
		20	60	100	140	180
ЛКМ	СЧ300	223	235	241	277	293
	Ст3	–	–	–	–	–
	ЧХ3	477	444	415	415	415

до того, що її механічні характеристики, зокрема σ_b та HV зросли приблизно на 25,2 %

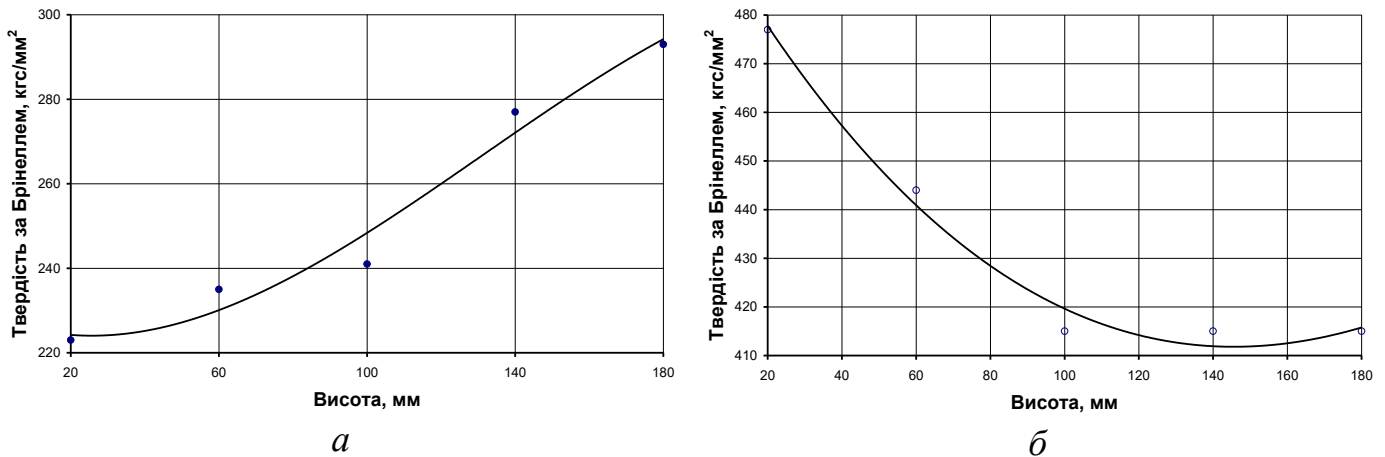


Рисунок 3.16 – Залежність твердості матеріалу функціональних шарів від висоти двомірного ЛКМ системи СЧ300-Ст3-ЧХ3: а – СЧ300; б – ЧХ3

та 17,7 %, відповідно, у той час коли a_n й δ_5 зменшилася на 44,0 % й 53,1 %, відпо-

Таблиця 3.9 – Механічні характеристики сталевих виливків

Індекс виливка	Марка сталі	Режим термічної обробки					Механічні властивості			
		гартування			відпуск		σ_b , МПа	δ_5 , %	HV , кгс/мм ²	a_n , Дж/см ²
		T_n , К	τ_{IB} , с	ГС	T_n , К	τ_{IB} , с				
001 (1)	70ХЛ	–	–	–	–	–	0546,8	9,95	362,5	25,0
002 (2)	75ХФТЛ	–	–	–	–	–	0684,7	4,67	415,4	12,5
003 (3)	75ХФТЛ	1333	1200	В + М	473	3600	1045,2	0,00	635,3	73,4

Примітки: ГС – гартуюче середовище, В – вода, М – масло

но. Покращення, у подальшому, таких механічних властивостей зносостійкої склад-

Таблиця 3.10 – Триботехнічні характеристики сталевих виливків

Індекс виливка	Марка сталі	Параметри процесу випробування					Триботехнічні властивості				
		τ_{f_3} , $\times 10^3$ с	S , $\times 10^{-1}$ см ²	n_{KT} , об./хв.	N , кгс	l , км	$i_q, \times 10^{-4}$ МП/см ² ·км·с	I_{KT} , МП/см ² ·км	I_{q_2} , МП/см ² ·км	f	
001	002	003	004	005	006	007	008	009	010	011	

Кінець таблиці 3.10

001	002	003	004	005	006	007	008	009	010	011
001 (1)	70ХЛ	6,0	5,024	1000,0	0,250	10,0	1,659	0,348	0,995	0,609
002 (2)	75ХФТЛ						1,310	0,119	0,786	0,666
003 (3)	75ХФТЛ						0,730	0,617	0,438	0,589

Примітки: КТ – контртіло, τ_f – тривалість випробування, $n_{КТ}$ – частота обертання контртіла, i_q – швидкість зносу литого зразка, $I_{КТ}$ – спрацювання матеріалу контртіла

нолегованої сталі марки 75ХФТЛ [табл. 3.9, рис. 3.17 (а, в, д, є)] як σ_e та HV було викликане їх ТО, тобто гартуванням виливка на масло та його низьким відпуском.

Оскільки, згідно ТУ 4112-78269737-001-2005, Cr-сталь марки 70ХЛ й складнолегована сталь марки 75ХФТЛ є, у першу чергу, зносостійкими матеріалами, то на практиці ці сталі використовують як конструкційні матеріали для виготовлення деталей машин і механізмів, які працюють у вузлах тертя та в умовах абразивного зношування. Приймаючи це до уваги, в рамках даної ДР було досліджено вплив мікролегування V й Ti, а також ТО на триботехнічні властивості зносостійкої Cr-сталі марки 70ХЛ. Режим ТО сталевих виливків представлено у табл. 3.9, а параметри процесу випробування дослідних матеріалів на зношування в умовах сухого тертя, як і результати поставленого експерименту (табл. 3.10), показані нижче.

З позиції трибофізики сила тертя ковзання може бути представлена у вигляді напівемпіричного рівняння, запропонованого авторами роботи [610]:

$$F_f = \frac{n_A P}{K} \int_{r_{\min}}^{r_{\max}} F(r) p(r) dr, \quad (3.6)$$

де n_A – кількість атомів на одиницю площі контакту пари тертя *Литий зразок – Контртіло*, nm^{-2} ; P – навантаження, Н; K – модуль об'ємної пружності, ГПа; r – міжатомна відстань, Å; $F(r)$ – сила зв'язку в стані міжатомної відстані, яка еквівалентна $\text{grad } E_{\text{pot}}$, Н; E_{pot} – потенційна енергія, Дж; $p(r)$ – густина ймовірності станів на міжатомній відстані, nm^{-1} .

У свою чергу, як повідомляється у Вікіпедії [611], модуль об'ємної пружності являє собою фізичну величину, що кількісно характеризує пружні властивості досліджуваного матеріалу (виливка, контртіла) за малих деформацій. Його можна визначити розрахунковим методом із співвідношення вигляду [611]:

$$K = \frac{E}{3(1-2\mu)}, \quad (3.7)$$

де E – модуль Юнга ($E = 70 \dots 74$ ГПа для Al -сплавів, $E = 190 \dots 210$ ГПа для сталей); μ – коефіцієнт Пуассона ($\mu = 0,30 \dots 0,33$ для Al -сплавів, $\mu = 0,27 \dots 0,30$ для сталей).

Величина зносу – це зміни геометричних розмірів і форми твердого тіла, які визначаються участю його речовини у формуванні трибоструктури [612]. Потік цієї речовини, усередненої за площею контакту дотичних тіл, тобто пари тертя *Литий зразок* – *Контртіло*, еквівалентний швидкості зносу піддослідного матеріалу [613]:

$$i(t) = \frac{dI(t)}{dt}, \quad (3.8)$$

де t – поточний час, с; $I(t)$ – знос матеріалу вилівка та / або контртіла, мг/(см²·км).

Приймаючи до уваги усе те, що було висвітлене раніше, можна стверджувати, що для технічних розрахунків застосування рівн. 3.6 обмежене. Виходячи із цих та інших міркувань, триботехнічні властивості матеріалу литих зразків та відповідних пар тертя були визначені за методикою, докладно описаною у розд. 2 виконаної ДР, яка (методика) набула широкого розповсюдження на практиці.

Для наглядності, як і в усіх розглянутих раніше випадках, було виконано графічну інтерпретацію результатів поставленого експерименту. Триботехнічні характеристики зносостійкої Cr -сталі марки 70ХЛ та зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ, які утворюють з конструкційною Cr -сталлю марки 40Х пару тертя, у вигляді стовпчастих гістограм [рис. 3.17 (б, г, е, ж)] показані вище.

Таким чином, вдалося експериментально довести, що мікролегування структури зносостійкої Cr -сталі марки 70ХЛ такими елементами як Ti та V покращує не лише механічні характеристики сталевих виливків, але й призводить до підвищення їх зносостійкості. Такий вплив пояснюється тим, що мікролегування сприяє подрібненню структури литих зразків, від якої, насамперед, залежать механічні та спеціальні властивості виливків. Але цього не досить. Для поліпшення структури та властивостей уже зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ, у подальшому, необхідно литі зразки піддати ТО. Результати МГА показали, що під час ТО в об'ємі сталевих виливків відбуваються складні структурні перетворення, які й визначають

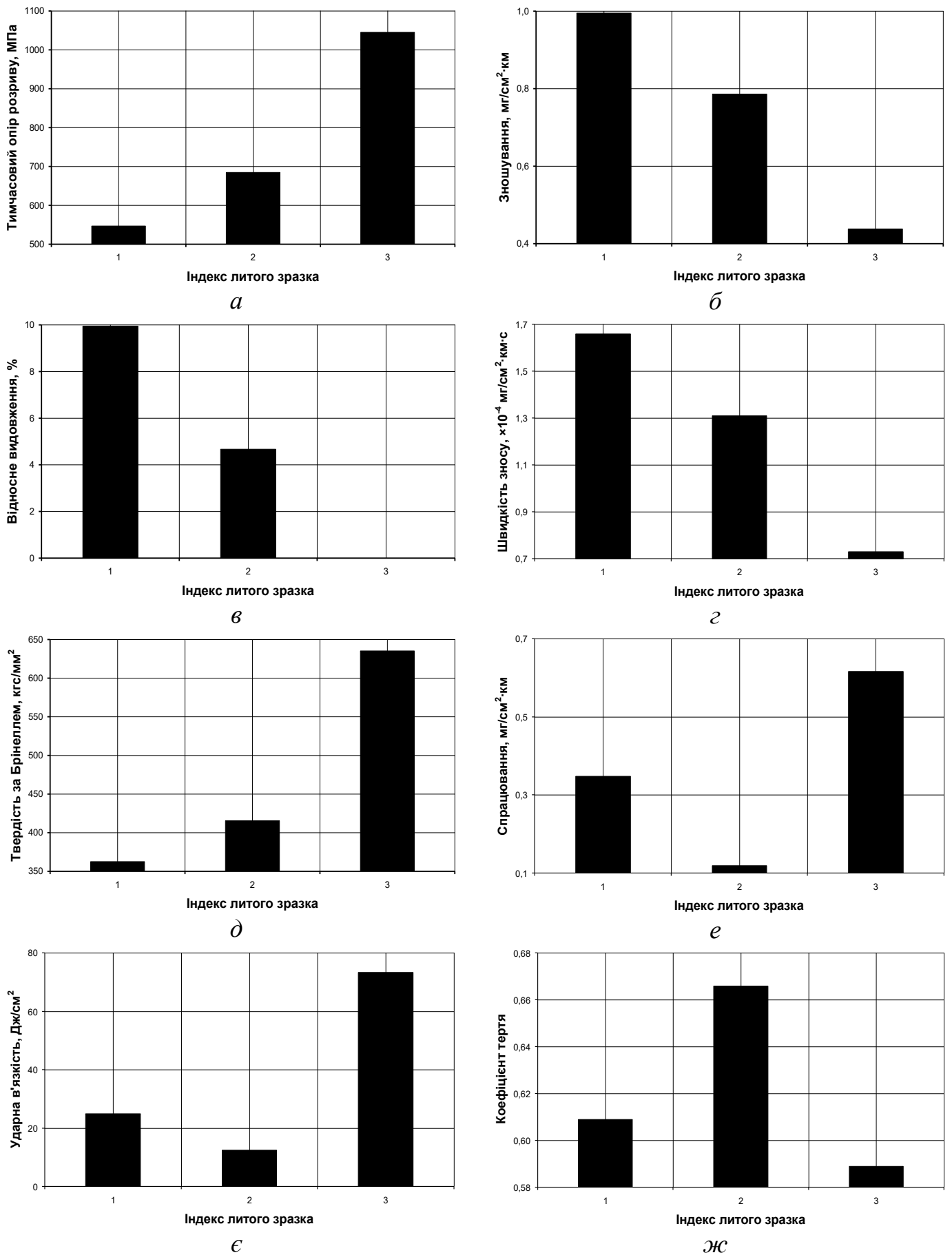


Рисунок 3.17 – Механічні (*a*, *в*, *д*, *е*) й триботехнічні (*б*, *г*, *е*, *ж*) властивості литих зразків: 1 – 70ХЛ; 2 й 3 – 75ХФТЛ до і після ТО, відповідно

механічні та, у першу чергу, триботехнічні характеристики зносостійкої складнолегированої сталі марки 75ХФТЛ. Ці перетворення зводяться до того, що в процесі ТО в структурі піддослідного матеріалу виділяється така метастабільна фаза як А, який під час експлуатації деталі перетворюється в мартенсит деформації.

3.3 Механізм процесу інокулювання залізвуглецевих сплавів

Механізм процесу інокулювання *Fe-C*-сплавів, у першу чергу, криється у теплофізичній та фізико-хімічній взаємодії матеріалу ДНГМ з матричним розплавом. Внаслідок такої взаємодії тверді частки ДІ попадають безпосередньо із ДНГМ до розплаву сталі або чавуну. Крім того, фізико-хімічну взаємодію, що відбувається у системі *Fe-C-розплав – ГМ – ДІ – ЛФ*, можна пояснити за допомогою фізичної моделі ЛГМ-процесу з поправкою на ДНГМ, яка наглядно представлена на рис. 1.7 й докладно описана у підрозд. 1.3 автором виконаної ДР.

Після термічної деструкції пінополістиролової ГМ й переходу часток ДІ до матричного розплаву, утворюється термодинамічна система *Fe-C-розплав – ДІ*, у якій величина міжфазної енергії визначається різницею хімічних потенціалів її складових. Вирівнювання цих потенціалів в часі протікає досить повільно [49]. А відтак, на певному відрізку поточного часу можна говорити про квазірівноважний стан, а взаємодію компонентів цієї системи описувати за допомогою рівняння Юнга – Дюпре [169], яке у даному випадку матиме наступний вигляд:

$$W_{[Me-ДІ]}^a = \sigma_{[Me-ДІ]} (1 + \cos \theta_{[Me-ДІ]}), \quad (3.9)$$

де $W_{[Me-ДІ]}^a$ – робота адгезії часток ДІ до матричного розплаву, Дж/м²; $\sigma_{[Me-ДІ]}$ – міжфазний натяг на межі розділу фаз, що дотикаються, тобто *Me-розплав – ДІ*, Н/м; $\theta_{[Me-ДІ]}$ – краєвий кут змочування часток ДІ матричним розплавом, рад.

Така система, з позиції колоїдної хімії та хімії розчинів, являє собою грубодисперсну колоїдну систему (завись), у якій (якому) тверді частки ДІ знаходяться в матричному *Fe-C*-розплаві у зваженому стані. Ці частки, за умови відсутності гідродинамічних й конвективних потоків в об'ємі металічної ванни, під час руху проходять значний шлях, пересуваючись, у результаті, в певному напрямку лише на незначну

відстань. Залежність переміщення частки ДІ в розплаві сталі або чавуну від часу може бути описана рівнянням Ейнштейна – Смолуховського [574]:

$$\Delta_{[Fe-C]}^{ДІ} = \sqrt{2 \tau D_{[Fe-C]}^{ДІ}}, \quad (3.10)$$

де τ – поточний час, с; $D_{[Fe-C]}^{ДІ}$ – коефіцієнт дифузії макрочастки ДІ у матричному колоїдному розплаві, м²/с.

Якщо частки ДІ мають сферичну форму, то коефіцієнт їх дифузії у матричному *Me*-розплаві може бути описаний співвідношенням Стокса – Ейнштейна [574]:

$$D_{[Fe-C]}^{ДІ} = \frac{k T_{[Me-ДІ]}}{6 \pi r_{ДІ} \eta_{[Me-ДІ]}}, \quad (3.11)$$

де k – стала Больцмана, $k = 1,380662 \cdot 10^{-23}$ Дж/К [478, 479]; $T_{[Me-ДІ]}$ – температура системи *Me*-розплав – ДІ, К; $r_{ДІ}$ – радіус макрочастки ДІ, $\times 10^{-6}$ м; $\eta_{[Me-ДІ]}$ – динамічна в'язкість колоїдного розплаву, Па·с.

Відношення гідродинамічного опору матричного розплаву сталі або чавуну відносному руху твердих макрочасток ДІ до дії сили тяжіння характеризується критерієм Фруда, який, у нашому випадку, має такий вигляд [575]:

$$Fr_0 = \frac{\zeta \rho_{ДІ} u_0^2}{g r_{ДІ} (\rho_{Me} - \rho_{ДІ})}, \quad (3.12)$$

де ζ – коефіцієнт гідродинамічного опору матричного *Me*-розплаву; u_0 – відносна швидкість руху твердих макрочасток ДІ в матричному *Me*-розплаві, м/с; g – прискорення вільного падіння, $g = 9,80665$ м/с² [478, 479]; ρ_{Me} , $\rho_{ДІ}$ – густини, відповідно, матричного *Me*-розплаву й матеріалу ДІ, кг/м³.

Проте, в умовах реальної ЛФ під дією *grad T* виникають конвективні, а також, зумовлені гідродинамікою процесу формозаповнення, турбулентні потоки. Оскільки турбулентні потоки надто слабкі, то ними можна знехтувати, а відтак масоперенесення ДІ в об'ємі матричного розплаву носить конвективний характер, а зміна конвективного потоку макрочасток ДІ в рідкому металі описується диференціальним рівн. 3.33 конвективної дифузії [476], яке у нашому випадку має вигляд:

$$-\frac{\partial}{\partial x} \left(v_{Me}^{LF} C_{DI}^{Me} S \right) dxdf = v_{Me}^{LF} C_{DI}^{Me} S df - \left(v_{Me}^{LF} + \frac{\partial v_{Me}^{LF}}{\partial x} dx \right) \left(C_{DI}^{Me} + \frac{\partial C_{DI}^{Me}}{\partial x} dx \right) \left(S + \frac{\partial S}{\partial x} dx \right), \quad (3.13)$$

де x – координата лінійного простору, м; v_{Me}^{LF} – швидкість течії матричного Me -розплаву у “порожнині” ЛФ, м/с; C_{DI}^{Me} – концентрація твердих макрочасток ДІ у матричному Me -розплаві, кг/м³; S – відносна кількість матричного Me -розплаву у двофазній зоні; f – площа поперечного перерізу ЛФ у напрямку, перпендикулярному конвективному потоку матричного Me -розплаву, м².

Одночасно, взаємодія часток ДІ з матричним $Fe-C$ -розплавом являє собою складний теплофізичний процес, за якого відбувається намерзання гарнісажу на поверхні «холодної» частки ДІ, нагрівання цього гарнісажу до T_{m1} , його плавлення і перегрівання до температури матричного розплаву. Після «звільнення» поверхні часток ДІ від гарнісажу відбувається їх нагрівання до температури плавлення феросплаву, плавлення й перегрівання до температури матричного $Fe-C$ -розплаву. Динаміка плавлення твердої частки ДІ докладно описана у підрозд. 1.3 цієї ж роботи. На ці процеси накладаються також фізико-хімічні процеси розчинення ЛЕ чи ЕМ, які входять до складу ДІ, та їх розподіл у рідкому металі.

Остаточне засвоєння ЛЕ й ЕМ матричним розплавом у подальшому відбувається завдяки молекулярній дифузії, що має місце в об’ємі металічної ванни. Це можна описати за допомогою II закону Фіка [478, 479], який, у нашому випадку, має вигляд:

$$\frac{\partial C_{DI}^{Me}}{\partial \tau} = D_{[Fe-C]}^{DI} \frac{\partial^2 C_{DI}^{Me}}{\partial x^2}, \quad (3.14)$$

а коефіцієнт дифузії ЕМ або ЛЕ у Me -розплаві [574] можна знайти за форм. 3.11.

3.4 Висновки до розділу 3

У результаті дослідження закономірностей розподілу домішок ЕМ та ЛЕ у рідких і твердіючих $Fe-C$ -сплавах та їх впливу на мікроструктуру, механічні й триботехнічні властивості досліджуваних виливків, яке необхідно було провести для підтвердження ефективності модифікування та легування структури сірого чавуну дисперсними феросплавами, вдалося експериментально довести, що:

1. Показники засвоєння дисперсного феросиліцію марки ФС75, якими є кон-

центрація Si у чавуні й коефіцієнт його засвоєння рідким металом, змінюються у контрольній площині литих зразків, а відтак залежать від гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу, а також фізико-хімічних і теплофізичних процесів, що протікають у системі *Fe-C-розплав – ГМ – ДІ – ЛФ*.

2. На коефіцієнт засвоєння Si матричним *Me*-розплавом впливає не лише концентрація цього ЕМ у сірому чавуні марки СЧ300, але й вміст дисперсного феросиліцію марки ФС75, імплантованого до ГМ.

3. Мікроструктура чавунних виливків залежить від довжини і висоти литих зразків, а також місця підведення матричного розплаву до «порожнини» ЛФ.

4. Показники засвоєння Si рідким металом впливають на основні параметри мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300, якими є кількості П, Ф, Fe_3C та ПГ, а також довжина включень ПГ.

5. Формування твердості матеріалу досліджуваних виливків відбувається, перш за все, під впливом гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу.

6. Твердість матеріалу литих зразків залежить, у першу чергу, від коефіцієнта засвоєння Si матричним розплавом та умов його кристалізації.

7. Мікроструктура сірого чавуну марки СЧ300 у контрольній площині досліджуваних виливків визначає твердість конструкційного матеріалу.

8. Концентрація Si у чавуні та коефіцієнт його засвоєння *Fe-C*-розплавом, параметри мікроструктури і твердість литих зразків залежать, насамперед, від таких технологічних параметрів ЛГМ-процесу як:

- а) вміст дисперсного феросиліцію марки ФС75, імплантованого до ГМ;
- б) густина модельного матеріалу, тобто пінополістиролу;
- в) швидкість формозаповнення;
- г) температура заливання.

9. За допомогою ДНГМ на прикладі конопаткового стабілізованого *Si*-порошку марки ПМС-К, дисперсного ферохрому марки ФХ650А, подрібненого комплексного сфероїдизуючого модифікатора марки ФСМг7, дисперсних ферованадію марки ФВд40У0,75 і феротитану марки ФТи70С1 можна здійснювати модифікування й легування *Fe-C*-сплавів іншими феросплавами, а також одержати двомір-

ний ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3*.

10. Сірий чавун марки *СЧ250* з перлітно-феритною основою, сірий чавун феритно-перлітного класу марки *СЧ200* із вкрапленнями структурно вільної *Si*, жаростійкий *Cr*-чавун марки *ЧХ1*, високоміцний чавун марки *ВЧ500-7*, зносостійка складнолегована сталь марки *75ХФТЛ*, а також двомірний ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3* мають оптимальну мікроструктуру і номінальну твердість.

11. Мікроструктура, механічні й триботехнічні характеристики зносостійкої *Cr*-сталі марки *70ХЛ* залежать не лише від мікролегування такими елементами як *Ti* та *V*, а й від режиму ТО придатного литва.

12. Твердість кожного функціонального шару двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3* змінюється по висоті литих зразків, тобто залежить, у результаті, від гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу та умов кристалізації матричного розплаву.

13. Кількість присадки, яка потрапляє до металічної ванни із ДНГМ, визначається величиною співвідношення робіт адгезії цієї присадки до РФ продуктів термодеструкції пінополістиролу й рідкого *Me*, а її розподіл в об'ємі піддослідного виливка зумовлений циркуляційними потоками, що виникають у товщі *Fe-C*-розплаву.

14. Інтенсивність циркуляційних, тобто зумовлений *grad T* конвективних й гідродинамікою процесу формозаповнення турбулентних потоків, які виникають у матричному *Me*-розплаві, а також умови кристалізації литих зразків, можна регулювати величиною технологічних і металургійних параметрів ЛГМ-процесу.

Крім того, при виконанні цієї ДР було розкрито механізм процесу інокулювання розплавів сталі й чавуну дисперсними феросплавами, тобто феросиліцієм марки *ФС75*, комплексним сфероїдизуючим модифікатором марки *ФСМг7*, ферохромом марки *ФХ650А*, ферованадієм марки *ФВд40У0,75* та феротитаном марки *ФТи70С1*, а також конопатковим стабілізованим *Si*-порошком марки *ПМС-К*. Необхідні висновки і пояснення було зроблено з позиції загальної металургії та металургії чавуну, фізико-хімії металургійних процесів, класичної теорії кристалізації, загальної й неорганічної хімії та інших фундаментальних наук. Водночас були використані також уже відомі на сьогоднішній день фізичні й математичні моделі ЛГМ-процесу (рис. 1.4, 1.7), та інший наглядний матеріал.

РОЗДІЛ 4

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА УМОВИ ФОРМУВАННЯ МЕХАНІЧНИХ І ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИТИХ ЗРАЗКІВ ІЗ СПЛАВІВ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ, АРМОВАНИХ ДИСПЕРСНИМ ІНТЕРМЕТАЛІДОМ FeCr

4.1 Дослідження ефективності армування ливарних сплавів кольорових *Me* дисперсним інтерметалідом *FeCr*

На прикладі поршневого *Al*-сплаву марку АК12М2МгН та ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 експериментально доведено, що ефективність композиційного зміцнення ливарних сплавів кольорових *Me* дисперсним інтерметалідом *FeCr*, насамперед, визначається мікроструктурою композитних виливків (рис. 4.1), отриманих на їх основі. Критеріями оцінки мікроструктури, у першу чергу, є дисперсність і питома кількість включень інтерметалідної АФ. Від цих показників, передусім, залежать механічні й спеціальні, зокрема, триботехнічні властивості литих зразків.

Показниками ефективності армування сплавів на основі *Al* та *Cu* може бути мікротвердість σ -фази й *Me*-матриці композитних виливків, а також технологічні параметри ЛГМ-процесу, які у подальшому формують їх механічні та спеціальні характеристики. Результати проведення таких досліджень наведені далі за текстом.

Доцільність композиційного зміцнення ливарного *Al*-сплаву марку АК12М2МгН дисперсним інтерметалідом *FeCr*. Основними критеріями оцінки ефективності композиційного зміцнення поршневого *Al*-сплаву марку АК12М2МгН дисперсним інтерметалідом *FeCr*, якими обмежились при виконанні даної ДР, крім МГА зразків [рис. 4.1 (а, в)] нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* і базового *Al*-сплаву марку АК12М2МгН, послужили зміна мікротвердості структурних складових матеріалу досліджуваного й контрольного виливків по висоті, а також хімічний склад АФ та *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* до і після армування. Обговорення результатів незалежних експериментів будуть представлені нижче.

Металографічний аналіз ЛКМ системи *Al-FeCr* й базового *Al*-сплаву марку АК12М2МгН. МГА матеріалу досліджуваного виливка показав, що морфологія евтектичних та інших виділень і включень [рис. 4.1 (в)] по висоті литого зраз-

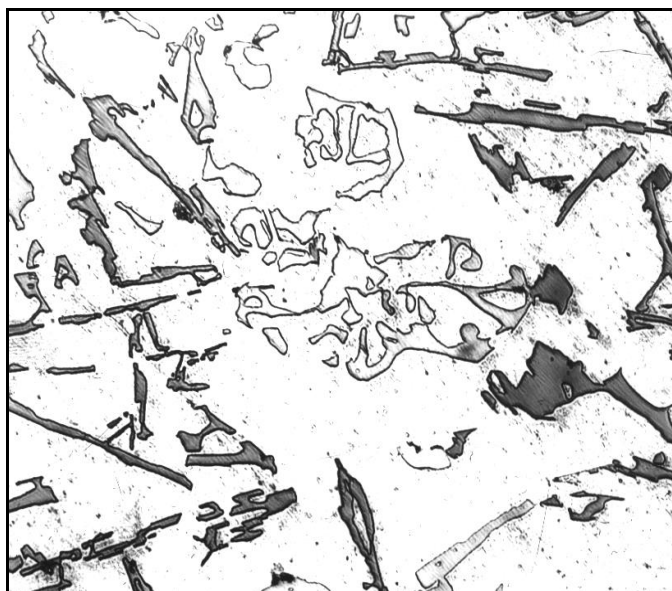
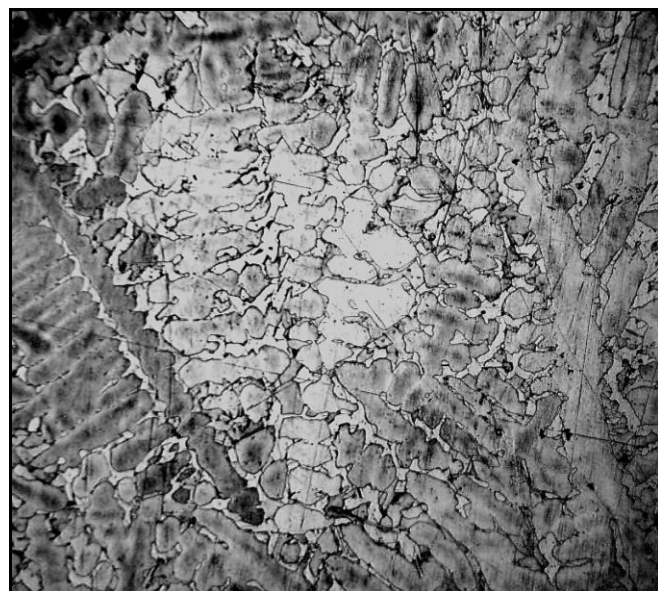
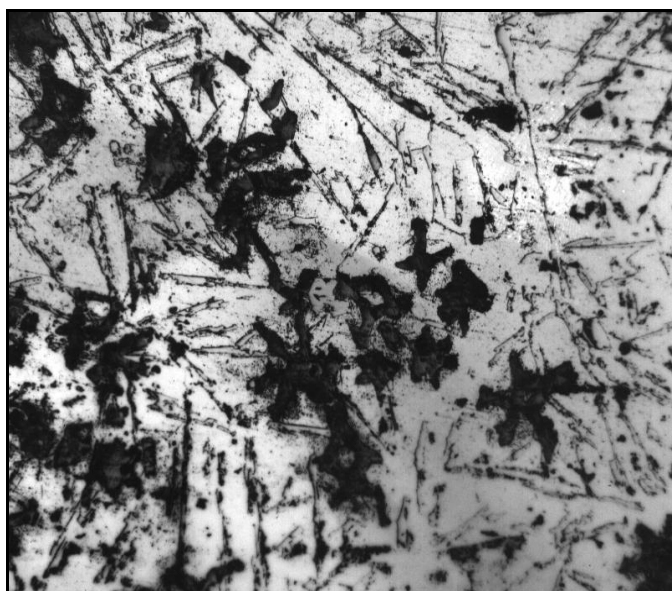
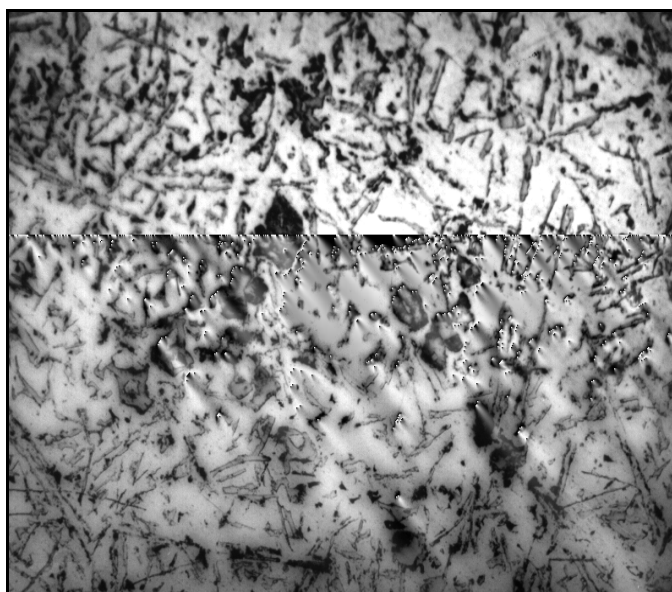
*a**б**в**г**д*

Рисунок 4.1 – Мікроструктура [$\times 100$ (*a*, *в*, *д*); $\times 250$ (*б*, *г*)] матеріалу досліджуваних литих зразків: *a* – ливарний алюмінієвий (поршневий) сплав марки АК12М2МгН ДСТУ 2839:1994; *б* – ливарна Si-латунь марки ЛЦ16К4 ГОСТ 17711-93; *в* – нульмірний ЛКМ системи Al-FeCr; *г* – нульмірний ЛКМ системи Cu-FeCr; *д* – двошарова ЛАК системи АК12М2МгН – Al-FeCr

ка в усіх темплетях майже однакова. На фоні *Al*-твердого розчину (світле поле) спостерігається *Si*-евтектика у вигляді голок різної величини сірого кольору. Після травлення забарвлення цих голок не змінюється. Зустрічаються також поодинокі вклучення кристалів *Si* та евтектика α -*CuAl*₂ у вигляді вклучень світло-сірого кольору із чорними вкрапленнями, які також не змінюють свого забарвлення після травлення металографічних шліфів. Домінуюче місце серед виділень і вклучень, про що йдеться у даному описі, займають вклучення інтерметаліду *FeCr*, більш відомого у сплавах системи *Fe-Cr* як σ -фаза. Ці вклучення виділяються на фоні *Al*-матриці у вигляді хмароподібних скупчень кристалів неправильної форми білуватого кольору, які після травлення набувають світло-брунатного забарвлення, що дає підстави для припущення про наявність у складі АФ таких елементів як: *Al, Fe, Cr, Cu, Mg*.

Топографія евтектичних та інших виділень і вклучень у кожному із окремо взятих темплетів, вирізаних по висоті зразка нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, дещо відрізняється між собою. Зокрема, топографія мікроструктури металографічного шліфа, показаного на рис. 4.1 (в), є характерною для усього композитного виливка: кремниста голкоподібна евтектика розподілена рівномірно у полі цього шліфа та однакової дисперсності; мають місце грубодисперсні вклучення σ -фази, які також рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа.

МГА основи базового *Al*-сплаву марки АК12М2МгН показав, що морфологія евтектичних та інших виділень і вклучень [рис. 4.1 (а)] по висоті литого зразка в усіх темплетях також однакова та ідентична матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. На фоні світлого твердого розчину на основі *Al* спостерігається *Si*-евтектика голкоподібного типу однакової дисперсності, яка розподілена рівномірно у полі металографічного шліфа. Після травлення ця евтектика в основі базового *Al*-сплаву марки АК12М2МгН веде себе так само, як й у *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Як і в об'ємі усього контрольного виливка, зустрічаються окремі вклучення первинних кристалів *Si*, а також евтектика α -*CuAl*₂ у вигляді вклучень світло-сірого кольору. Суттєва відмінність полягає у тому, що дисперсність усіх евтектичних виділень та вклучень, які мають місце в основі базового *Al*-сплаву марки АК12М2МгН, значно нижча чим у матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*.

Залежність мікротвердості структурних складових нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ та основи контрольного Al -сплаву марки АК12М2МгН від висоти литих зразків. Експериментально доведено, що мікротвердість структурних складових композитного виливка (табл. 4.1) та основи контрольного Al -сплаву марки АК12М2МгН не є сталими по висоті литих зразків. Шляхом графічної інтерпретації результатів поставленого експерименту, наведених у табл. 4.1, було досліджено характер залежності Me -матриці й інтерметалідної АФ нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, а також основи базового Al -сплаву марки АК12М2МгН (рис. 4.2) від висоти досліджуваного та контрольного литих зразків, відповідно.

При цьому також встановлено, що на висоті від 25 мм до 150 мм мікротвердість АФ композитного виливка зменшується. Подальше зростання висоти литого зразка призводить до того, що уже на висоті 275 мм мікротвердість АФ нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ є максимальною. Мікротвердість інтерметалідної АФ на висоті 225 мм – мінімальна й, фактично, становить 4,120 ГПа. У точці, яка відповідає 275 мм по висоті литої заготовки, мікротвердість АФ нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ досягає максимального значення, що еквівалентно 9,250 ГПа.

Як з'ясувалося, мікротвердість Me -матриці композитного виливка також змінюється по мірі того як змінюється його висота. На інтервалі від 25 мм до 125 мм показник, зазначений вище, збільшується від 0,610 ГПа до 2,320 ГПа. Подальше зростання висоти литої заготовки призводить до того, що на висоті 275 мм мікротвердість Me -матриці нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ становить 1,255 ГПа.

Проведені дослідження показали, що висота контрольного виливка впливає на мікротвердість основи поршневого Al -сплаву марки АК12М2МгН. На відміну від структурних складових композитного виливка графік залежності мікротвердості основи базового Al -сплаву марки АК12М2МгН від висоти литої заготовки точок перегину не має. Мікротвердість структурної складової, що розглядається, по мірі збільшення висоти композитного виливка плавно зростає, а саме від 0,642 ГПа (на висоті 25 мм) до 0,824 ГПа (у точці, що відповідає 275 мм).

У результаті математичної обробки масиву експериментальних даних, тобто апроксимації відповідних співвідношень фізичних величин (табл. 4.1), заданих у та-

Таблиця 4.1 – Мікротвердість матеріалу по висоті литих зразків

Позиція	Матеріал виливка	Індекс темплета	Мікротвердість, ГПа	
			<i>Me</i> -матриця	армуюча фаза
001	нульмірний ЛКМ системи <i>Al-FeCr</i>	1-A	1,255	9,250
		2-A	1,260	4,120
		3-A	1,370	6,750
		4-A	2,320	6,450
		5-A	0,715	5,500
		6-A	0,610	6,450
002	ливарний <i>Al</i> - сплав АК12М2МгН ДСТУ 2839:1994	1-A	0,824	–
		2-A	0,724	–
		3-A	0,683	–
		4-A	0,642	–
		5-A	0,724	–
		6-A	0,642	–

бличній формі, були виведені емпіричні рівн. Б.68...Б.70, які аналітично описують вплив висоти литої заготовки на мікротвердість, відповідно, інтерметалідної АФ та *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, а також основи поршневого *Al*-сплаву марки АК12М2МгН.

Таким чином, зростання висоти литого зразка викликає збільшення мікротвердості АФ нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, що й було відзначено раніше. Це можна пояснити тим, що інтерметалід *FeCr*, як термічно нестійка хімічна сполука, у процесі заповнення ЛФ матричним розплавом частково дисоціює на вихідні продукти, тобто *Fe* та *Cr*, що і призводить до зниження такої важливої характеристики АФ як її мікротвердість. Оскільки, при нижньому бічному підведенні *Me*-розплаву до «порожнини» ЛФ, температура рідкого металу й тривалість його контакту із σ -фазою, по мірі зростання висоти досліджуваного виливка, поступово зменшуються, то і зменшується ступінь термічної дисоціації часток інтерметалідної АФ.

Вплив висоти литого зразка на мікротвердість *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* – незначний, і пояснюється зміною щільності металу по висоті

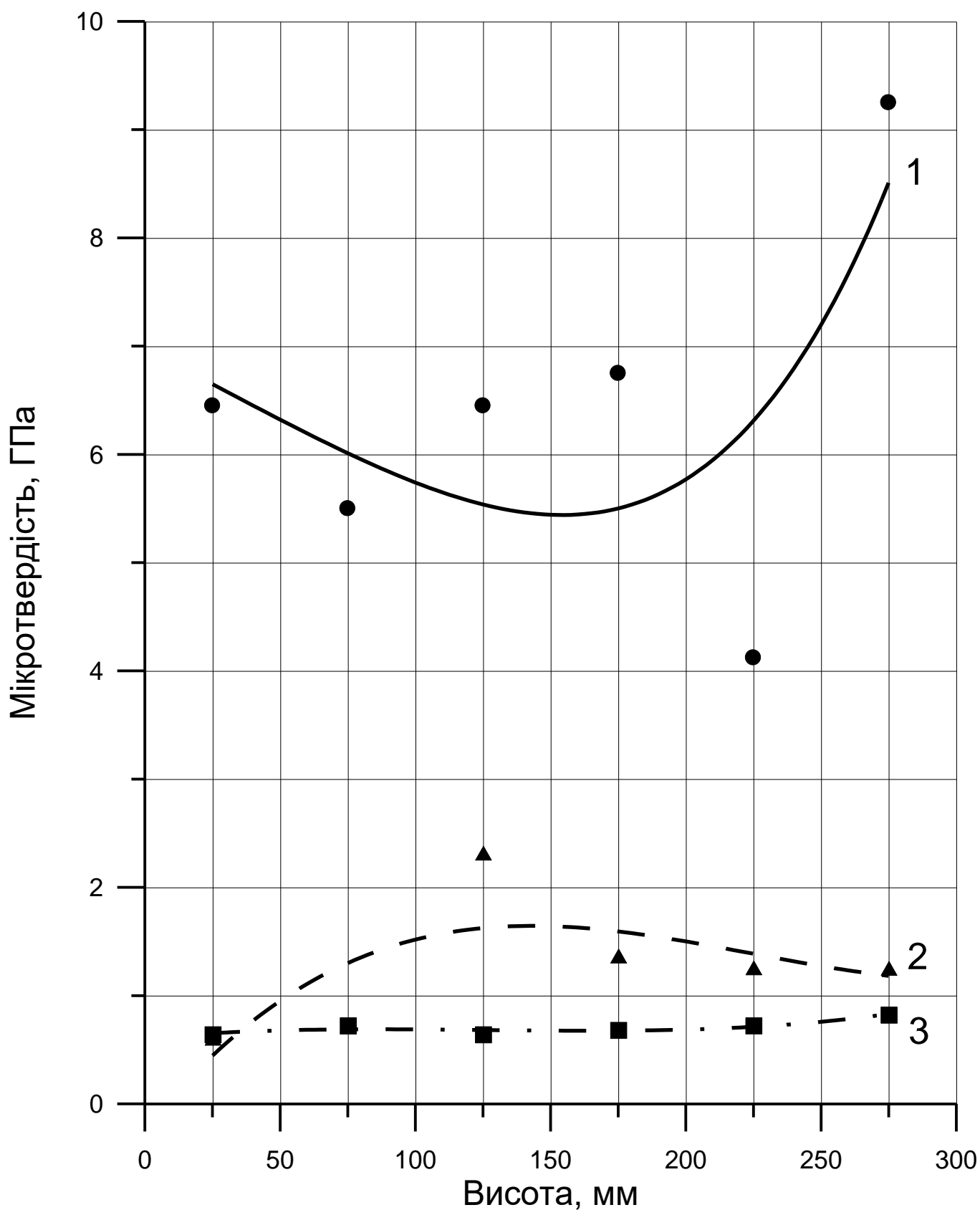


Рисунок 4.2 – Вплив висоти досліджуваного виливка на мікротвердість структурних складових нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ (1, 2) й ливарного Al -сплаву марки АК12М2МгН (3): 1 – армуюча фаза; 2, 3 – Me -матриця

досліджуваного виливка, яка обумовлена різноманітним характером протікання кристалізаційних процесів. Ці процеси можуть бути різними в залежності від питомої кількості та середньої дисперсності включень інтерметаліду $FeCr$, які також можуть залежати від висоти литого зразка. Перерозподіл питомої кількості й дисперсності включень інтерметалідної АФ в об'ємі такого виливка відбувається під дією конвективних та гідродинамічних потоків, що мають місце у «порожнині» ЛФ.

Залежність мікротвердості основи базового Al -сплаву марки АК12М2МгН від висоти литого зразка, на перший погляд, настільки незначна, що нею можна знехтувати. Разом із тим, якщо придивитись уважніше, то можна помітити тенденцію до збільшення мікротвердості основи поршневого Al -сплаву марки АК12М2МгН, викликану зростанням висоти контрольного виливка. Як і в попередньому випадку, ця залежність пояснюється, насамперед, різними умовами протікання процесу кристалізації матричного Al -розплаву у тих чи інших точках об'єму литого зразка.

Варто зазначити, що мікротвердість Me -матриці нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ є набагато вищою ніж мікротвердість основи базового Al -сплаву марки АК12М2МгН. Цей факт пояснюється зміцнюючим впливом σ -фази на Me -матрицю нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$. У даному випадку частки інтерметалідної АФ виступають, одночасно, і в ролі модифікатора II роду, який покращує кристалічну структуру базового Al -сплаву марки АК12М2МгН і, як наслідок того, поліпшує також його фізико-механічні й триботехнічні властивості.

Визначення характеру зв'язку між армуючою фазою та матрицею нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$. Експериментально доведено (табл. 4.2), що концентрація основних хімічних елементів в АФ й Me -матриці нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ практично не відрізняється від концентрації тих самих хімічних елементів в інтерметаліді $FeCr$ та ливарному Al -сплаві марки АК12М2МгН до армування. Такими елементами у базовому Al -сплаві й нульмірному ЛКМ системи $Al-FeCr$, перш за все, слід вважати: $Al, Si, Mg, Cu, Mn, Ni, Ti, Fe, Cr, Mo, W$.

Графічна інтерпретація результатів РСМА (табл. 4.2), яка наглядно представлена у вигляді стовпчастої гістограми (рис. 4.3) дозволила з'ясувати як змінюється хімічний склад Al -матриці та інтерметалідної АФ нульмірного ЛКМ системи $Al-$

Таблиця 4.2 – Хімічний склад структурних складових нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*

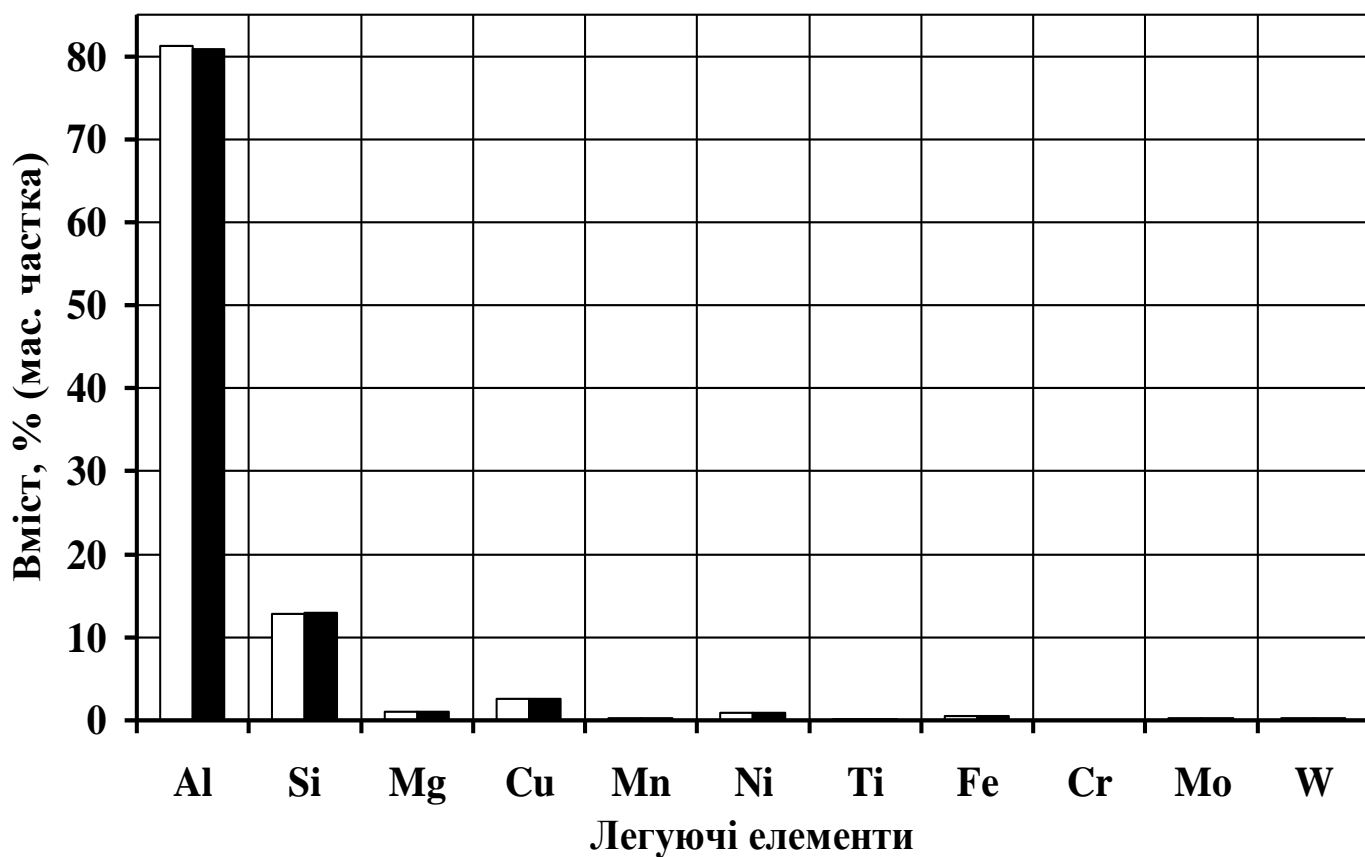
Позиція	Структурна складова	Період аналізу	Легуючі елементи, % (мас. частка)										
			<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>W</i>
1	матриця	до армування	81,245	12,835	1,045	2,585	0,301	0,852	0,128	0,475	0,025	0,265	0,244
		після армування	80,887	12,988	1,063	2,651	0,304	0,879	0,139	0,528	0,040	0,273	0,253
2	армуюча фаза	до армування	0,598	0,005	0,520	0,125	1,014	0,252	0,290	55,109	40,134	0,659	1,296
		після армування	0,056	2,455	0,015	0,019	0,063	0,039	0,234	58,451	36,895	1,485	0,068

FeCr до і після процесу армування. Так, наприклад, вміст *Al* у *Me*-матриці до армування становить 81,245 % (мас. частка), а після – 80,887 % (мас. частка). Концентрація *Si* в *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* до й після армування, відповідно, становить 12,835 % (мас. частка) й 12,988 % (мас. частка). Вміст *Cu*, яка входить до складу *Al*-матриці, змінюється від 2,585 % (мас. частка) до армування до 2,651 % (мас. частка) після армування. Концентрація *Fe* та *Cr*, що є основними складовими σ -фази, тобто інтерметаліду *FeCr*, до й після армування, відповідно, набуває таких значень, % (мас. частка) як: *Fe* – 55,109 й 58,451; *Cr* – 40,134 й 36,895.

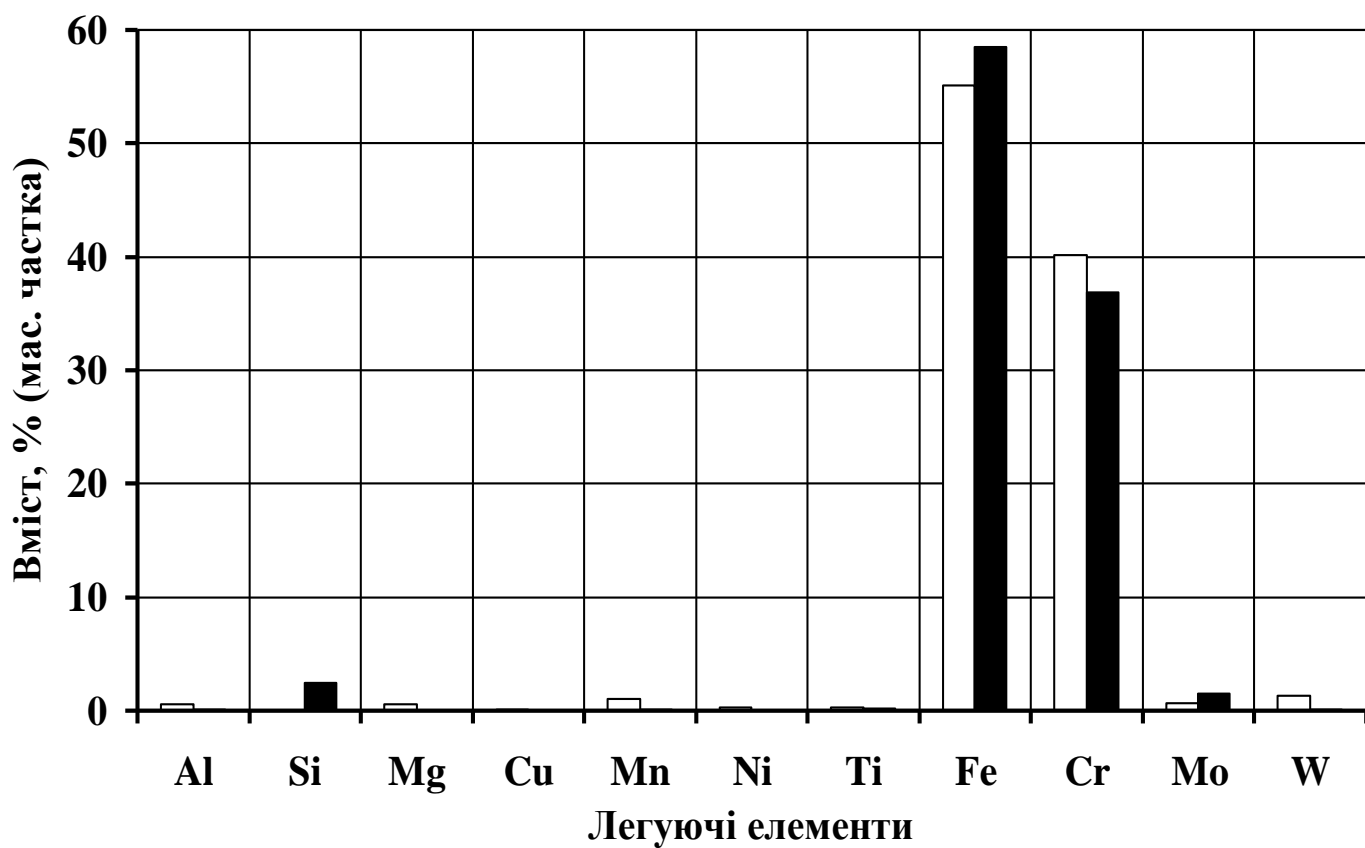
Таким чином, напрошується попередній висновок, що компоненти інтерметалідної АФ та *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* у хімічну взаємодію між собою не вступають. А це, попередньо, говорить про те, що зв'язок σ -фази з *Al*-матрицею досліджуваного композиту носить, переважно, адгезійний характер. Незначну різницю у хімічному складі, що існує між структурними складовими композитного виливка, можна пояснити, насамперед, можливим протіканням дифузійних процесів, а також наявністю похибки у даній методиці процесу вимірювання.

Дослідження можливості одержання двошарової ЛАК системи *AK12M2MgH – Al-FeCr*. В процесі виконання цієї ДР було вивчено також можливість отримання двошарової ЛАК системи *AK12M2MgH – Al-FeCr*. Результати МГА [рис. 4.1 (д)] підтвердили наявність в структурі литого зразка чіткої межі розділу між очікуваними різнорідними шарами. Проте, подальші дослідження мікроструктури композитного виливка показали, що ця межа, де-факто, уявна, та утворилася вона внаслідок склеювання ДНГМ із ГМ без присадки. Аналіз мікроструктури отриманої конструкції дозволив виявити обабіч такої межі розділу грубодисперсні включення σ -фази [рис. 4.1 (д)], і таким чином спростував можливість отримати двошарову ЛАК системи *AK12M2MgH – Al-FeCr* шляхом безпосереднього склеювання ДНГМ із ГМ без присадки. Результати МГА також дозволили з'ясувати, що тонкий шар клею між ГМ не може забезпечити у майбутньому існування в межах одного виливка шару нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та шару поршневого *Al*-сплаву марки *AK12M2MgH* з вузькою перехідною зоною між ними.

Доцільність інокулювання ливарної *Si*-латуні марки *ЛЦ16К4* дисперсним



a



б

Рисунок 4.3 – Хімічний склад *Me*-матриці (а) та армуючої фази (б) ЛКМ системи *Al-FeCr*: білий стовпчик – до армування; чорний стовпчик – після армування

інтерметалідом $FeCr$. Основними критеріями оцінки ефективності інокулювання ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 дисперсним інтерметалідом $FeCr$ є параметри мікроструктури матеріалу досліджуваного [рис. 4.1 (б)] й контрольного [рис. 4.1 (з)] литих зразків, які визначають їх механічні й триботехнічні характеристики. Крім того, показником ефективності армування латунних виливків може слугувати хімічний склад піддослідних матеріалів до і після процесу інокулювання, про що мова піде далі.

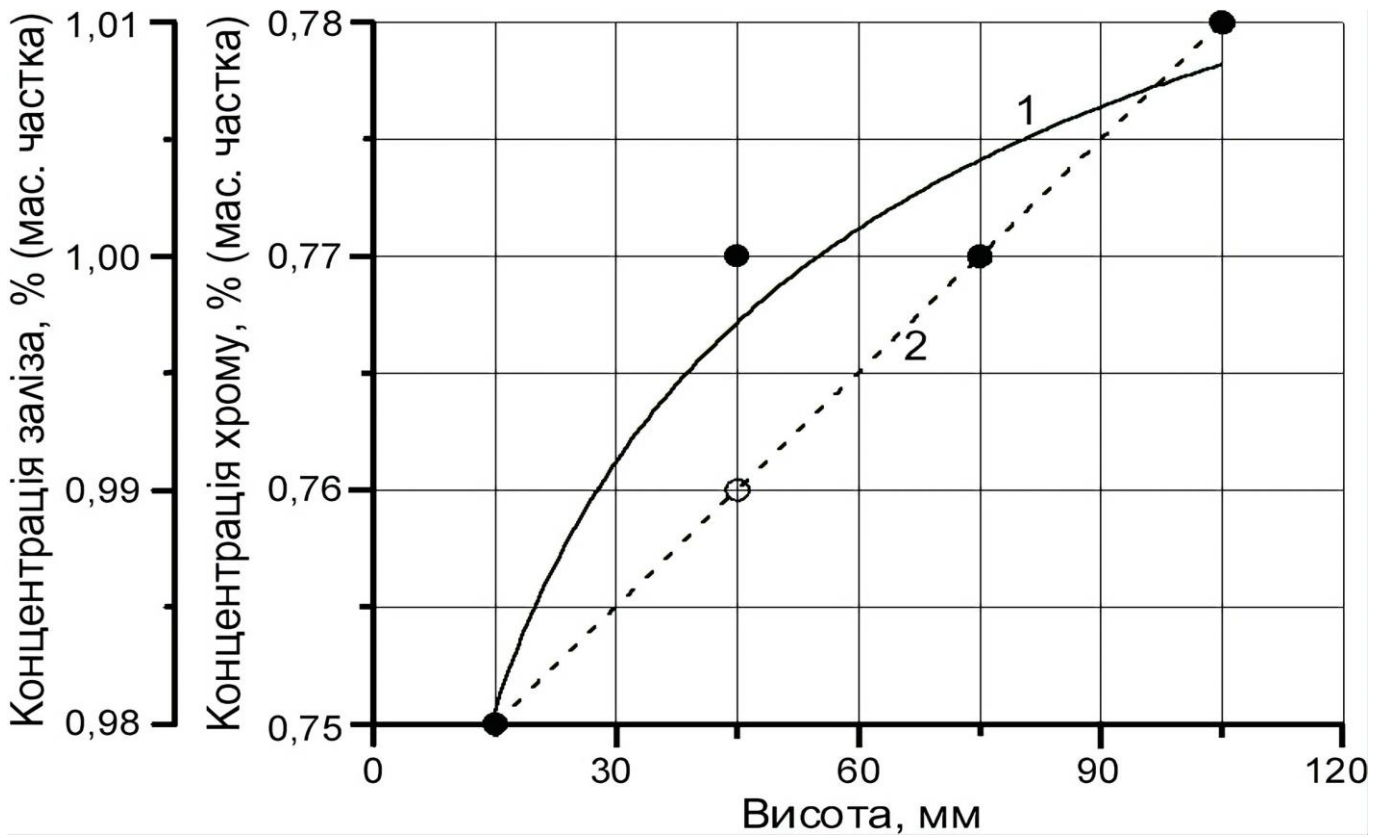
Мікроструктура ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 до й після інокулювання дисперсним інтерметалідом $FeCr$. Результати МГА показали, що мікроструктура контрольного виливка [рис. 4.1 (б)] є характерною для мікроструктури ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4. Світле поле металографічних шліфів є α -твердим розчином складного хімічного складу, а світлі включення неправильного обрису це евтектоїд $\alpha + \gamma$. Основою даного евтектоїду є γ -фаза, тобто хімічна сполука з металічним типом зв'язку Cu_5Si , у той час коли темна складова це α -фаза. Підвищений вміст цього евтектоїду пояснюється неврівноваженістю сплавів, що розглядаються. МГА композитного виливка [рис. 4.1 (з)] дозволив виявити в полі металографічного шліфа включення σ -фази, які подрібнюють структуру основи ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4, що є ознакою мікроструктури нульмірного ЛКМ системи $Cu-FeCr$.

Показники засвоєння дисперсного інокулятора $Cu-Zn$ -матричним розплавом. Дослідження, спрямовані на визначення хімічного складу ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 (табл. 4.3), дозволили з'ясувати, що крім основних компонентів у підрослідному сплаві присутні ще й такі елементи як Fe та Cr . Результати РФА показали, що концентрації Fe й Cr (табл. 4.3) змінюються по висоті композитного виливка.

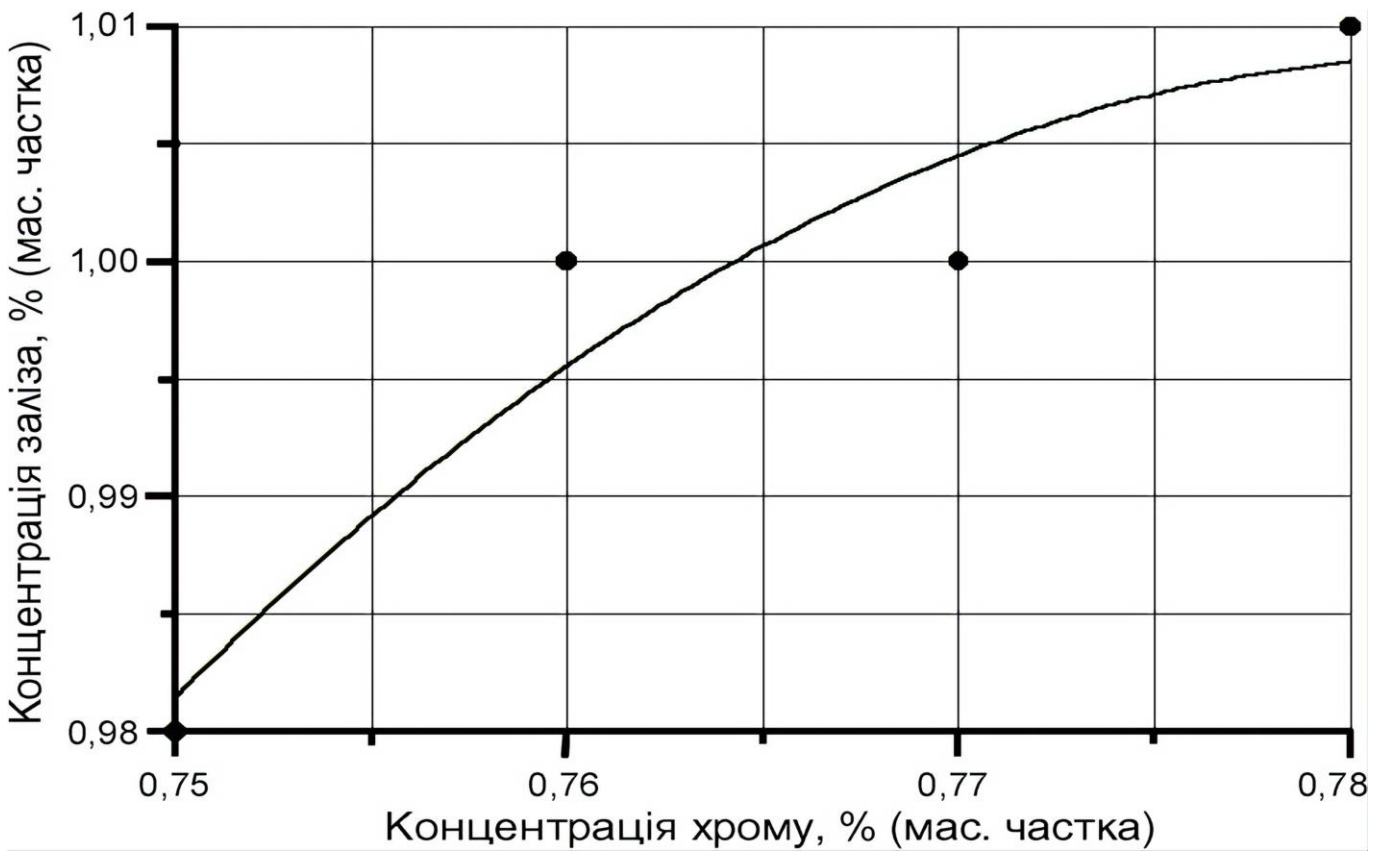
Графічна інтерпретація експериментальних даних наглядно представлена на рис. 4.4. Візуалізація результатів проведених досліджень (табл. 4.3) дозволила з'ясувати, що по мірі збільшення висоти литого зразка концентрації Fe та Cr в ну-

Таблиця 4.3 – Концентрація [% (мас. частка)] продуктів термічної дисоціації σ -фази в об'ємі композитного виливка

Дослідний матеріал	Хімічний елемент	Висота литого зразка, $\times 10^{-3}$ м			
		0,015	0,045	0,075	0,105
нульмірний ЛКМ системи $Cu-FeCr$	Fe	0,980	1,000	1,000	1,010
	Cr	0,750	0,760	0,770	0,780



а



б

Рисунок 4.4 – Розподіл $[Fe]_a$ та $[Cr]_a$ по висоті Cu-Zn-виливка (а): 1 – $[Fe]_a$, 2 – $[Cr]_a$; залежність $[Fe]_a$ в ливарній Si-латуні марки ЛЦ16К4 (б) від $[Fe]_a$

льмірному ЛКМ системи $Cu-FeCr$ поступово зростають. Збільшення висоти композитного виливка від 15 мм до 105 мм призводить до того, що концентрація Fe в об'ємі литого зразка монотонно підвищується від 0,98 % (мас. частка) до 1,01 % (мас. частка). Разом із тим, концентрація Cr в ливарній Si -латуні марки ЛЦ16К4 після інокулювання при 15 мм становить 0,75 % (мас. частка), у той час коли на висоті 105 мм цей показник набуває максимального значення і досягає 0,78 % (мас. частка).

Внаслідок математичної обробки результатів поставленого експерименту (табл. 4.3), яка зводилася до апроксимації співвідношень фізичних величин, заданих у табличній формі, було виведено низку емпіричних рівнянь. Ці рівняння, які аналітично описують вплив висоти литого зразка на концентрації Fe й Cr у ливарній Si -латуні марки ЛЦ16К4, у вигляді логарифмічної ($R^2 = 0,95$) та лінійної ($R^2 = 1,00$) залежностей, відповідно, наведені у додат. Б.71, Б.72 виконаної ДР.

Для візуалізації експериментальних даних (табл. 4.3), отриманих в процесі виконання цієї ДР, та з метою прогнозування, у подальшому, функціональних залежностей (табл. 4.3), заданих у табличній формі, проведено їх графічну інтерпретацію й математичну обробку. У контексті мова йде про співвідношення фізичних величин загального вигляду $[Fe]_a = f [Cr]_a$. Графічна інтерпретація результатів проведених досліджень, про що вже було згадано раніше, наглядно представлена на рис. 4.5, а їх математична обробка ($R^2 = 0,95$) у вигляді емпіричного рівн. Б.73 наведена нижче.

Оскільки, за результатами МГА в структурі ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 [рис. 4.1 (з)], інокульованої дисперсним інтерметалідом $FeCr$, наявні колонії та поодинокі включення ДІ, а температура $Cu-Zn$ -розплаву під час формозаповнення значно перевищує 1093 К, то σ -фаза перетворюється у твердий розчин Cr в Fe [147–149] і, в даному випадку, в системі Me -розплав – ДІ протікає хімічна реакція:



Такий тип залежностей (рис. 4.4, 4.5) пояснюється тим, що під дією циркуляційних потоків, які мають місце в об'ємі металічної ванни, $[FeCr]_a$ залежить від висоти литого зразка. Нелінійний характер таких співвідношень вказує на те, що на гідро-, газодинаміку ЛГМ-процесу накладається $[Fe]$ (табл. А.20) у сплаві вихідного складу.

Механічні характеристики ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 до і після

процесу інокулювання. Відомо, що, у більшості випадків, механічні властивості будь-якого матеріалу гарантують деталі, із якого вона виготовлена, експлуатацію за своїм функціональним призначенням. А відтак, механічні характеристики литих зразків можуть бути показниками ефективності їх інокулювання. Виходячи із технологічних та, перш за все, економічних міркувань у нашому випадку обмежились дослідженням твердості ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4.

Результати проведених досліджень (табл. 4.4) показали, що твердість латунних виливків змінюється не лише по їх висоті, але й залежить від концентрації *Fe* та *Cr* у піддослідному матеріалі. Внаслідок графічної інтерпретації експериментальних даних (рис. 4.6) на практиці вдалося довести, що по мірі збільшення висоти литих зразків від 15 мм до 105 мм їх твердість помітно підвищується. Так, наприклад, на 1-му горизонті, тобто висоті 15 мм, твердість нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr*, яка була визначена за шкалою Брінелля, становить $107,0 \text{ кгс/мм}^2$, у той час коли твердість ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, за аналогічних умов, еквівалентна $75,5 \text{ кгс/мм}^2$. Збільшення висоти литих зразків сприяє тому, що їх твердість плавно підвищується, і в подальшому призводить до того, що на 4-му горизонті, тобто висоті 105 мм, становить 114 кгс/мм^2 – для дослідного сплаву, й 107 кгс/мм^2 – для контрольного. Графічна інтерпретація результатів поставленого експерименту [рис. 4.7 (а)] дозволила також з'ясувати, що підвищення концентрації *Fe* у композитному виливку від 0,98 % (мас. частка) до 1,01 % (мас. частка) сприяє зростанню його твердості, визначеної за шкалою Брінелля, від 107 кгс/мм^2 до 114 кгс/мм^2 . Тих самих значень [рис. 4.7 (б)] набуває твердість зразків нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* при 0,75 % (мас. частка) *Cr* та 0,78 % (мас. частка) *Cr*, відповідно.

Математична обробка експериментальних даних (табл. 4.4), яка зводилася до апроксимації співвідношень фізичних величин, заданих у табличній формі, дозволила вивести низку емпіричних рівн. Б.74...Б.77, що аналітично описують вплив висоти литих зразків та концентрації продуктів термодисоціації σ -фази на твердість піддослідних матеріалів. Ці рівняння ($R^2 = 1$), які мають вигляд поліномів 3-го порядку, представлені у відповідному додатку виконаної ДР.

Така залежність твердості нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* й ливарної *Si*-

Таблиця 4.4 – Показники ефективності процесу інокулювання ливарної Si-латуні марки ЛЦ16К4 дисперсним інтерметалідом *FeCr*

Позиція		Координати, мм				Продукти термічної дисоціації σ -фази, % (мас. частка)		Твердість за Брінеллем, кгс/мм ²	Триботехнічні властивості			
матеріал вилвка	індекс темплета	підведення розплаву		контрольної точки		<i>Fe</i>	<i>Cr</i>		$I_q, \times 10^{-2}$ Г/см ² ·км	$I_{KT}, \times 10^{-3}$ Г/см ² ·км	$i_q, \times 10^{-6}$ Г/см ² ·км·с	Коефіцієнт тертя (<i>f</i>)
		H_B	a_B	H_B	a_B							
ЛКМ системи <i>Si-FeCr</i>	1-Б	00	80	105	040	1,01	0,78	114,0	0,54	+3,40	03,000	0,3
	2-Б			075		1,00	0,77	111,0	0,57	+3,60	03,167	0,4
	3-Б			045		0,99	0,76	110,0	0,73	-0,56	04,056	0,6
	4-Б			015		0,98	0,75	107,0	1,00	-3,10	05,556	0,7
латунь марки ЛЦ16К4	1-Б	00	80	105	040	-	-	107,0	1,00	-0,44	05,556	0,8
	2-Б			075		-	-	101,0	1,74	-0,28	09,667	0,8
	3-Б			045		-	-	090,0	1,90	-0,56	10,556	0,7
	4-Б			015		-	-	075,5	2,84	-2,70	15,778	0,7

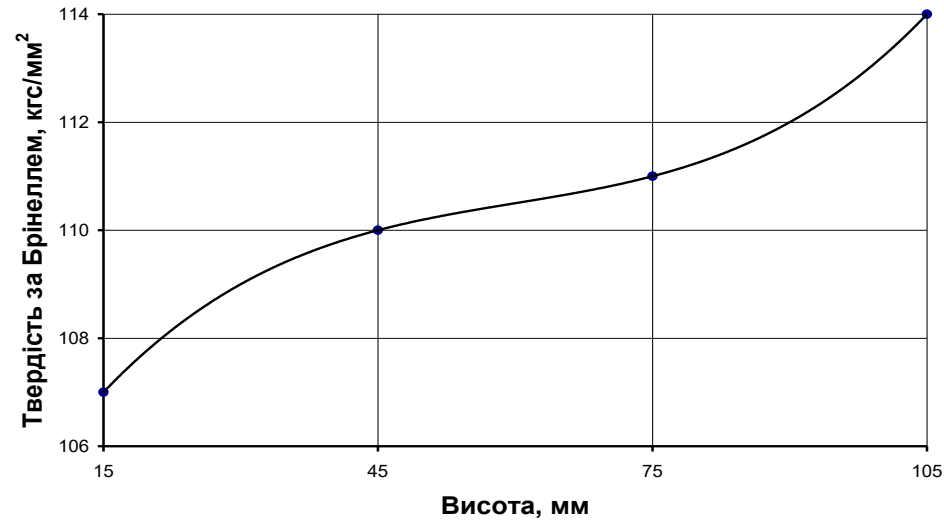
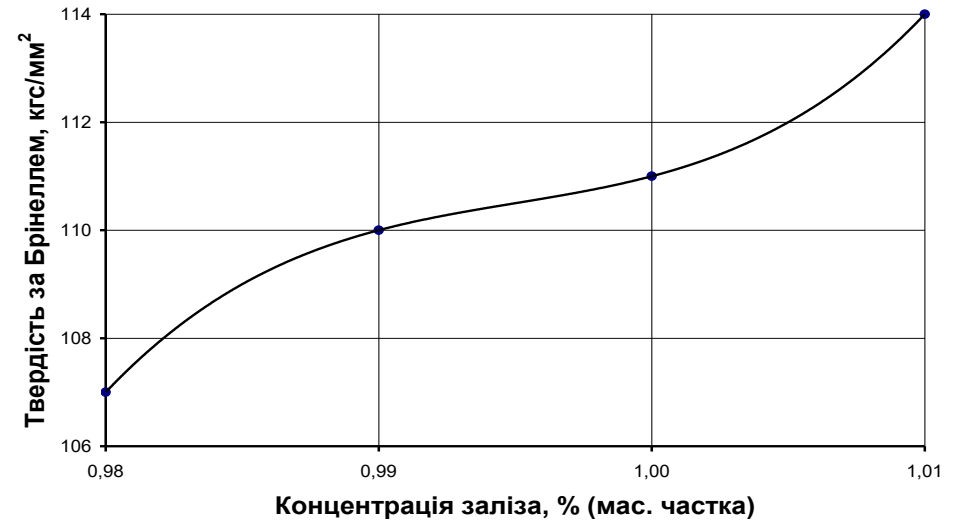
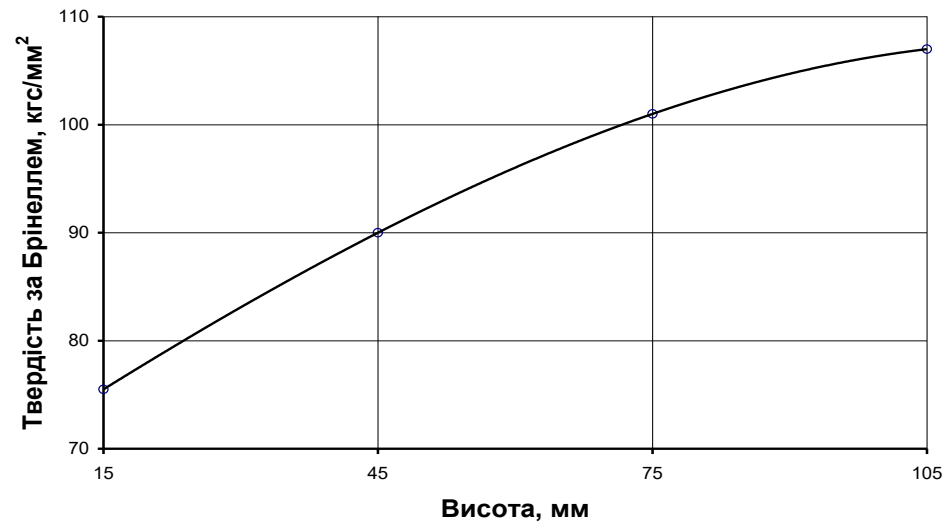
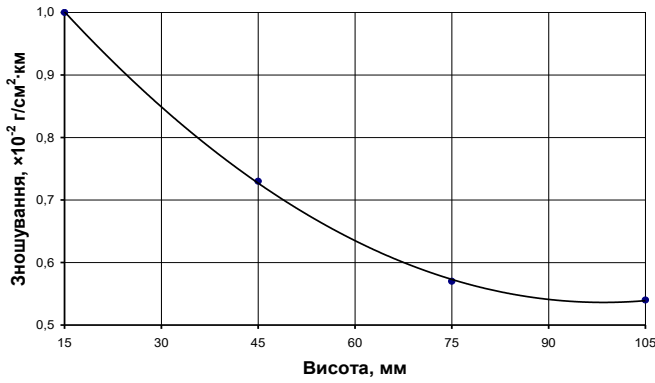
*a**б**в**г*

Рисунок 4.5 – Розподіл твердості підослідного матеріалу по висоті литого зразка: *a* – нульмірний ЛКМ системи *Cu-FeCr*, *в* – ливарна латунь марки ЛЦ16К4; вплив концентрації продуктів термічної дисоціації інтерметалідної армуючої фази на твердість композитного виливка: *б* – заліза; *г* – хрому

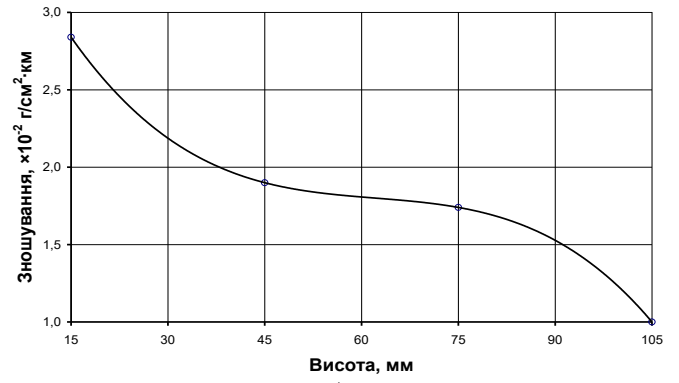
латуні марки ЛЦ16К4 від висоти піддослідних виливків пояснюється тим, що при нижньому підведенні матричного розплаву до «порожнини» ЛФ щільність матеріалу знизу доверху збільшується, а відтак і підвищується його твердість у тому ж самому напрямку. Вплив концентрації продуктів термодисоціації інтерметалідної АФ на твердість нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* пояснюється зростанням їх концентрації також знизу доверху, а оскільки твердість *Fe* та *Cr* перевищує твердість системи *Cu-Zn*, то і твердість литих зразків за таких умов, врешті-решт, підвищується.

Триботехнічні властивості композитного та контрольного виливків. Ефективність інокулювання ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 можливо оцінити ще й триботехнічними характеристиками литих зразків. Такими характеристиками слід вважати знос і швидкість зношування композитного та контрольного виливків, спрацювання матеріалу контртіла, а також коефіцієнти тертя ковзання відповідних пар.

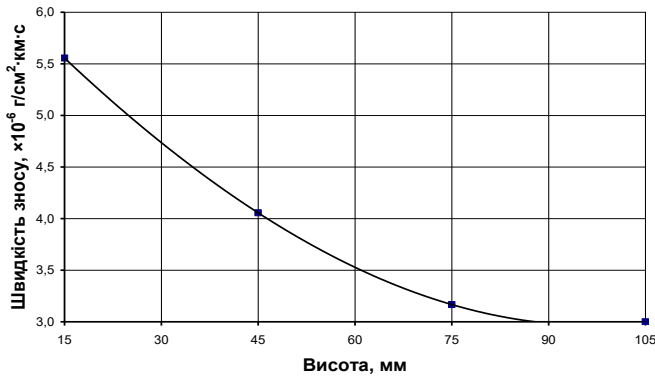
Як і в розглянутому раніше випадку, результати проведених досліджень (табл. 4.4, рис. 4.8) показали, що триботехнічні властивості нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* й ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, а також коефіцієнти тертя ковзання пар *Литий зразок – Контртіло* змінюються по висоті піддослідних виливків. Візуалізація результатів поставленого експерименту [рис. 4.8 (а, в, д, е)] дозволила з'ясувати, що триботехнічні характеристики композитного виливка покращуються по мірі збільшення його висоти. Теж саме можна сказати й про триботехнічні властивості ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 [рис. 4.8 (б, г, е, ж)], що утворює, як і нульмірний ЛКМ системи *Cu-FeCr*, з *Cr*-сталлю 40Х пару тертя. Експериментально доведено, що на інтервалі від 15 мм до 105 мм зношування та швидкість зносу композитного виливка зменшуються від $1,00 \times 10^{-2}$ г/см²·км та $5,556 \times 10^{-6}$ г/см²·км·с до $0,54 \times 10^{-2}$ г/см²·км та $3,000 \times 10^{-6}$ г/см²·км·с, відповідно. Водночас, на висоті 15 мм спрацювання матеріалу контртіла й коефіцієнт тертя ковзання пари *ЛКМ системи Cu-FeCr – Сталь 40Х*, відповідно, становлять $-3,1 \times 10^{-3}$ г/см²·км й 0,7, у той час коли на висоті 105 мм ці ж самі показники набувають значення $+3,4 \times 10^{-3}$ г/см²·км й 0,3, відповідно. Крім того, на 1-му горизонті литого зразка, що становить 15 мм, зношування та швидкість зносу контрольного сплаву, а також спрацювання матеріалу контртіла й коефіцієнт тертя ковзання пари *Латунь ЛЦ16К4 – Сталь 40Х*, відповідно, набувають значення $2,84 \times 10^{-2}$ г/см²·км та $15,778 \times 10^{-6}$ г/см²·км·с, а також $-2,70 \times 10^{-3}$



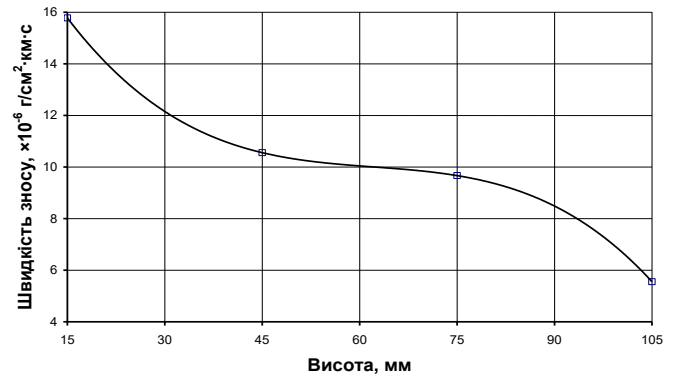
а



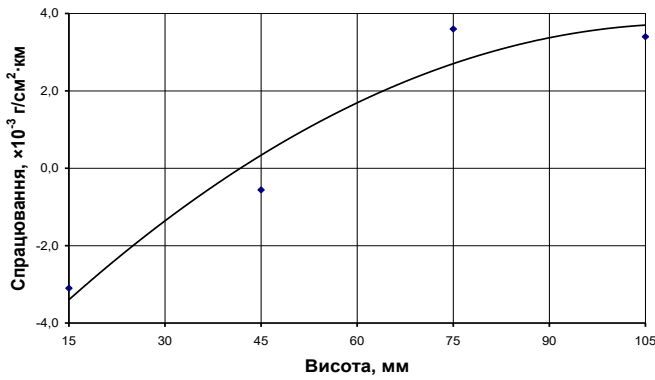
б



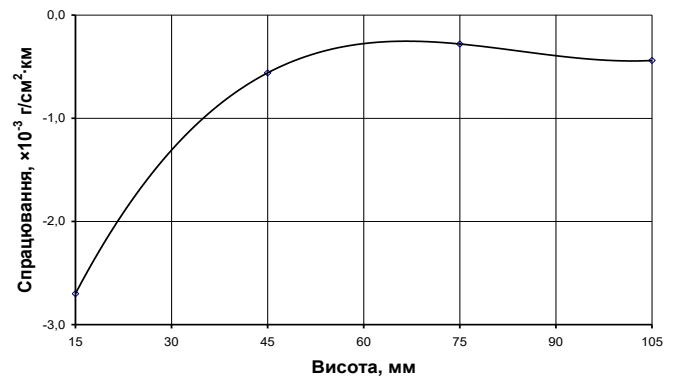
в



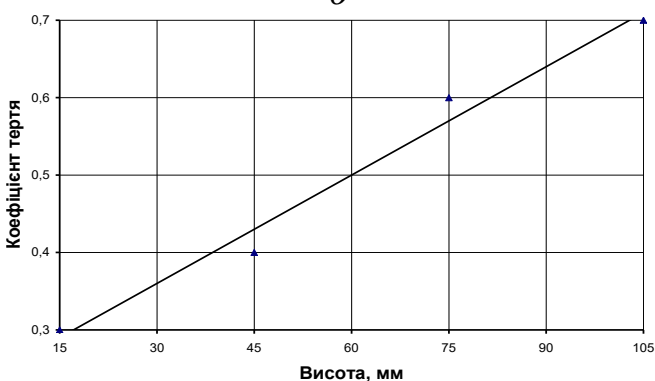
г



д



е



є



ж

Рисунок 4.6 – Розподіл триботехнічних характеристик нульмірного

ЛКМ системи *Cu-FeCr* (а, в, д, є) та ливарної латуні марки ЛЦ16К4 (б, г, е, ж)

по висоті литого зразка: а, б – зношування вилівка; в, г – швидкість зносу вилівка;

д, е – спрацювання контртіла; є, ж – коефіцієнт тертя ковзання пари *Композитний*

вилівок – Контртіло, Контрольний вилівок – Контртіло, відповідно

г/см²·км й 0,7. Подальше збільшення висоти латунного виливка призводить до того, що уже на 4-му горизонті, еквівалентному 105 мм, ці ж самі показники змінюються до $1,00 \times 10^{-2}$ г/см²·км, $5,556 \times 10^{-6}$ г/см²·км·с, $-0,44 \times 10^{-3}$ г/см²·км та 0,8, відповідно. Від'ємні значення спрацювання контртіла (табл. 4.4), яке працює у парі з нульмірним ЛКМ системи *Cu-FeCr* та ливарною *Si*-латунню марки ЛЦ16К4, вказують на те, що в процесі випробування латунних виливків на зношування в умовах сухого тертя мало місце налипання основи піддослідних матеріалів на його поверхню.

Шляхом математичної обробки результатів проведених досліджень (табл. 4.4, рис. 4.8) вдалося вивести низку емпіричних рівн. Б.78...Б.85, які аналітично описують функціональний вплив висоти литих зразків на зношування та швидкість зносу нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* й ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, що утворюють з *Cr*-сталлю марки 40Х пару тертя, спрацювання матеріалу контртіла, яке працює у парі з нульмірним ЛКМ системи *Cu-FeCr* та ливарною *Si*-латунню марки ЛЦ16К4, коефіцієнти тертя ковзання пар *Композитний виливок – Контртіло* й *Контрольний виливок – Контртіло*, відповідно. Ці рівняння, у вигляді поліномів 2-го та 3-го порядків, а також лінійних залежностей, наведені у додатках.

Отже, величини достовірності апроксимації математичних виразів, представлених вище, є достатніми і, відповідно, становлять: $R^2 = 0,9998$; $R^2 = 1$; $R^2 = 1$; $R^2 = 1$; $R^2 = 0,9435$; $R^2 = 1$; $R^2 = 0,98$; $R^2 = 0,8$. А це неодмінно вказує на те, що розбіжності між функціональними залежностями (табл. 4.4), заданими у табличній формі, та відповідними рівняннями ліній тренда [(4.12)...(4.19)], є мінімальними.

Такий тип залежностей (рис. 4.8, форм. 4.12...4.19) можна пояснити структурною неоднорідністю матеріалу литих зразків. Оскільки, раніше було доведено, що між концентрацією *Fe*, *Cr* та висотою піддослідного виливка існує функціональний зв'язок (рис. 4.4, 4.5; форм. 4.4...4.6), то з високим ступенем вірогідності можна стверджувати, що на триботехнічні властивості нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* й ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4 впливають концентрації *Fe* та *Cr*. Проте, це є предметом окремих досліджень, про які мова піде далі.

Результати поставленого експерименту (табл. 4.4) та їх графічна інтерпретація (рис. 4.9) підтвердили припущення, зроблене вище. Згідно цього припущення кон-

центрації продуктів термічної дисоціації σ -фази визначають триботехнічні характеристики композитного та контрольного виливків. Такими продуктами є Fe й Cr .

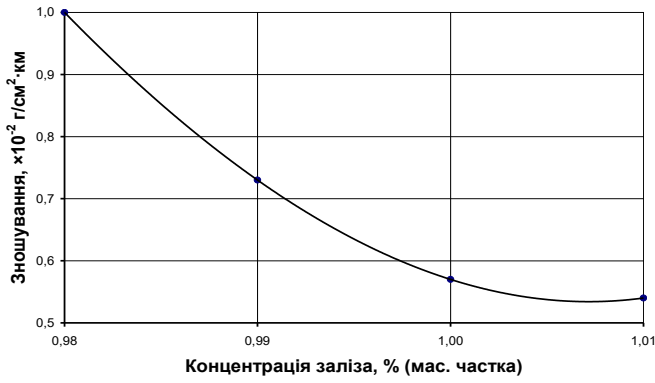
Зокрема встановлено, що підвищення $[Fe]_a$ та $[Cr]_a$ у литому зразку здійснює на триботехнічні властивості нульмірного ЛКМ системи $Cu-FeCr$ такий самий вплив [рис. 4.8 (а, в, д, е)] як і висота композитного виливка. Оскільки, координати контрольних точок, концентрації продуктів термодисоціації σ -фази, механічні й триботехнічні характеристики литого зразка (табл. 4.4) зв'язані між собою індексами відповідних темплетів (рис. В.2, табл. 4.4), то необхідність глибокого аналізу графічної інтерпретації експериментальних даних (рис. 4.9), наразі, відповідає.

Внаслідок математичної обробки результатів поставленого експерименту були виведені емпіричні рівняння (поліноми 2-го і 3-го порядків), які аналітично описують вплив $[Fe]_a$ та $[Cr]_a$ на триботехнічні властивості композитного виливка. Така обробка, результати якої наведені нижче [(Б.86)...(Б.93)], полягала в апроксимації ($R^2 = 1$; $R^2 = 1$; $R^2 = 0,9998$; $R^2 = 0,9998$; $R^2 = 0,9435$; $R^2 = 0,9435$; $R^2 = 1$; $R^2 = 1$; відповідно) співвідношень фізичних величин (табл. 4.4), заданих у табличній формі.

Залежність триботехнічних властивостей литого зразка від концентрацій Fe та Cr в його об'ємі пояснюється тим, що твердість і зносостійкість цих компонентів значно перевищує твердість Me -матриці нульмірного ЛКМ системи $Cu-FeCr$. А відтак, підвищення концентрацій Fe та Cr сприяє зменшенню зношування та швидкості зносу композитного виливка, а також збільшенню спрацювання матеріалу контртіла та коефіцієнта тертя пари ЛКМ системи $Cu-FeCr$ – Сталь 40Х.

4.2 Структура та властивості силуміну евтектичного складу марки АК12, армованого дисперсним інтерметалідом $FeCr$

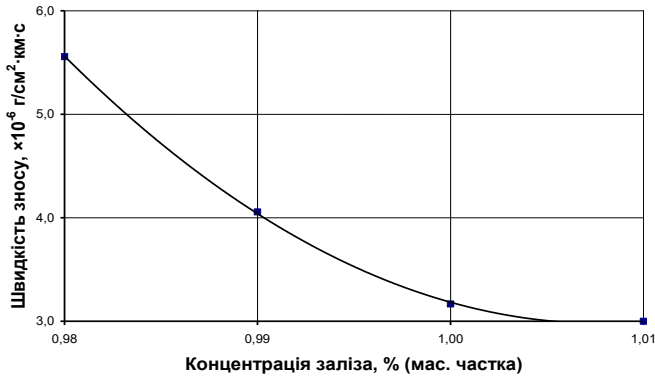
На прикладі ливарного Al -сплаву марки АК12М2МгН (підрозд. 4.1) доведено, що ефективність армування (композиційного зміцнення) ливарних Al -сплавів як таких дисперсним інтерметалідом $FeCr$, у першу чергу, визначається мікроструктурою нульмірних ЛКМ системи $Al-FeCr$, отриманих на їх основі. Це стосується й силуміну евтектичного складу марки АК12, про що уже згадувалося вище. Критеріями оцінки мікроструктури є середня дисперсність та питома кількість включень часток АФ, тобто інтерметаліду $FeCr$. Від цих показників залежать механічні й спеціальні



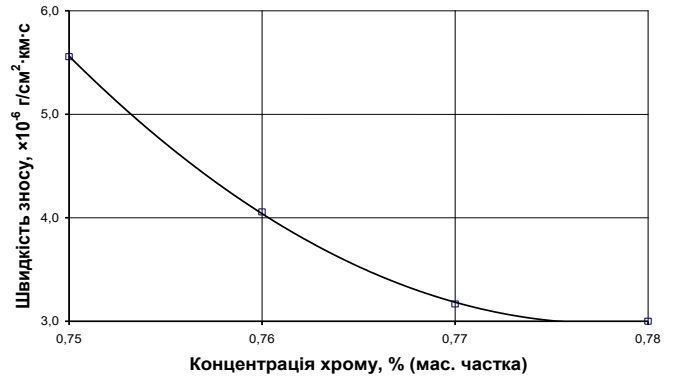
а



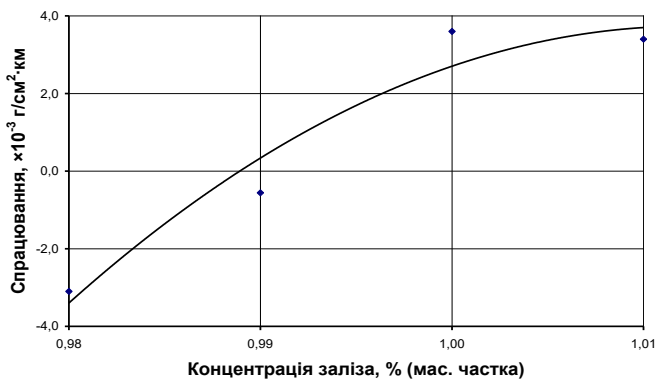
б



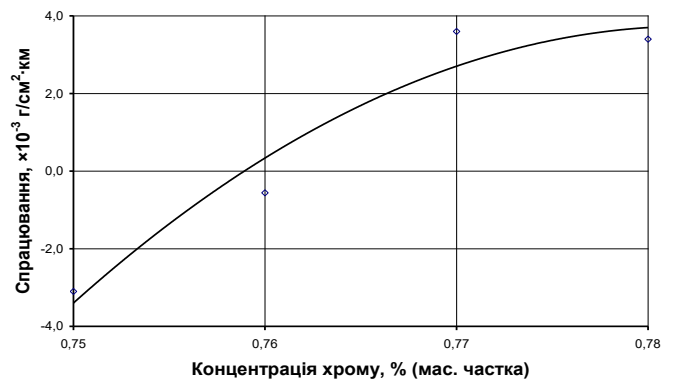
в



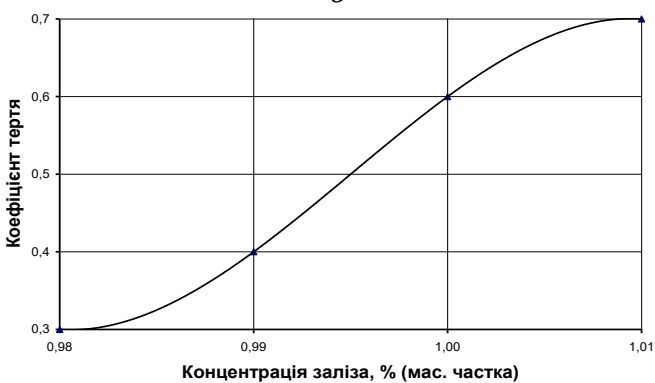
г



д



е



є



ж

Рисунок 4.7 – Залежність триботехнічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr* від концентрації заліза (а, в, д, є) та хрому (б, г, е, ж) в об'ємі литого зразка: а, б – зношування виливка; в, г – швидкості зносу литого зразка; д, е – спрацювання матеріалу контртіла; є, ж – коефіцієнта тертя ковзання пари *Композитний виливок – Контртіло*

(триботехнічні) властивості нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, що працює у парі з Cr -сталлю 40Х. До триботехнічних характеристик матеріалу належать, насамперед, його зносостійкість (зношування, швидкість зносу) та коефіцієнт тертя.

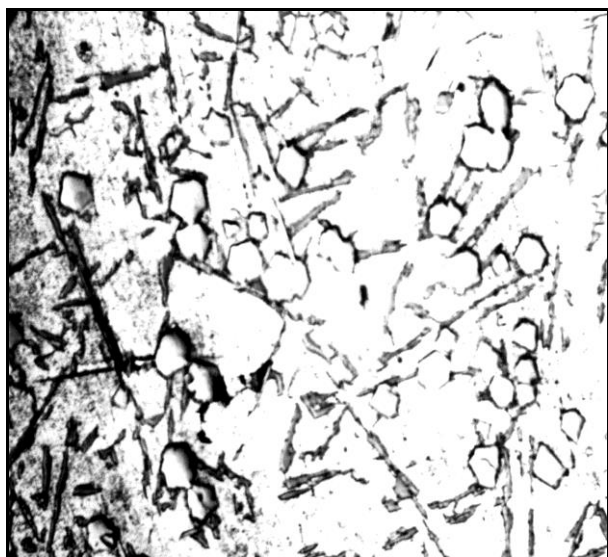
Разом із тим, на мікроструктуру і, як наслідок того, фізико-механічні властивості нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, отриманого на базі ливарного Al -сплаву марки АК12, впливають металургійні та, перш за все, технологічні параметри ЛГМ-процесу. Результати дослідження залежності мікроструктури, механічних й триботехнічних властивостей нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ від металургійних і технологічних параметрів ЛГМ-процесу наведені нижче.

Металографічний аналіз нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ й контрольного Al -сплаву марки АК12. МГА темплетів із нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, вирізаних по висоті досліджуваного вилівка на його 6-и горизонтах (розд. 2), показав, що морфологія евтектичних та інших виділень і включень структурних складових отриманого матеріалу, тобто Me -матриці (ливарного Al -сплаву марки АК12) та інтерметалідної АФ (σ -фази), однакова по висоті литого зразка.

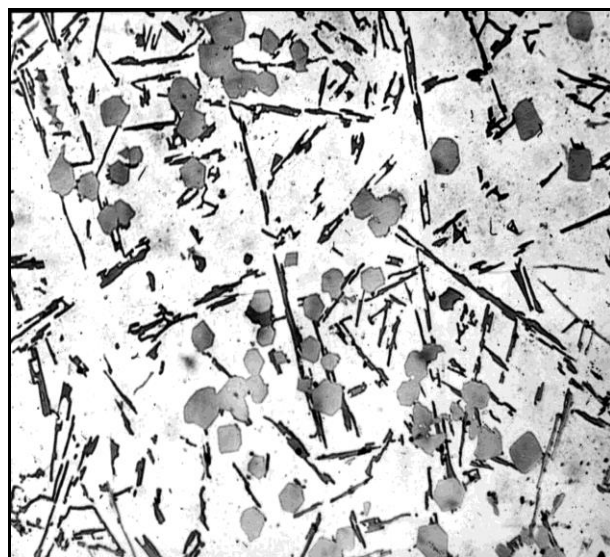
Із наведених нижче мікроструктур (рис. 4.10) очевидно, що основою евтектики, яка переважає в структурі нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, є твердий розчин компонентів сплаву в Al (світле поле), на фоні якого розташовані голки Si різноманітної дисперсності (сірі кристали голкоподібного типу). Іноді зустрічаються первинні кристали Si . Домінуюче місце в мікроструктурі композитного вилівка посідають включення інтерметаліду $FeCr$, які розташовуються у вигляді хмароподібних скупчень кристалів неправильної форми різної величини білуватого кольору.

Топографія евтектичних та інших виділень і включень у кожному із темплетів (рис. 4.10) є однаковою по висоті литого зразка. Разом із тим, середня дисперсність й питома кількість часток інтерметалідної АФ змінюються по висоті композитного вилівка. Детальний опис мікроструктури нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, на прикладі кожного конкретно взятого темплета, представлено нижче:

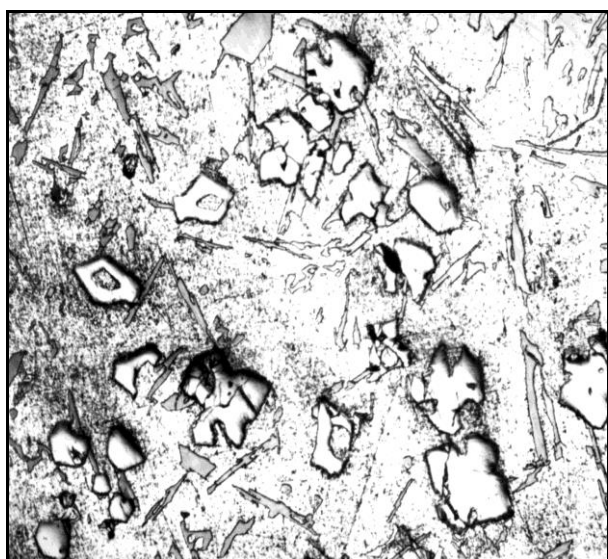
а) темплет «1-Б»: голки та первинні кристали Si рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри мікроструктури наступні: середня дисперсність включень σ -фази – 27,5 мкм; питома кількість макрочасток $FeCr$ – 195 мм⁻²;



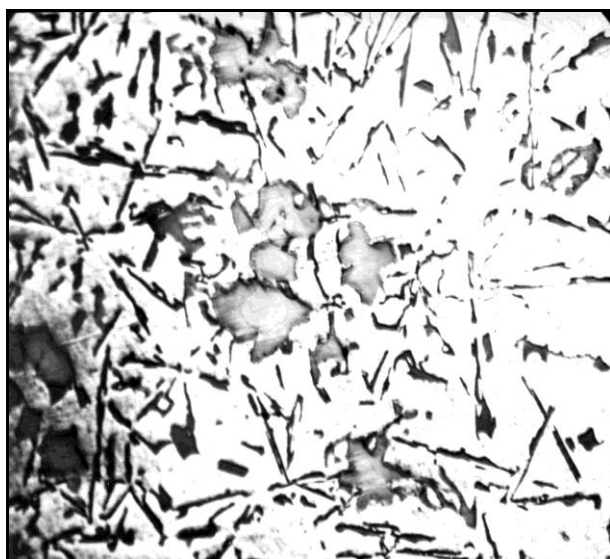
а



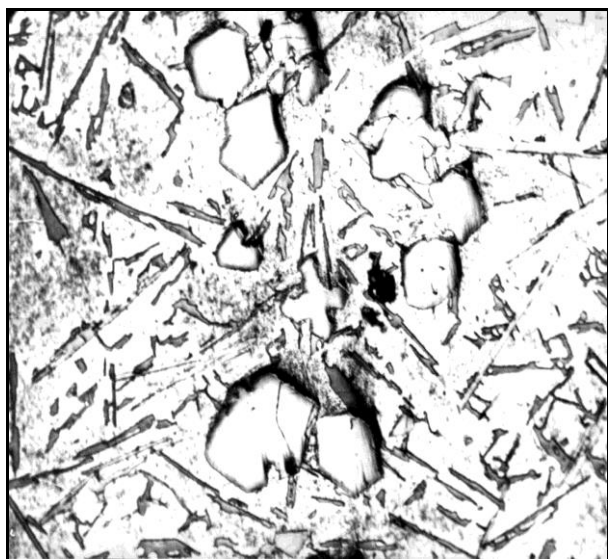
б



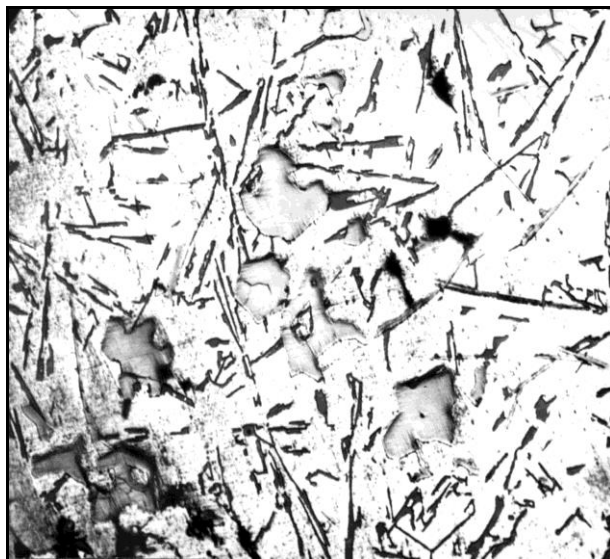
в



г



д



е

Рисунок 4.8 – Мікроструктура ($\times 200$) ЛКМ системи $Al-FeCr$ по висоті досліджуваного виливка: а...е – темплети з індексами «1-А»...«6-А», відповідно

б) темплет «2-Б»: голки й первинні кристали Si також рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри мікроструктури такі: середня дисперсність включень σ -фази – 26,6 мкм; питома кількість макрочасток $FeCr$ – 263 мм⁻²;

в) темплет «3-Б»: голки та первинні кристали Si рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри мікроструктури наступні: середня дисперсність включень σ -фази – 35,5 мкм; питома кількість макрочасток $FeCr$ – 184 мм⁻²;

г) темплет «4-Б»: голки й первинні кристали Si також рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри мікроструктури такі: середня дисперсність включень σ -фази – 50,9 мкм; питома кількість макрочасток $FeCr$ – 74 мм⁻²;

д) темплет «5-Б»: голки та первинні кристали Si рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри мікроструктури наступні: середня дисперсність включень σ -фази – 57,1 мкм; питома кількість макрочасток $FeCr$ – 63 мм⁻²;

е) темплет «6-Б»: голки й первинні кристали Si також рівномірно розподілені у полі металографічного шліфа. Параметри мікроструктури такі: середня дисперсність включень σ -фази – 45,4 мкм; питома кількість макрочасток $FeCr$ – 68 мм⁻².

МГА матеріалу контрольного виливка (рис. 4.11), тобто ливарного Al -сплаву марки АК12 дозволив з'ясувати, що морфологія евтектичних та інших виділень і включень по висоті литого зразка в усіх темплетях майже однакова. Зокрема, у полі металографічних шліфів спостерігаються дендрити α -твердого на основі Al (світле поле) та сірі голкоподібні кристали подвійної кременистої евтектики ($\alpha + Si$), а також скелетоподібні виділення світло-сірого кольору, очевидно, багатокомпонентної інтерметалідної фази типу $(FeMnCu)_3Si_2Al_{15}$.

Отже, мікроструктура основи контрольного виливка суттєво відрізняється від мікроструктури досліджуваного зразка. Це, ймовірно, пов'язано із можливим протіканням дифузійних процесів між структурними складовими композитного виливка.

У результаті МГА темплетів із нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ було доведено, що отриманий композит відповідає вимогам, які виставляються при оцінці мікроструктур, тобто має місце відносно рівномірний розподіл дисперсності і питомої кількості не лише евтектичних виділень та включень Al -матриці, але й АФ – інтерметаліду $FeCr$, більш відомого у сплавах бінарної системи $Fe-Cr$ як σ -фаза.

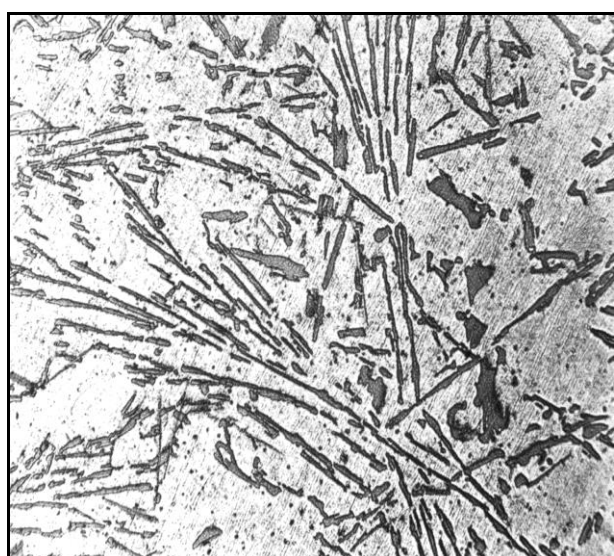
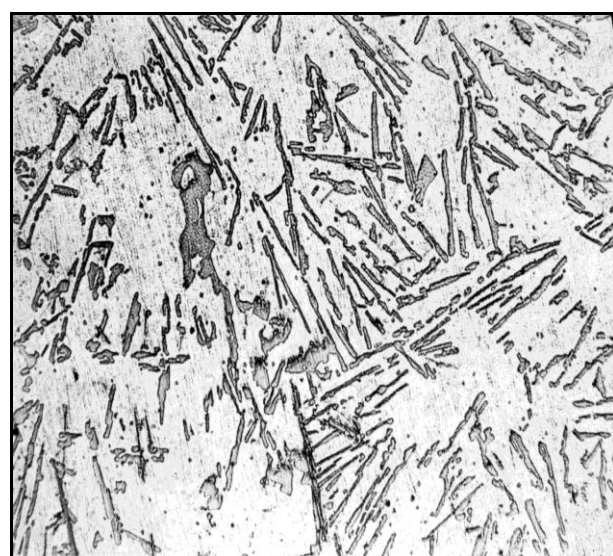
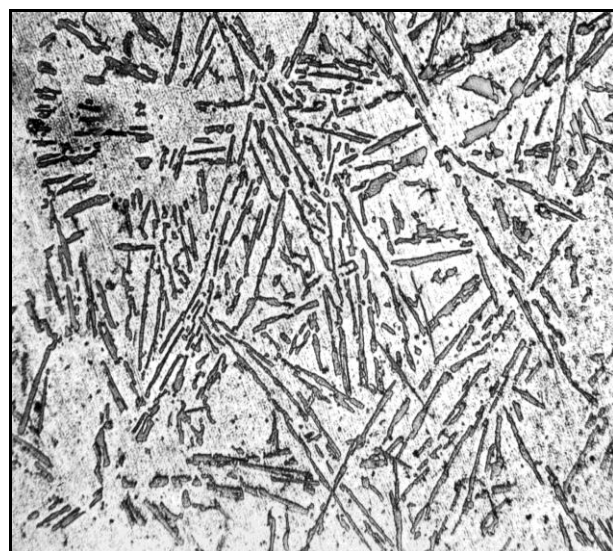
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 4.9 – Мікроструктура ($\times 200$) ливарного Al-сплавy марки AK12 по висоті литого зразка: *a...e* – темплети з індексами «1-A»...«6-A», відповідно

Це гарантує зразкам отриманого нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* високі фізико-механічні й спеціальні, зокрема, триботехнічні властивості.

Зміна питомої кількості включень й середньої дисперсності армуючої фази по висоті досліджуваного виливка. Експериментальним шляхом встановлено (табл. 4.5), що мікроструктура нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* залежить від висоти литого зразка. Інакше кажучи, середня дисперсність і питома кількість включень АФ, тобто інтерметаліду *FeCr*, змінюються по висоті досліджуваного виливка.

Внаслідок графічної інтерпретації експериментальних даних (рис. 4.12) вдалось наглядно продемонструвати і, таким чином, виявити характер залежності мікроструктури ЛКМ системи *Al-FeCr* від висоти литого зразка. Зокрема, середня дисперсність включень АФ по мірі зростання висоти композитного виливка спочатку збільшується, приблизно, від 45,4 мкм до 57,1 мкм, а потім зменшується до 26,6 мкм. Подальше зростання висоти литого зразка призводить до того, що дана характеристика мікроструктури нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, знову ж таки, збільшується від 26,6 мкм до 27,5 мкм. Вплив висоти досліджуваного виливка на питому кількість включень АФ, тобто інтерметаліду *FeCr*, носить обернено протилежний характер. Зростання висоти литого зразка сприяє спочатку тому, що цей параметр мікроструктури ЛКМ системи *Al-FeCr* теоретично зменшується від 70 мм^{-2} до 32 мм^{-2} . Подальше збільшення висоти досліджуваного виливка призводить до того, що питома кількість включень АФ досягає 245 мм^{-2} , а потім падає до 195 мм^{-2} .

Математична обробка результатів поставленого експерименту (табл. 4.5), яка зводилася, практично, до апроксимації відповідних функціональних залежностей, заданих у табличній формі, вдалось вивести низку емпіричних рівнянь, що аналітично описують вплив висоти литого зразка на параметри мікроструктури досліджуваного матеріалу. Ці рівняння, які мають вигляд поліномів 3-го порядку, представлені у додат. Б.94, Б.95 до виконаної ДР.

Такий характер залежності основних параметрів мікроструктури нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, якими є середня дисперсність й питома кількість включень інтерметалідної АФ, від висоти литого зразка визначається, у першу чергу, впливом гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на розподіл часток інтерметаліду *FeCr* в об'є-

Таблиця 4.5 – Характеристика мікроструктури нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* по висоті литого зразка

Матеріал виливка	Індекс темплета	Параметри мікроструктури	
		\bar{D} , мкм	n , мм ⁻²
нульмірний ЛКМ системи <i>Al-FeCr</i>	1-Б	27,5	195
	2-Б	26,6	263
	3-Б	35,5	184
	4-Б	50,9	074
	5-Б	57,1	063
	6-Б	45,4	068

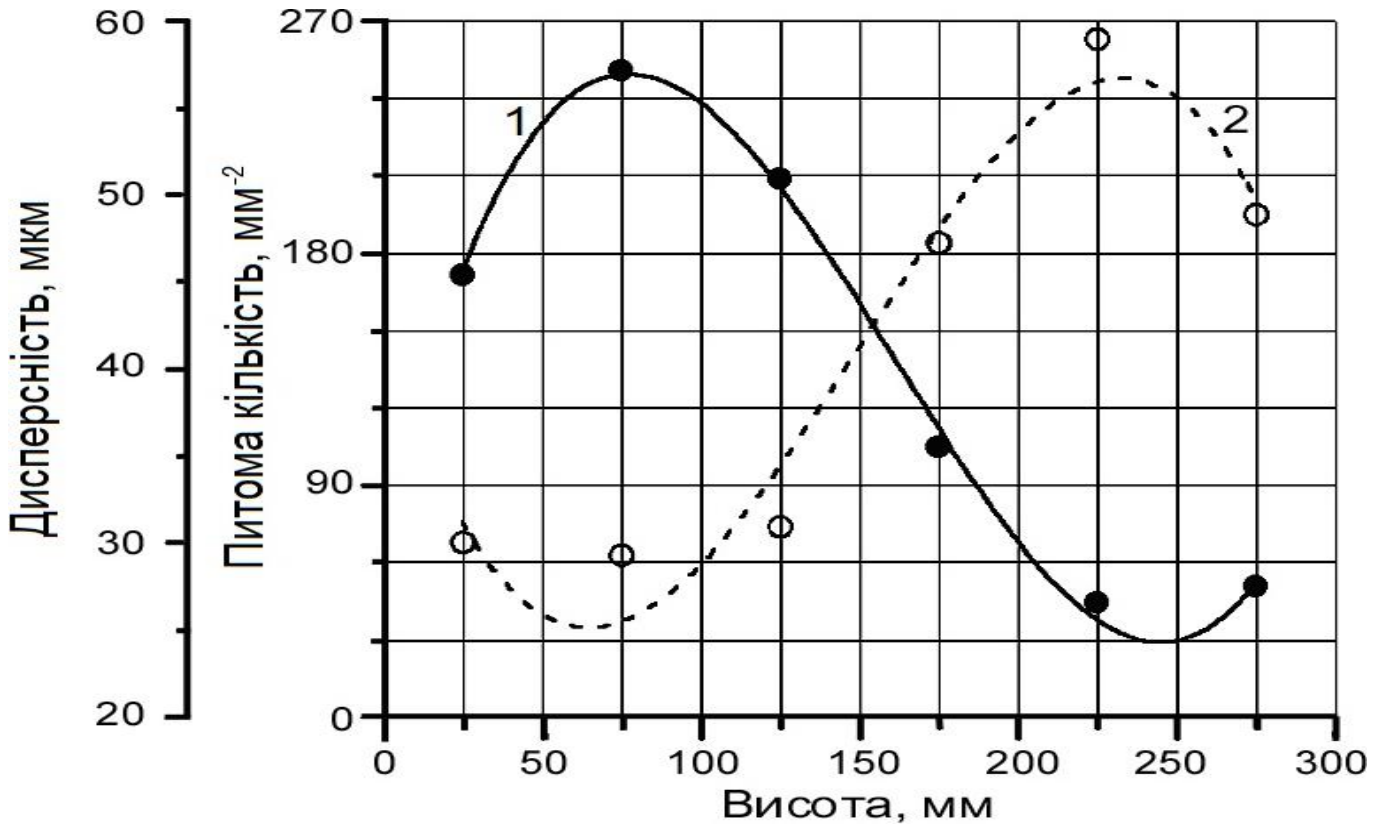
мі досліджуваного вилівка. Про це детально йшлося у попередньому розділі ДР.

Дослідження впливу дисперсності на питому кількість включень часток армуючої фази. Аналіз результатів попередніх (підрозд. 4.2) досліджень (табл. 4.5) показав, що між середньою дисперсністю та питомою кількістю включень АФ (σ -фази), тобто інтерметаліду *FeCr*, існує яскраво виражена функціональна залежність. Зокрема, в процесі виконання цієї ДР вдалося з'ясувати, що по мірі зростання середньої дисперсності часток інтерметалідної АФ, розподілених по висоті композитного вилівка, їх питома кількість збільшується, про що мова піде далі.

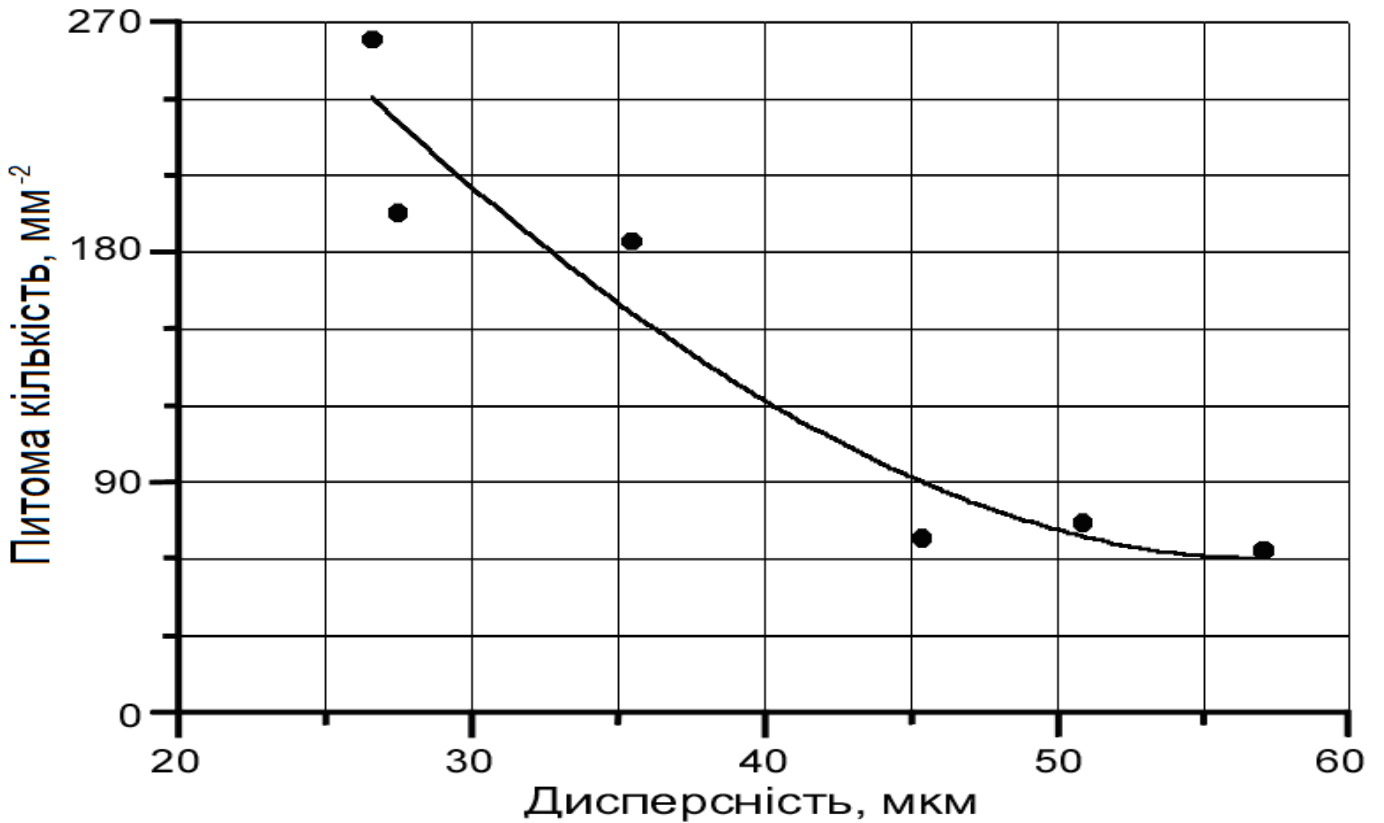
Графічна інтерпретація (рис. 4.13) результатів проведених досліджень не лише підтвердила цей факт, але й наглядно продемонструвала цю залежність. Так, наприклад, на інтервалі від 26,6 мкм до 57,1 мкм питома кількість включень інтерметаліду *FeCr* поступово змінюється від 263 мм⁻² до 63 мм⁻².

Математична обробка масиву числових експериментальних даних, яка зводилася до апроксимації відповідної функціональної залежності, представленої у вигляді табл. 4.5, дозволила вивести емпіричне рівн. Б.96, яке аналітично описує вплив середньої дисперсності макрочасток інтерметаліду *FeCr* на питому кількість включень σ -фази в структурі нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Отримане рівняння, яке має вигляд полінома 3-го порядку, наведене у додатках.

Такий тип функціональної залежності пояснюється тим, що концентрація інтерметалідної АФ в об'ємі композитного вилівка залишається сталою. Разом із тим, під дією гідродинамічних потоків, які виникають у «порожнині» ЛФ, – з одного боку, та сили тяжіння – з іншого, відбувається перерозподіл часток інтерметаліду *FeCr*



a



б

Рисунок 4.10 – Параметри мікроструктури нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ по висоті підослідного виливка (а): 1 – \bar{D} , 2 – n ; вплив \bar{D} на n часток інтерметалідної армуючої фази (б)

по висоті литого зразка. Цей перерозподіл виражається у тому, що грубодисперсні частки інтерметалідної АФ під дією сили тяжіння, долаючи гідродинамічний опір матричного розплаву, прагнуть опуститися на дно ЛФ, у той час коли частки інтерметаліду $FeCr$ високої дисперсності знаходяться у товщі рідкого металу у зваженому стані. Виходячи із раніше зробленого припущення, яке зводиться до того, що концентрація σ -фази в усіх точках об'єму досліджуваного вилівка залишається сталою, можна пояснити чому питома кількість високодисперсних включень σ -фази перевищує питому кількість грубодисперсних часток інтерметаліду $FeCr$.

Залежність мікротвердості основних структурних складових нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ й контрольного Al -сплаву марки АК12 від висоти литого зразка. У процесі виконання даної ДР її автору вдалося експериментально встановити, що мікротвердість як інтерметалідної АФ, так і Me -матриці нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, а також основи контрольного Al -сплаву марки АК12 змінюються по висоті досліджуваного вилівка. Результати поставленого експерименту зведені у вигляді табл. 4.6, яка наглядно представлена нижче.

Графічна інтерпретація (рис. 4.14) експериментальних даних (табл. 4.6) показала, що в усіх випадках залежність носить лінійний характер. Причому, по мірі зростання висоти піддослідних виливків, мікротвердість основних структурних складових нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ і базового Al -сплаву марки АК12 зменшується. Варто зазначити, що залежність мікротвердості інтерметалідної АФ одержаного ЛКМ системи $Al-FeCr$ від висоти литого зразка носить яскраво виражений характер, у той час коли вплив висоти досліджуваного й контрольного виливків на мікротвердість, відповідно, Me -матриці нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ та основи контрольного Al -сплаву марки АК12 є майже несуттєвим.

З метою узагальнення залежності мікротвердості основних структурних складових нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ й базового Al -сплаву марки АК12 від висоти литих зразків було проведено математичну обробку експериментальних даних. Ця обробка, фактично, зводилася до лінійної апроксимації відповідних функціональних залежностей, заданих у табличній формі. У результаті, були отримані емпіричні рівняння, які аналітично описують вплив висоти досліджуваного вилівка на

Таблиця 4.6 – Мікротвердість структурних складових досліджуваних матеріалів по висоті литих зразків

Позиція	Матеріал вилівка	Індекс темплета	Мікротвердість, ГПа	
			Al-матриця	армуюча фаза
001	нульмірний ЛКМ системи Al-FeCr	1-A	0,642	6,213
		2-A	0,619	5,237
		3-A	0,669	5,490
		4-A	0,668	8,197
		5-A	0,730	7,660
		6-A	0,683	7,050
002	ливарний Al-сплав марки АК12 ДСТУ 2839:1994	1-A	0,798	–
		2-A	0,905	–
		3-A	0,791	–
		4-A	0,946	–
		5-A	0,946	–
		6-A	0,865	–

мікротвердість інтерметалідної АФ та Me-матриці ЛКМ системи Al-FeCr, а також

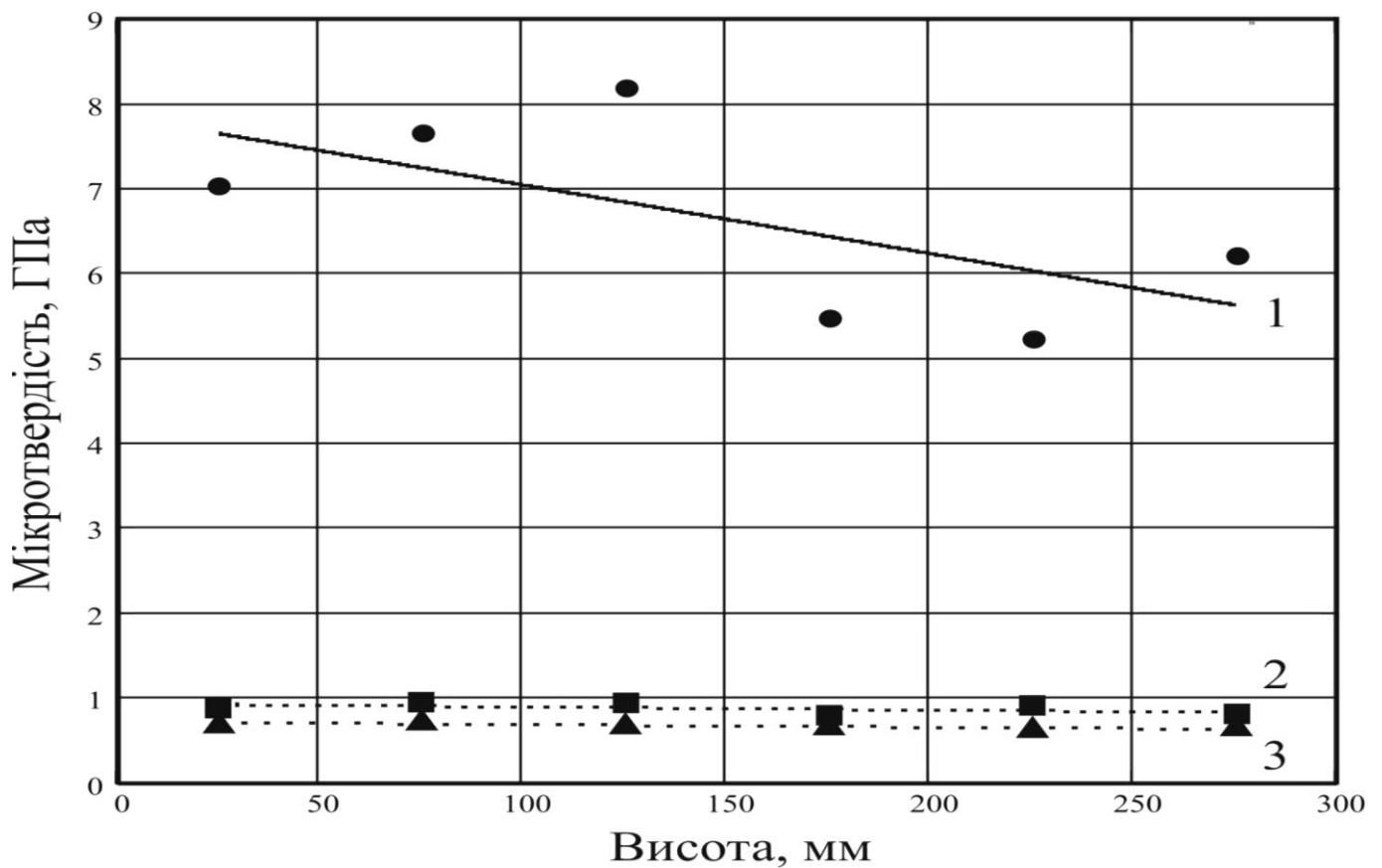


Рисунок 4.11 – Залежність мікротвердості структурних складових дослідного (1, 3) й контрольного виливків (2) від їх висоти: 1 – АФ; 2, 3 – Al-матриця

основи контрольного *Al*-сплаву марки АК12. Рівн. Б.97...Б.99 представлені у додатках до виконаної ДР.

Залежність, що існує між мікротвердістю інтерметалідної АФ й *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, а також мікротвердістю основи базового *Al*-сплаву марки АК12 та висотою, відповідно, дослідного та контрольного виливків, насамперед, пояснюється тим, що за умови верхнього підведення матричного розплаву до «порожнини» ЛФ фронт кристалізації матричного розплаву просувається у напрямку «з низу до верху». А це говорить про те, що по мірі зростання висоти обох типів литих зразків збільшується зернистість *Me*-матриці та основи базового *Al*-сплаву, а також їх схильність до дефектів усадочного характеру. Крім того, по мірі наближення до найвищої точки композитного виливка збільшується тривалість контакту часток σ -фази із матричним розплавом, що сприяє, частково, термодисоціації інтерметаліду *FeCr* (4.1) та його переходу у твердий розчин *Cr* у *Fe*. Ці обставини, у результаті, призводять до того, що збільшення висоти литого зразка знижує мікротвердість інтерметалідної АФ й *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, а також основи контрольного *Al*-сплаву марки АК12. Результати експерименту (табл. 4.6) та їх графічна інтерпретація (рис. 4.14) показали, що мікротвердість основи контрольного *Al*-сплаву марки АК12 дещо перевищує мікротвердість *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Це пояснюється тим, що основа базового *Al*-сплаву марки АК12 має дрібнішу мікроструктуру ніж *Me*-матриця нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, що підтверджують результати МГА, які представлені у підрозд. 4.1 даної ДР.

Визначення характеру зв'язку між структурними складовими нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Як і в розглянутому раніше випадку (підрозд. 4.1), експериментально доведено (табл. 4.7), що хімічний склад основних структурних складових нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, тобто *Me*-матриці та інтерметалідної АФ, до армування мало чим відрізняються від того, яким він був після армування. Концентрація основних хімічних елементів, а саме таких як: *Al, Si, Mg, Cu, Mn, Ni, Ti, Fe, Cr, Mo, W*, що входять до складу нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, залишається практично такою, якою вона першопочатково була у базовому *Al*-сплаві марки АК12 й дисперсному інтерметаліді *FeCr*.

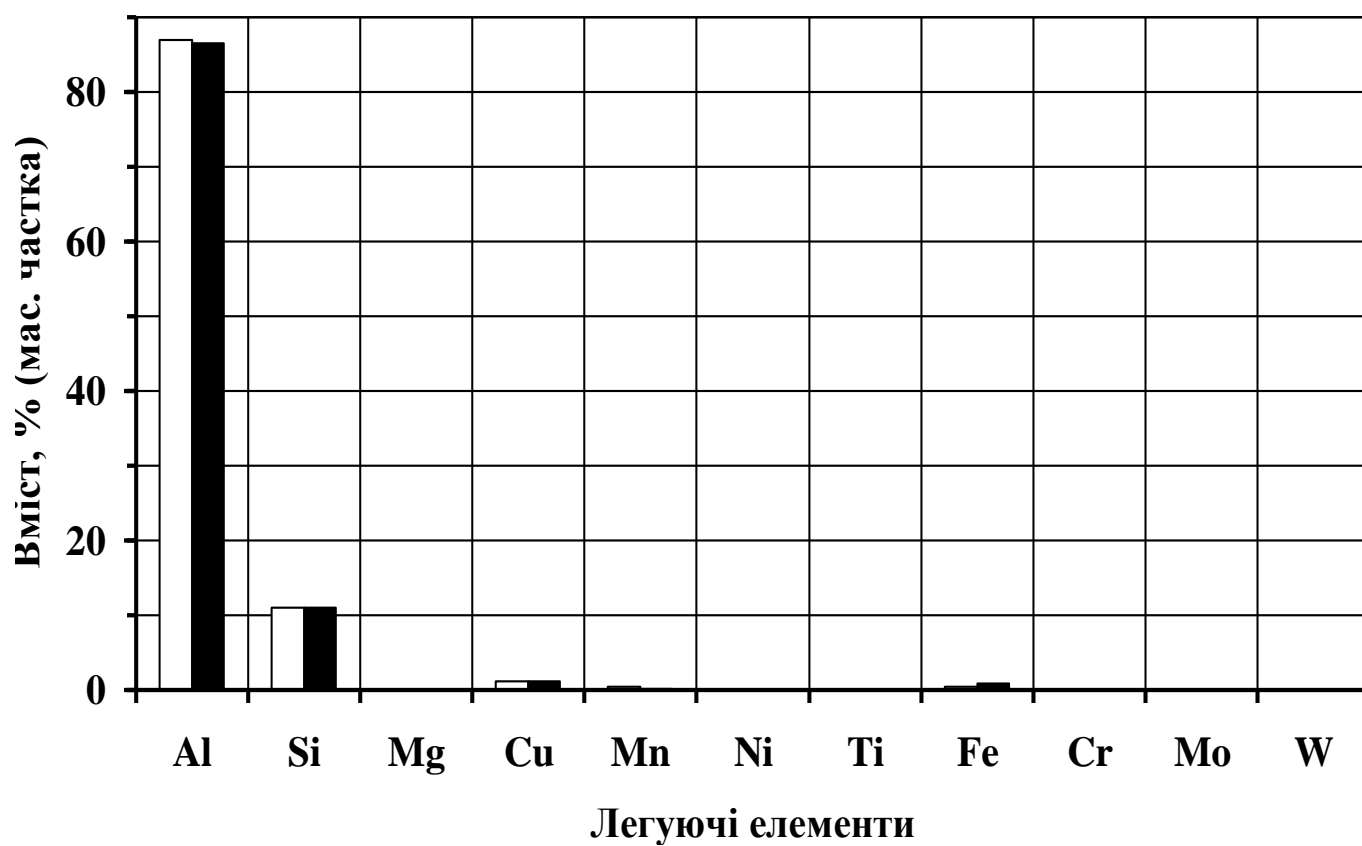
Таблиця 4.7 – Хімічний склад структурних складових нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*

Позиція	Структурна складова	Стан зразка	Легуючі елементи, % (мас. частка)										
			<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>W</i>
001	<i>Al</i> -матриця	до армування	86,900	11,002	0,028	1,105	0,370	0,025	0,055	0,500	0,015	–	–
		після армування	86,590	10,960	0,067	1,150	0,200	0,026	0,063	0,910	0,034	–	–
002	армуюча фаза	до армування	0,363	–	–	0,147	1,105	0,359	0,297	55,510	39,951	0,447	0,930
		після армування	0,821	–	0,759	0,020	0,643	0,471	0,182	55,502	40,221	0,335	1,046

Графічна інтерпретація результатів РСМА (табл. 4.7), що представлена у вигляді стовпчастої гістограми (рис. 4.15), дозволила наглядно продемонструвати як змінюється хімічний склад інтерметалідної АФ та *Al*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* до і після процесу армування. Так, наприклад, вміст *Al* у *Me*-матриці до початку армування становить 86,900 % (мас. частка), а після його завершення – 86,590 % (мас. частка). Концентрація *Si* в *Al*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* до й після процесу армування, відповідно, становить 11,002 % (мас. частка) й 10,960 % (мас. частка). Вміст *Cu*, яка входить до складу *Me*-матриці, змінюється від 1,105 % (мас. частка) до армування до 1,150 % (мас. частка) після армування. Концентрація такого шкідливого елемента як *Fe*, що входить до складу *Al*-матриці, до процесу армування становить 0,500 % (мас. частка), а після його завершення – 0,910 % (мас. частка). Вміст *Fe* та *Cr*, які є основними складовими інтерметалідної АФ, тобто інтерметаліду *FeCr*, до й після процесу армування, відповідно, набуває таких значень, % (мас. частка): *Fe* – 55,510 й 55,502; *Cr* – 39,951 й 40,221. Концентрація такої основної домішки матеріалу інтерметалідної АФ як *W* коливається від 0,930 % (мас. частка) до армування до 1,046 % (мас. частка) після нього.

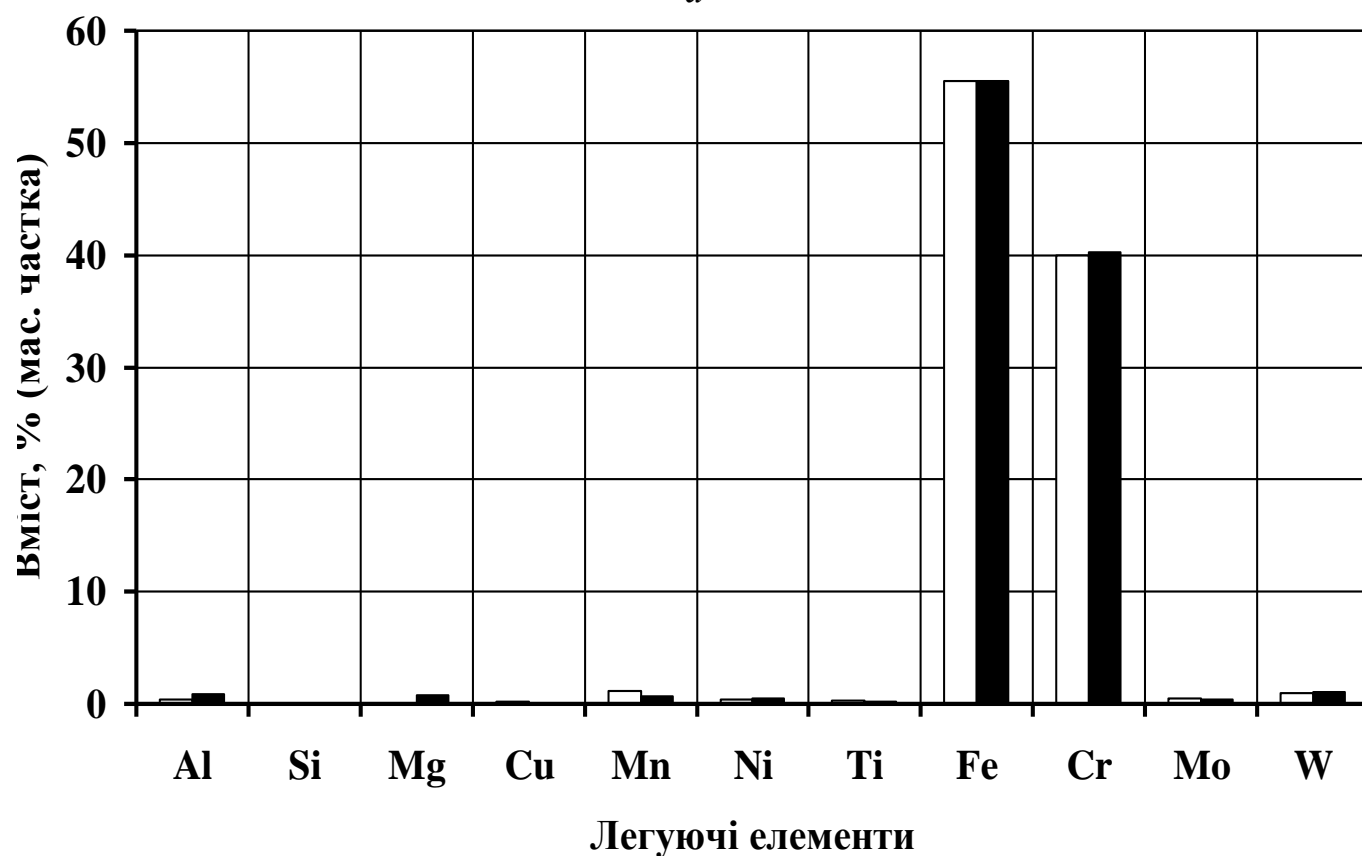
Таким чином, напрошується попередній висновок, що основні компоненти нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, якими слід вважати інтерметалідну АФ й *Me*-матрицю, у хімічну взаємодію між собою не вступають. Існуючу різницю у хімічному складі між основними структурними складовими отриманого композиту можна пояснити, у першу чергу, наявністю похибки у даній методиці процесу вимірювання, а також можливим протіканням дифузійних процесів малої інтенсивності між компонентами нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*.

Дослідження зміни механічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* й контрольного *Al*-сплаву марки АК12 по висоті литого зразка. Аналіз експериментальних даних, отриманих у процесі виконання даної ДР, показав, що механічні характеристики нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та контрольного *Al*-сплаву марки АК12, такі як: тимчасовий опір розриву, відносне видовження і твердість, визначену за шкалою Брінелля, змінюються по висоті литого зразка. Результати експерименту показані у табл. 4.8, представлений далі за текстом.



Легуючі елементи

а



Легуючі елементи

б

Рисунок 4.12 – Хімічний склад *Me*-матриці (а) та інтерметалідної АФ (б) нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*: білий стовпчик – до армування, чорний стовпчик – після армування

Графічна інтерпретація (рис. 4.16) отриманих результатів (табл. 4.8) показала, що між висотою виливків й механічними характеристиками як нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, так і базового *Al*-сплаву марки АК12 існує яскраво виражена функціональна залежність. Із аналізу результатів проведених досліджень (табл. 4.8) очевидно, що тимчасовий опір розриву, відносне видовження й твердість нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та базового *Al*-сплаву марки АК12 змінюються по висоті литого зразка, причому залежності носять поліноміальний характер. В усіх випадках, за винятком відносного видовження контрольного вилівка, значення цих механічних властивостей мінімальні у середній частині литих зразків, тобто на висоті від 100 до 200 мм. На мій погляд, це є результатом впливу структури матеріалу (розподілу дисперсності й питомої кількості включень інтерметалідної АФ в нульмірному ЛКМ системи *Al-FeCr*, а також розміру зерна, внутрішніх дефектів, наявності неметалічних включень, щільності самого матеріалу, тощо), що може бути обумовлене гідро-, газодинамікою ЛГМ-процесу. Тимчасовий опір розриву та відносне видовження нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* у середньому на 17,5 МПа та 1,9 % нижче тих самих показників базового *Al*-сплаву марки АК12, відповідно, у той час як твердість нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* на 12,8 кгс/мм² вище твердості контрольного *Al*-сплаву марки АК12. Проте, відносне видовження й твердість нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, відповідно, на 0,3 % більше відносного видовження за лиття під тиском й на 24,7 кгс/мм² вище твердості, визначеної за шкалою Брінелля, за всіх інших способів лиття базового *Al*-сплаву марки АК12, регламентованих ДСТУ 2839:1994.

Огляд зламу зразків матеріалу після розриву показав, що макрозерно нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та контрольного *Al*-сплаву марки АК12 відрізняються один від одного розміром і кольором. У 1-му випадку матеріал має сріблясто-білу грубозернисту макроструктуру, а в 2-му – попелясто-сіру дрібнозернисту. Напрошується попередній висновок, що колір та зернистість зламу композитного вилівка визначає інтерметалідна АФ, що має також сріблясто-білий колір, і в даному випадку, найімовірніше, руйнування матеріалу носить крихкий інтеркристалітний характер [606], чого не можна сказати про контрольний литий зразок. Крім того, це припущення підтверджується ще й тим, що тимчасовий опір розриву та відносне видов-

Таблиця 4.8 – Розподіл механічних характеристик досліджуваних матеріалів в об'ємі литих зразків

Позиція	Матеріал вилівка	Індекс темплета	Механічні властивості		
			σ_b , МПа	δ_5 , %	HB , кгс/мм ²
001	нульмірний ЛКМ системи $Al-FeCr$	1-Б	120	2,0	76,3
		2-Б	110	1,2	74,3
		3-Б	085	1,0	70,6
		4-Б	060	0,5	76,3
		5-Б	085	1,0	74,3
		6-Б	125	2,0	76,3
002	ливарний Al -сплав марки АК12 ДСТУ 2839:1994	1-Б	120	1,0	68,8
		2-Б	110	4,5	59,5
		3-Б	105	5,0	47,5
		4-Б	110	4,0	62,4
		5-Б	115	4,0	60,9
		6-Б	130	0,5	72,4

ження нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ нижчі, а твердість вища чим у базово-

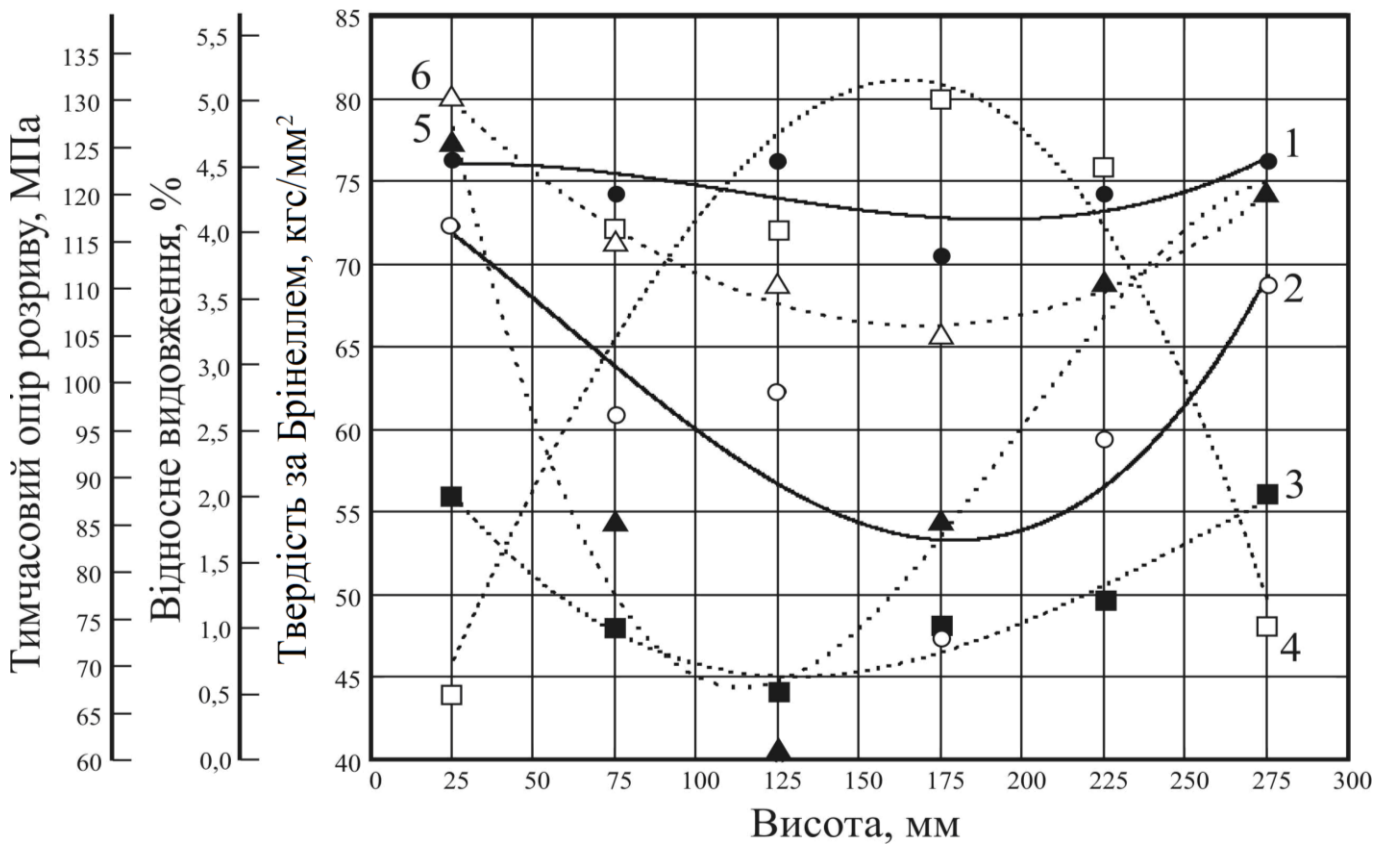


Рисунок 4.13 – Зміна механічних властивостей нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ (1, 3, 5) й Al -сплаву марки АК12 (2, 4, 6) по висоті досліджуваного вилівка:

1, 2 – твердість; 3, 4 – відносне видовження; 5, 6 – тимчасовий опір розриву

го *Al*-сплаву марки АК12. Однак, для остаточного підтвердження цього припущення необхідно, щоб виконувалася умова крихкого руйнування, за якого руйнівне напруження було б не меншим запропонованого авторами наукової праці [606], тобто:

$$\sigma_f = \frac{4 \mu \gamma}{\alpha k \sqrt{l}}, \quad (4.2)$$

де σ_f – напруга появи тріщини, МПа; μ – модуль зрушення, МДж/м²; γ – ефективна поверхнева енергія тріщини, МДж/м²; α – частка енергії дислокації, МДж/м; k – коефіцієнт пропорційності ($k = \text{const}$), м^{-0,5}; l – довжина смуги ковзання, м.

Математична обробка результатів поставленого експерименту (табл. 4.8), яка, фактично, зводилася до апроксимації відповідних функціональних залежностей, заданих у табличній формі, дозволила вивести емпіричні рівняння, що аналітично описують вплив висоти досліджуваного й контрольного виливків на такі механічні характеристики як: тимчасовий опір розриву, відносне видовження і твердість, визначену за шкалою Брінелля, як нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, так і контрольного *Al*-сплаву марки АК12. Рівн. Б.100...Б.105, які мають вигляд поліномів 2-го порядку, відповідно до кожної із характеристик отриманого матеріалу, тобто твердості, відносного видовження й тимчасового опору розриву, наведені у додатках.

Таким чином, залежність механічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та базового *Al*-сплаву марки АК12, які були описані раніше, від висоти, відповідно, досліджуваного й контрольного литих зразків пояснюється, насамперед, умовами кристалізації піддослідного матеріалу, про що вже згадувалося вище. Щодо ЛКМ системи *Al-FeCr* можна сказати, що тут до уваги слід прийняти ще й той факт, що в об'ємі композитного виливка має місце нерівномірність розподілу часток інтерметалідної АФ як по дисперсності, так і питомій кількості включень (підрозд. 4.1), який суттєво може вплинути на тимчасовий опір розриву, відносне видовження і твердість литих зразків, визначену за Брінеллем, про що також згадувалось вище.

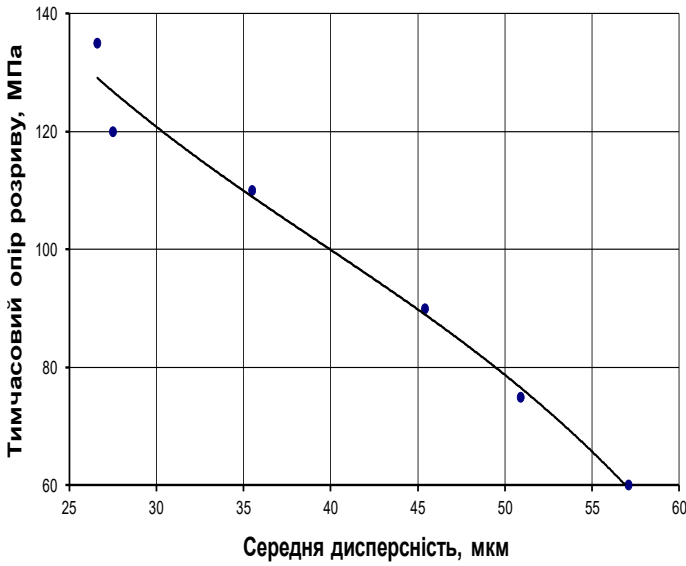
Залежність механічних характеристик нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* від параметрів його мікроструктури. У результаті обробки масиву експериментальних даних (табл. 4.5, 4.8) було на практиці встановлено, що мікроструктура нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* також суттєво впливає на його механічні властивості.

Параметрами мікроструктури, від яких досліджено залежність тимчасового опору розриву, відносного видовження й твердості нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, визначену за шкалою Брінелля, є середня дисперсність і питома кількість включень часток інтерметалідної АФ, тобто σ -фази.

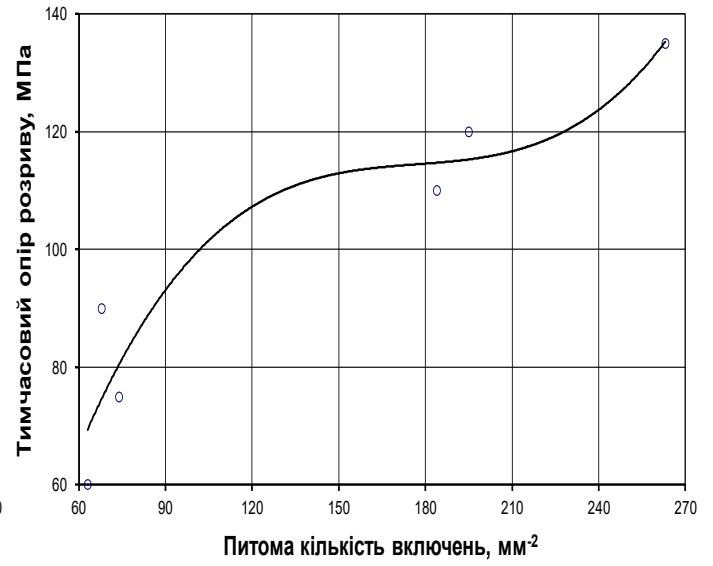
Внаслідок графічної інтерпретації (рис. 4.17) результатів поставленого експерименту (табл. 4.5, 4.8) було доведено яким саме чином та якою мірою комплексно впливають середня дисперсність й питома кількість включень σ -фази на механічні характеристики нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Як показано на рис. 4.17 (д), по мірі зменшення середньої дисперсності часток інтерметалідної АФ твердість композитного вилівка, що визначена за шкалою Брінелля, поступово підвищується. Збільшення середнього розміру часток інтерметаліду *FeCr* сприяє суттєвому зниженню відносного видовження, а особливо тимчасового опору розриву [рис. 4.17 (в, а)] нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Питома кількість включень σ -фази також впливає на механічні властивості нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, до того ж ця залежність не носить яскраво вираженого характеру. Очевидно [рис. 4.17 (е)], що збільшення питомої кількості включень часток інтерметалідної АФ призводить до зниження твердості нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. По мірі збільшення питомої кількості включень σ -фази відносно видовження, а особливо тимчасовий опір розриву композитного вилівка [рис. 4.17 (з, б)] сильно зростають.

Математична обробка результатів проведених досліджень, яка зводилася, фактично, до поліноміальної апроксимації відповідних співвідношень фізичних величин ($R^2 = 0,9824$; $R^2 = 0,967$; $R^2 = 0,9787$; відповідно), які були задані у табличній формі (табл. 4.5, 4.8), дала можливість отримати емпіричні залежн. Б.106...Б.108 механічних властивостей композитного вилівка від середньої дисперсності включень σ -фази, а також питомої кількості включень інтерметалідної АФ в структурі литих зразків (рис. 4.10), тобто нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Величина достовірності апроксимації виведених рівн. Б.109...Б.111 є достатньою, і становить: $R^2 = 0,907$; $R^2 = 0,8778$; $R^2 = 0,9016$; відповідно.

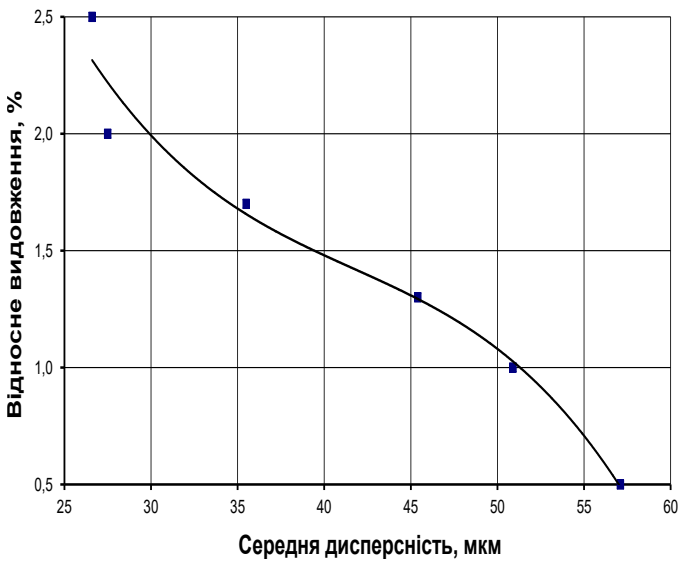
Такий вплив параметрів мікроструктури на механічні характеристики композитного вилівка можна пояснити наступним чином. По мірі зниження дисперсності



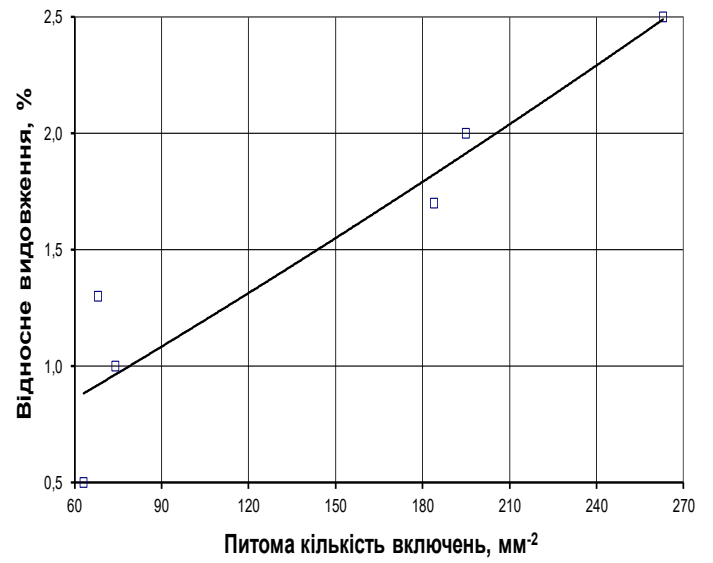
a



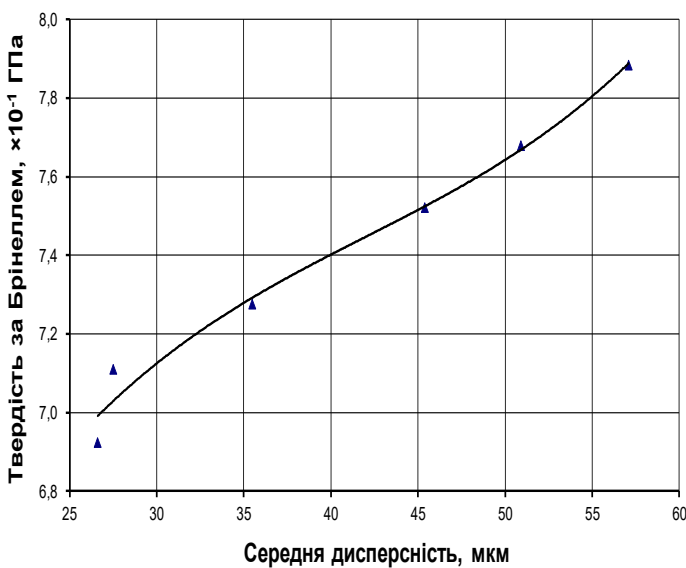
б



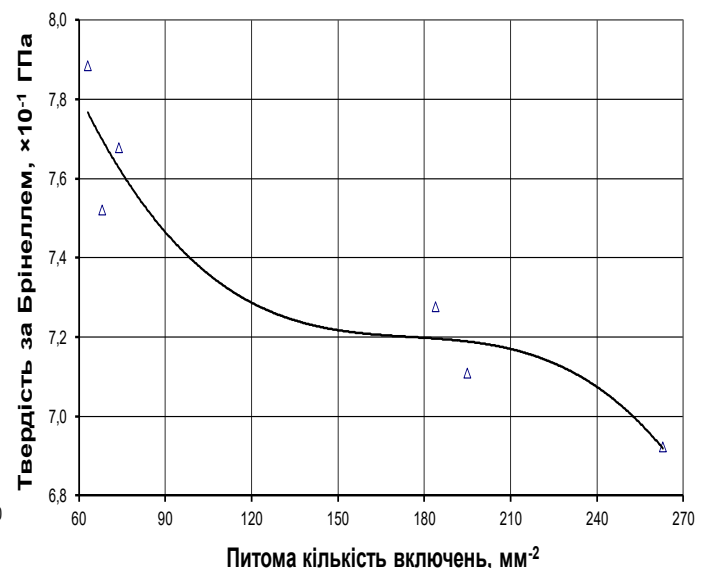
в



г



д



е

Рисунок 4.14 – Залежність механічних властивостей ЛКМ системи *Al-FeCr* від \bar{D} (*a*, *в*, *д*) та *n* (*б*, *г*, *е*) АФ: *a*, *б* – σ_g ; *в*, *г* – δ_5 ; *д*, *е* – *HV*

часток інтерметалідної АФ збільшується їх сумарна площа у полі металографічного шліфа, а загальна площа *Al*-матриці, натомість, зменшується. Це, неодмінно, призводить до того, що твердість зразків із нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, у результаті, дещо підвищується. Разом із тим, частки *FeCr* виступають як концентратори напруження, іншими словами кажучи, вони «ріжуть» й розмежовують *Al*-матрицю, і тим сильніше, чим нижча їх середня дисперсність. Отже, відносне видовження, а особливо тимчасовий опір розриву композитних виливків помітно знижуються. Збільшення питомої кількості включень інтерметалідної АФ за умови, що їх концентрація в об'ємі досліджуваного литого зразка залишається сталою, а між дисперсністю та питомою кількістю часток *FeCr* існує залежн. Б.096, сприяє появі у полі металографічного шліфа ділянок зі збільшеною площею *Al*-матриці. Ці ділянки, у результаті, призводять до того, що твердість нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* дещо знижується. Одночасно, по мірі збільшення питомої кількості включень σ -фази підвищеної дисперсності відбувається зміцнення *Al*-матриці композитного виливка за рахунок того, що високодисперсні включення *FeCr* гальмують рух дислокацій. Ці обставини і є першопричиною, яка сприяє підвищенню відносного видовження, а насамперед, тимчасового опору розриву отриманого композиту.

Залежність триботехнічних властивостей нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* й контрольного *Al*-сплаву марки АК12 від висоти досліджуваних виливків. Експериментально доведено (табл. 4.9), що триботехнічні характеристики досліджуваних матеріалів, а саме: коефіцієнти тертя відповідних пар, зношування литих зразків, швидкість зносу піддослідних матеріалів і спрацювання контртіл залежать, передусім, від висоти досліджуваних виливків. Це однаковою мірою стосується як нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, так і базового *Al*-сплаву марки АК12.

Шляхом графічної інтерпретації (рис. 4.18) результатів експерименту (табл. 4.9) було встановлено характер залежності коефіцієнтів тертя пар: *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40X, Сплав АК12 – Сталь 40X*; зносу нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та ливарного *Al*-сплаву марки АК12; спрацювання *Cr*-сталі марки 40X, що працює у парі з нульмірним ЛКМ системи *Al-FeCr* та *Al*-сплавом марки АК12 від висоти, відповідно, піддослідного й контрольного виливків. Зокрема встановлено,

Таблиця 4.9 – Результати випробування матеріалу литих зразків на зношування в умовах сухого тертя

Позиція	Матеріал		Індекс		Параметри процесу					Результати вимірювань і випробувань									
	литого зразка	контргіла	темплета	контргіла	P , МПа	v , м/с	n , с ⁻¹	τ , с	l , км	S , см ²	m_1 , мг		m_2 , мг		Δm , мг		I_q , мг/см ² ·км		f
											B	K	B	K	B	K	B	K	
1	ЛКМ системи Al-FeCr	сталь 40X ДСТУ 4738:2007	1-Б	1-К	0,5	1	8	1800	1,8	1	5241,1	103704,5	5213,4	103702,8	27,8	+01,7	15,4	+0,9	1,6
			2-Б	2-К							5111,9	103704,5	5093,4	103701,5	18,5	+03,0	10,3	+1,7	2,4
			3-Б	3-К							5161,1	101764,9	5124,5	101663,6	36,6	+11,3	20,0	+6,3	2,4
			4-Б	4-К							5185,2	103630,5	5161,3	103626,4	23,9	+04,1	13,3	+2,3	1,7
			5-Б	5-К							5256,2	103562,2	5231,4	103552,2	24,8	+10,0	13,8	+5,6	2,0
			6-Б	6-К							5112,2	103722,0	5090,4	103711,8	21,8	+10,2	12,1	+5,7	1,8
2	сплав АК12 ДСТУ 2839:1994	сталь 40X ДСТУ 4738:2007	1-Б	1-К	0,5	1	8	1800	1,8	1	3944,4	102806,0	3921,2	102804,8	23,2	+01,2	12,9	+0,7	1,7
			2-Б	2-К							3690,9	102370,4	3662,0	102361,8	28,8	+08,6	16,0	+4,8	2,0
			3-Б	3-К							3605,5	100712,8	3581,2	100713,3	24,3	-00,5	13,5	-0,3	1,7
			4-Б	4-К							3914,9	103512,9	3862,6	103510,8	52,3	+02,1	29,0	+1,2	1,6
			5-Б	5-К							3604,7	103283,4	3572,5	103289,7	32,3	-00,3	17,9	-0,2	2,0
			6-Б	6-К							3562,2	102712,9	3530,2	102711,7	32,0	+01,2	17,8	+0,7	1,6

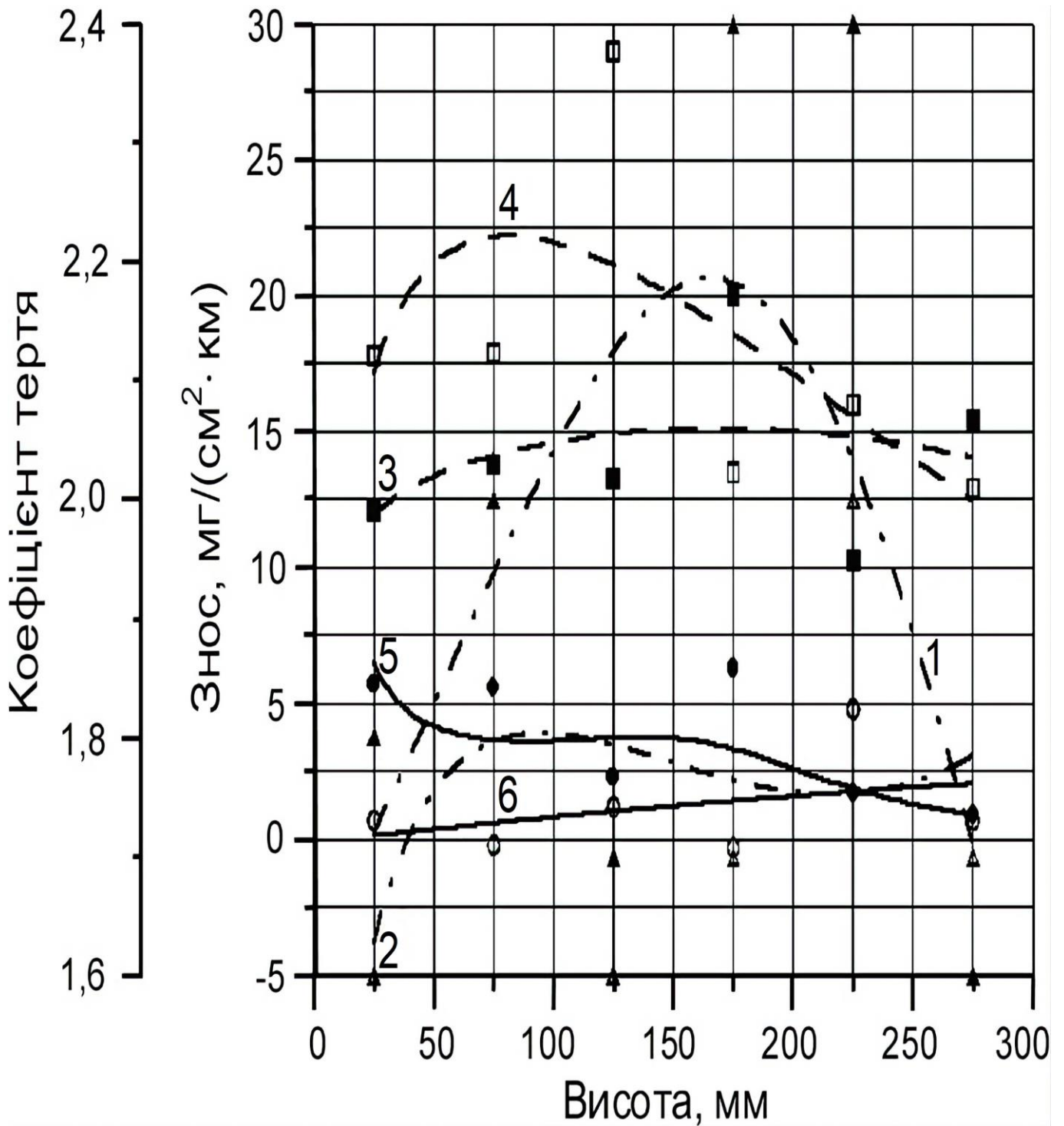


Рисунок 4.15 – Залежність триботехнічних властивостей матеріалу від висоти досліджуваного виливка: 1, 2 – коефіцієнти тертя ковзання пар ЛКМ системи *Al-FeCr* – Сталь 40Х та Сплав АК12 – Сталь 40Х, відповідно; 3, 4 – зношення, відповідно, нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та ливарного *Al*-сплаву марки АК12; 5, 6 – спрацювання сталі 40Х, що працює у парі з нульмірним ЛКМ системи *Al-FeCr* та ливарним *Al*-сплавом марки АК12, відповідно

що по мірі збільшення висоти литої заготовки від 25,0 до 162,5 мм коефіцієнт тертя пари ЛКМ системи *Al-FeCr* – *Сталь 40X* монотонно зростає від 1,73 до 2,18. На висоті 162,5...275,0 мм цей показник поступово спадає від 2,18 до 1,72. Стосовно коефіцієнта тертя пари *Сплав АК12* – *Сталь 40X*, то в інтервалі 25...275 мм його значення змінюється від 1,63 до 1,79. Варто зазначити, що коефіцієнт тертя останньої пари має 2 точки перегину – (87,50; 1,81) й (225,00; 1,76). Величина зносу нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* та ливарного *Al*-сплаву марки АК12 також залежить від висоти, відповідно, досліджуваного й контрольного виливків. Зміна зносу нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* по висоті литої заготовки зростає від 12,4 мг/(см²·км) до 14,6 мг/(см²·км), досягаючи максимуму у точці (175,0; 15,1).

Зношування базового *Al*-сплаву марки АК12 змінюється по висоті контрольного виливка від 17,4 мг/(см²·км) до 12,5 мг/(см²·км). Функціональна залежність контрольного *Al*-сплаву марки АК12 від висоти литої заготовки досягає максимального значення у точці (85,0; 22,4). Спрацювання матеріалу контртіла, на яке впливає зносостійкість матеріалу досліджуваних виливків, також знаходяться у функціональній залежності від висоти литих заготовок. Контртіла, що працюють у парі з нульмірним ЛКМ системи *Al-FeCr*, зношуються набагато інтенсивніше тих контртіл, які працюють у парі з ливарним *Al*-сплавом марки АК12.

Аналітичні залежності триботехнічних властивостей пар тертя, матеріалів виливків і контртіл від висоти литих заготовок, які були отримані у результаті математичної обробки експериментальних даних, тобто апроксимації функціональних залежностей (табл. 4.9), заданих у табличній формі, відповідно, представлені у вигляді математичних виразів Б.112...Б.117, що наглядно представлені у додатках.

Таким чином було встановлено, що показники вищі у нижній та верхній частинах досліджуваної литої заготовки. Це пояснюється тим, що у середній частині композитного виливка має місце усадочна пористість, оскільки периферійні зони кристалізуються раніше і вони щільніші центральної частини литого зразка. Нижча щільність *Al*-матриці у центрі досліджуваного виливка приводить до того, що інтерметалідна АФ викришується інтенсивніше. Це і є причиною того, що нульмірний ЛКМ системи *Al-FeCr* зношується швидше. Викришування інтерметалідної АФ спричиняє на-

липання в'язкої *Me*-матриці на поверхню контртіла, що призводить до підвищення коефіцієнта тертя пари *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40X*.

Дослідження впливу параметрів мікроструктури на триботехнічні характеристики нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Аналіз результатів поставленого експерименту (табл. 4.5, 4.9), які були здобуті у процесі виконання цієї ДР, дозволив виявити функціональну залежність триботехнічних властивостей композитного вилівка, що були розглянуті вище (підрозд. 4.1), від його мікроструктури. Параметрами мікроструктури, які могли істотно вплинути на триботехнічні властивості нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, є середня дисперсність й питома кількість включень часток інтерметалідної АФ в структурі отриманого композита.

Графічна інтерпретація (рис. 4.19) експериментальних даних (табл. 4.5, 4.9) дозволила з'ясувати яким саме чином та якою мірою впливають середня дисперсність й питома кількість включень σ -фази на триботехнічні властивості нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Зокрема встановлено, що зниження середньої дисперсності σ -фази від 26,6 мкм до 57,1 мкм [рис. 4.19 (а, в, д)] призводить до стрімкого падіння коефіцієнта тертя ковзання пари *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40X*. Дана характеристика, при цьому, знаходиться в інтервалі 2,4...1,6. Зазначений чинник сприяє також і зменшенню зносу зразків нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, практично, від 20,0 мг/(см²·км) до 10,2 мг/(см²·км). Спрацювання матеріалу контртіла за даних умов навпаки збільшується, й на початку досліджуваного інтервалу воно становить 0,9 мг/(см²·км), у той час як в його кінці досягає 6,3 мг/(см²·км). Дослідження залежності триботехнічних характеристик пари тертя [рис. 4.19 (б, г, е)] від питомої кількості включень часток інтерметалідної АФ показали, що у діапазоні від 63 мкм до 263 мкм коефіцієнт тертя ковзання пари *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40X* та зносу нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* зростають від 1,6 й 10,2 мг/(см²·км) до 2,4 й 20,0 мг/(см²·км), відповідно. Натомість, по мірі збільшення питомої кількості включень часток інтерметаліду *FeCr* спрацювання *Cr*-сталі марки 40X зменшується від 6,3 мг/(см²·км) при 63 мкм до 0,9 мг/(см²·км) при 263 мкм.

Апроксимація відповідних функціональних залежностей, заданих у табличній формі (табл. 4.5, 4.9), дозволила аналітично описати вплив мікроструктури нульмір-

ного ЛКМ системи *Al-FeCr* на триботехнічні властивості матеріалу литого зразка й контртіла, що працює з ним у парі. Результати математичної обробки поставленого експерименту [(Б.118)...(Б.123)] із достатньою величиною апроксимації ($R^2 = 0,9791$; $R^2 = 0,9529$; $R^2 = 0,9927$; $R^2 = 0,9159$; $R^2 = 0,9932$; $R^2 = 0,9405$; відповідно) наведені у додатках до виконаної ДР.

Такий характер залежностей (рис. 4.19), що існує між параметрами мікроструктури нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* і триботехнічними властивостями матеріалу вилівка й контртіла можна пояснити таким чином. По мірі зменшення середньої дисперсності часток АФ на межі розділу фаз *Литий зразок – Контртіло* зменшується загальна площа м'якої *Al*-матриці, яка безпосередньо контактує з *Cr*-сталлю марки 40Х. Сумарна площа твердих зносостійких включень σ -фази у цій площині, водночас, збільшується. А це призводить до того, що у процесі випробування досліджуваного зразка налипання *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* на поверхню контртіла істотно зменшується і, як наслідок того, знижується коефіцієнт тертя ковзання пари *ЛКМ системи Al-FeCr – Сталь 40Х*. За цієї ж причини зменшується величина зносу нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*. Разом із тим, збільшення загальної площі контакту компонентів системи *Інтерметалід FeCr – Сталь 40Х* неодмінно сприяє спрацюванню матеріалу контртіла. Вплив питомої кількості включень часток інтерметалідної АФ на триботехнічні властивості досліджуваної пари тертя можна пояснити залежністю, що існує між цією характеристикою та середньою дисперсністю часток інтерметаліду *FeCr*. Ця залежність представлена у табл. 4.5, показана на рис. 4.13 та описана за допомогою рівн. Б.96.

4.3 Механізм процесу армування (композиційного зміцнення) ливарних *Al*-сплавів дисперсним інтерметалідом *FeCr*

Механізм процесу армування (композиційного зміцнення) ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН та АК12 дисперсним інтерметалідом *FeCr* зводиться, перш за все, до теплофізичної й фізико-хімічної взаємодії матеріалу ГМ, наповненої порошкподібною АФ, з *Al*-матричним розплавом. Внаслідок цієї взаємодії макрочастки *FeCr* переходять до *Al*-розплаву, про що, на прикладі процесу інокулювання *Fe-C*-сплавів дисперсними феросплавами, уже йшла мова у попередньому розділі (під-

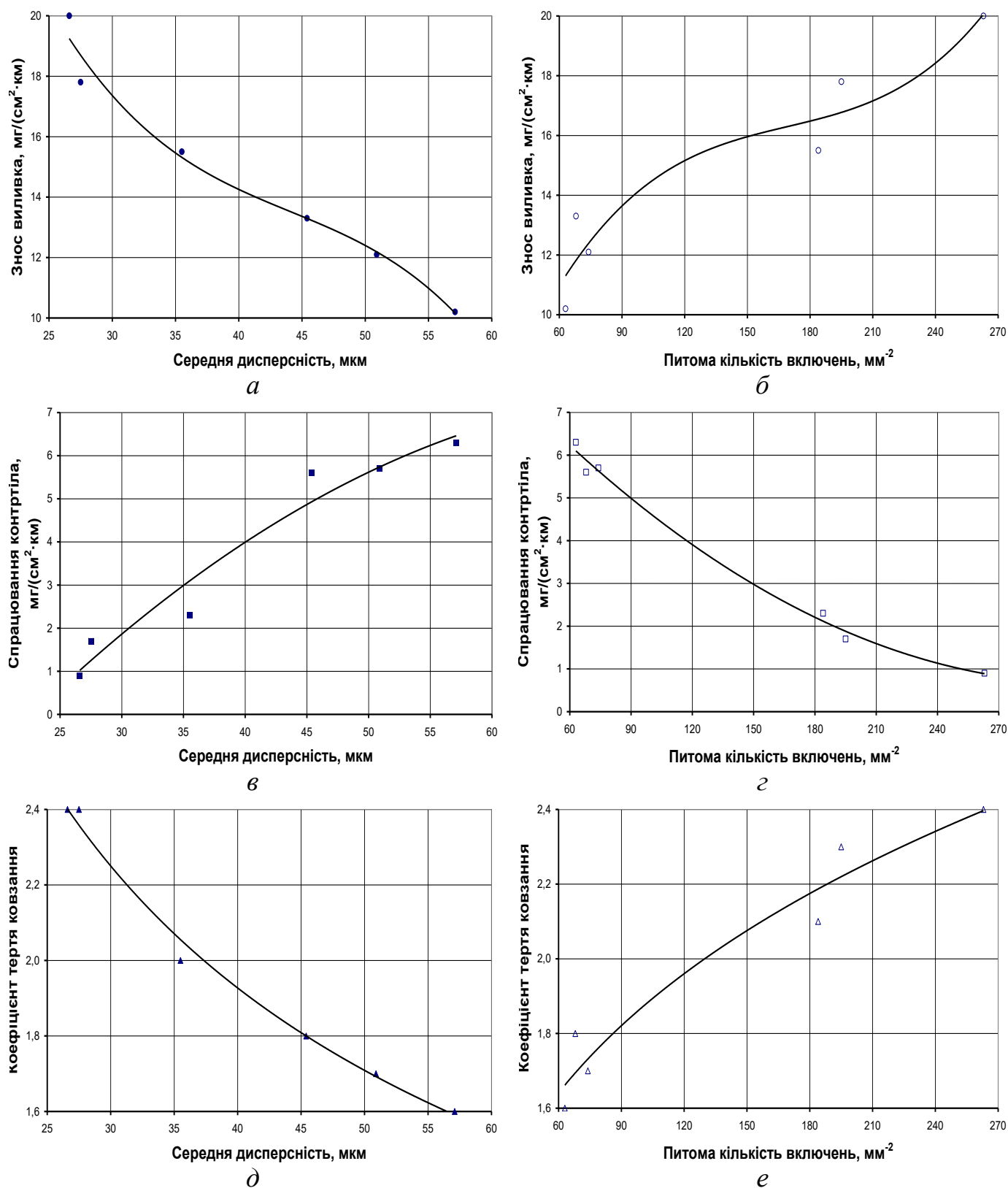


Рисунок 4.16 – Вплив середньої дисперсності (а, в, д) та питомої кількості включень (б, г, е) АФ нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$ на триботехнічні характеристики матеріалу досліджуваного виливка й контртіла, що працюють у парі: 1 – коефіцієнт тертя пари ЛКМ системи $Al-FeCr$ – Сталь 40Х, 2 – знос нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, 3 – спрацювання сталі марки 40Х

розд. 3.3). Крім того, взаємодію, що має місце в системі *Al-розплав – ГМ – FeCr – ЛФ*, як і в попередньому випадку, можна пояснити за допомогою фізичної моделі ЛГМ-процесу (рис. 1.7), показаної та описаної у підрозд. 1.3 даної ДР.

Після термічної деструкції пінополістиролу й переходу макрочасток інтерметалідної АФ від ДНГМ до *Al*-матричного розплаву утворюється термодинамічна система *Al-розплав – FeCr*, у якій величина міжфазної енергії визначається різницею хімічних потенціалів, а їх вирівнювання у часі протікає досить повільно [49], про що також йшла мова раніше. А це означає, що на певному відрізку часу доводиться говорити про квазірівноважний стан, а взаємодію компонентів цієї системи також описувати за допомогою рівняння Юнга – Дюпре [169], яке у даному випадку було представлене за допомогою математичного виразу 3.9.

Розплав системи *Al-FeCr* являє собою грубодисперсну колоїдну систему (завись), у якій (якому) тверді частки інтерметалідної АФ знаходяться в *Al*-матричному розплаві у зваженому стані. Ці частки, за умови відсутності циркуляційних потоків в об'ємі рідкого металу, в процесі руху проходять значний шлях, пересуваючись у певному напрямку лише на малу відстань. Залежність переміщення частки *FeCr* у матричному *Al*-розплаві від часу може бути описана за допомогою рівняння Ейнштейна – Смолуховського (3.10). Якщо тверді частки σ -фази мають сферичну форму, то коефіцієнт їх дифузії в *Al*-матричному розплаві може бути описаний залежн. 3.11. Відношення гідродинамічного опору *Al*-матричного розплаву відносному руху макрочасток *FeCr* до дії сили тяжіння характеризується критерієм Фруда, який, у даному випадку, представлений математичним виразом 3.12.

Проте, в умовах реальної ЛФ, як і в розглянутому раніше випадку (підрозд. 3.3), в об'ємі металічної ванни виникають циркуляційні потоки. Такими потоками є, насамперед, зумовлені гідродинамікою процесу формозаповнення, турбулентні, а також викликані *grad T* конвективні потоки. Оскільки у ливарному виробництві прагнуть до формозаповнення у ламінарному режимі, то турбулентні потоки виникають у прилеглих до живильника об'ємах *Al*-розплаву, і вони надто слабкі, а відтак турбулентною складовою процесу дифузії можна знехтувати. Проте, за умови підведення матричного розплаву до «порожнини» ЛФ зверху, турбулентні потоки вини-

кають у верхніх шарах металічної ванни, і по мірі віддалення від поверхні *Al*-розплаву їх енергія згасає. Разом із тим, ці потоки захоплюють тверді частки інтерметаліду *FeCr*, які в процесі термічної деструкції матеріалу ДНГМ падають крізь зазор δ на дзеркало металу, і переносять їх у глиб металічної ванни. Таким чином, у товщі матричного розплаву, прилеглий до його поверхні, відбувається турбулентне масоперенесення макрочасток σ -фази, яке можна описати напівемпіричним диференціальним рівнянням турбулентної дифузії [607]. Це рівняння, для нашого випадку і за мови, що масоперенесення відбувається в трьохмірній системі координат, концентрація інтерметалідної АФ у матричному розплаві така ж сама як і вміст її у ДНГМ, середні швидкості потоків матричного розплаву і седиментації часток σ -фази, а також коефіцієнти дифузії є сталими, можна переписати у наступному вигляді:

$$\frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial \tau} + u_{Al}^{LF} \frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial x} + v_{Al}^{LF} \frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial y} + w_{FeCr}^{Al} \frac{\partial C_{FeCr}^{GM}}{\partial z} = D_{Al(x)}^{FeCr} \frac{\partial^2 C_{FeCr}^{GM}}{\partial x^2} + D_{Al(y)}^{FeCr} \frac{\partial^2 C_{FeCr}^{GM}}{\partial y^2} + D_{Al(z)}^{FeCr} \frac{\partial^2 C_{FeCr}^{GM}}{\partial z^2}, \quad (4.3)$$

де C_{FeCr}^{GM} – концентрація АФ у ДНГМ, кг/м³; x , y , z – координати лінійного простору, м; τ – поточний час, с; u_{Al}^{LF} , v_{Al}^{LF} – середня швидкість потоків матричного *Al*-розплаву в ЛФ упродовж осей, відповідно, абсцис, ординат, м/с; w_{FeCr}^{Al} – середня швидкість седиментації часток АФ у матричному *Al*-розплаві, м/с; $D_{Al(x)}^{FeCr}$, $D_{Al(y)}^{FeCr}$, $D_{Al(z)}^{FeCr}$ – коефіцієнти турбулентної дифузії, м²/с.

Натомість, конвективні потоки виникають в усьому об'ємі металічної ванни, і циркулюють до остаточного завершення процесу кристалізації. Отже, масоперенесення інтерметалідної АФ у «порожнині» ЛФ носить переважно конвективний характер, а зміна конвективного потоку твердих макрочасток інтерметаліду *FeCr* у матричному розплаві протягом елементарного відрізка часу $d\tau$ описується за допомогою диференційного рівн. 3.13, яке у класичній теорії кристалізації і теорії масоперенесення отримало назву рівняння конвективної дифузії. Усе це докладно описано та наглядно представлено у підрозд. 3.3, про що вже йшлося вище.

Одночасно, взаємодія часток σ -фази з матричним *Al*-розплавом являє собою складний теплофізичний процес, за якого відбувається намерзання гарнісажу на по-

верхні «холодної» частки $FeCr$, нагрівання цього гарнісажу до температури плавлення, його плавлення і перегрівання до температури матричного Al -розплаву. На відміну від випадку, розглянутого у підрозд. 3.3, після «звільнення» поверхні часток σ -фази від гарнісажу відбувається їх нагрівання до температури Al -матричного розплаву й розподіл $FeCr$ в об'ємі металічної ванни. На ці процеси накладається фізико-хімічна взаємодія матричного Al -розплаву з частково розчиненими домішками, які входять до складу інтерметалідної АФ, та їх перерозподіл у рідкому металі.

4.4 Висновки до розділу 4

На прикладі ливарних Al -сплавів марок АК12М2МгН та АК12, а також ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4, було виявлено особливості структуроутворення й умови формування механічних і спеціальних (триботехнічних) характеристик виливків із сплавів кольорових Me , армованих дисперсним інтерметалідом $FeCr$. При цьому експериментально доведено, що:

1. Армування ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4 поліпшує механічні й триботехнічні властивості композитних виливків, проте воно є малоефективним, оскільки σ -фаза під дією високої температури дисоціює на Fe та Cr .

2. Зразки нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, одержані на базі ливарного Al -сплаву марки АК12М2МгН, мають оптимальну мікроструктуру.

3. Мікротвердість основних структурних складових поршневого Al -сплаву марки АК12М2МгН, композиційно зміцненого дисперсним інтерметалідом $FeCr$, змінюється по висоті литих зразків.

4. Зв'язок між основними структурними складовими композитних виливків, отриманих шляхом армування ливарного Al -сплаву марки АК12М2МгН дисперсним інтерметалідом $FeCr$, носить адгезійний характер.

5. Силумін евтектичного складу марки АК12, композиційно зміцнений дисперсною σ -фазою, як і поршневий Al -сплав марки АК12М2МгН, має оптимальну мікроструктуру, на яку істотно впливає висота литих зразків.

6. Між розподілом дисперсності та питомої кількості включень інтерметаліду $FeCr$ по висоті композитного виливка існує функціональний зв'язок.

7. Мікротвердість інтерметалідної АФ й *Me*-матриці нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, одержаного на базі силуміну евтектичного складу марки АК12, залежить від висоти литих зразків.

8. Між структурними складовими ливарного *Al*-сплаву марки АК12, армованого дисперсним інтерметалідом *FeCr*, існує адгезійний зв'язок.

9. Механічні характеристики нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, отриманого на базі силуміну евтектичного складу марки АК12, змінюються по висоті композиційного виливка.

10. Твердість, визначену за шкалою Брінелля, відносне видовження і тимчасовий опір розриву ливарного *Al*-сплаву марки АК12, композиційно зміцненого дисперсною σ -фазою, залежать від мікроструктури литих зразків.

11. Мікротвердість *Me*-матриці та інтерметалідної АФ впливає на тимчасовий опір розриву, відносне видовження і твердість нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, одержаного на базі силуміну евтектичного складу марки АК12.

12. Коефіцієнт тертя ковзання пари ЛКМ системи *Al-FeCr* – *Сталь 40X* та знос нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* залежать від висоти дослідного виливка.

13. Триботехнічні властивості піддослідних матеріалів і пар тертя ковзання залежать від мікроструктури нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*, отриманого на базі ливарного *Al*-сплаву марки АК12.

14. Мікротвердість *Me*-матриці та інтерметалідної АФ впливає на коефіцієнт тертя ковзання пари ЛКМ системи *Al-FeCr* – *Сталь 40X* та зношування нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*.

15. Кількість дисперсної присадки, яка потрапляє до *Al*-матричного розплаву із ДНГМ, визначається, перш за все, величиною співвідношення робіт адгезії цієї присадки до РФ продуктів термічної деструкції модельного матеріалу, тобто пінополістиролу, та рідкого металу, а її розподіл в об'ємі виливка – турбулентними і конвективними потоками, що виникають у матричному *Al*-розплаві.

16. Інтенсивність турбулентних та конвективних потоків *Al*-матричного розплаву, які мають місце в об'ємі литих зразків, можна регулювати технологічними й металургійними параметрами ЛГМ-процесу.

РОЗДІЛ 5

ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНІ ПОКАЗНИКИ ПРОЦЕСУ ІНОКУЛЮВАННЯ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ І СПЛАВІВ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ

Очевидно, що кожен із технологічних параметрів ЛГМ-процесу (незалежних факторів) по різному впливають на ту чи іншу характеристику досліджуваного матеріалу, а відтак важливо на виході отримати таке співвідношення числових значень даних параметрів, за якого цей матеріал мав би набір оптимальних службових та експлуатаційних характеристик [макро-, мікроструктуру, механічні й спеціальні (триботехнічні) властивості, тощо]. Крім того, з метою впровадження здобутих результатів у життя необхідно відпрацювати високоефективну технологію промислового інокулювання ливарних сталей і сплавів. Разом із тим, важливо довести економічну доцільність виконаної роботи, тобто на практиці добитись високих ТЕП при виробництві реальних виливків із сплавів чорних та кольорових металів.

5.1 Технологічні й металургійні параметри ЛГМ-процесу при інокулюванні сплавів чорних та кольорових металів

Ефективність інокулювання ливарних сплавів, тобто модифікування або легування розплавів чавуну і сталі, у тому чи іншому випадку, дисперсним феросиліцієм марки ФС75, Si-порошком марки ПМС-К, порошком комплексного сфероїдируючого модифікатора марки ФСМг7, ферохромом марки ФХ650А, дисперсним ферованадієм марки ФВд40У0,75 й дисперсним феротитаном марки ФТи70С1, а також армування ливарної Si-латуні марки ЛЦ16К4, поршневого Al-сплаву марки АК12М2МгН й силуміну евтектичного складу марки АК12 дисперсним інтерметалідом $FeCr$, насамперед, залежать від того, наскільки витримані технологічні та металургійні параметри ЛГМ-процесу. Такими параметрами при модифікуванні сірого чавуну марки СЧ300 дисперсним феросиліцієм марки ФС75 є $C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}$, $\rho_{\text{ГМ}}$, $v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}}$, $T_{\text{Ме}}^0$, про що вперше згадувалось у підрозд. 2.1 даної ДР. Це рівною мірою стосується інокулювання усіх ливарних сплавів з використанням ДНГМ, де на місці дисперсного феросиліцію марки ФС75 може опинитися будь який ЕМ, ЛЕ, АФ, МХ, тощо. Від дотримання цих параметрів, у першу чергу, залежать макро-, мікроструктура, а в результаті механічні і триботехнічні характеристики піддослідних матеріалів. Крім цього, є ще

низка другорядних факторів, які більшою або меншою мірою здатні вплинути на ефективність процесу інокулювання *Fe-C*-сплавів та сплавів кольорових *Me*. Саме на цих факторах буде акцентовано нашу увагу далі за текстом.

Параметри процесу графітизуючого модифікування розплаву сірого чавуну марки СЧ300 дисперсним феросиліцієм марки ФС75. Вихідний сплав, мікроструктура й механічні властивості (твердість за Брінеллем) якого відповідають сірому чавуну марки СЧ300, було виплавлено в індукційній тигельній печі моделі «ІЧТ-016». Хімічний склад (табл. А.18) цього чавуну наведено нижче.

Основні технологічні й металургійні параметри ЛГМ-процесу наведені у табл. А.12. Проте, у процесі виконання цієї ДР дотримувалися низки так званих другорядних факторів (табл. 5.1), вплив яких на структуру, механічні, експлуатаційні й службові характеристики сірого чавуну марки СЧ300 не досліджувався і вони продовжували залишатися сталими. До цих факторів, які представлені нижче, належать такі параметри ЛГМ-процесу як: температура *Me*-розплаву в момент його випуску із плавильного агрегату, вихідний розмір гранул пінополістиролу, час спікання модельного матеріалу у порожнині ПФ, дисперсність часток феросиліцію марки ФС75. Крім цього, необхідно звернути увагу на габаритні розміри досліджуваних та контрольних виливків і технологію заливання матричного розплаву до «порожнини» ЛФ, тобто вказати координати живильника. Важливо зазначити також й довжину, ширину та висоту темплетів, за допомогою яких було досліджено розподіл мікроструктури і твердості отриманого матеріалу у контрольній площині литих зразків.

Технологічні й металургійні фактори ЛГМ-процесу при легуванні чавунного розплаву дисперсним ферохромом марки ФХ650А. Як і в попередньому випадку вихідний сплав було зашихтовано й виплавлено в індукційній тигельній печі моделі «ІЧТ-016». Хімічний склад чавуну (табл. А.19), отриманого після легування матричного розплаву дисперсним ферохромом марки ФХ650А, представлено нижче.

Оскільки, дослідження ефективності легування розплаву чавуну вихідного складу дисперсним ферохромом марки ФХ650А за допомогою ДНГМ проводились не за повним факторним експериментом (підрозд. 2.1), то, у даному випадку, говорити про основні та другорядні незалежні фактори не доцільно. На відміну від випа-

Таблиця 5.1 – Другорядні технологічні та металургійні параметри ЛГМ-процесу при модифікуванні сірого чавуну марки СЧ300 дисперсним феросиліцієм марки ФС75

Позиція	Виливок						Темплет			Матричний розплав			Модельний матеріал			Модифікатор			
	матеріал	габаритні розміри, мм			координати живильника, мм			індекс	габаритні розміри, мм			температура, К		$v_{Me}^{лф}$, см/с	$d_{ГМ}^0$, мм	$\rho_{ГМ}$, кг/м ³	τ_C , с	$d_{ФС75}$, мкм	$C_{ФС75}^{ГМ}$, % (мас. частка)
		a_B	b_B	H_B	a_B	b_B	H_B		a_T	b_T	h_T	$T_{Me}^{ВПА}$	T_{Me}^0						
1	СЧ300 ДСТУ 8833:2019	100	5	300	50,0 (0,0; 100,0)	0,0	0,0	n-1	20	5	20	1573 / 1803	(табл. А.12)	(табл. А.12)	0,4...0,6	(табл. А.12)	180	160	(табл. А.12)
								n-2	20	5	20								
								n-3	20	5	20								
								n-4	20	5	20								
								n-5	20	5	20								
								n-6	20	5	20								
								n-7	20	5	20								
								n-8	20	5	20								
								n-9	20	5	20								
2	чавун вихідного складу	100	5	300	0,0	2,5	0,0	n-1	20	5	20	1473	(табл. А.12)	(табл. А.12)	0,4...0,6	(табл. А.12)	120	-	-
								n-2	20	5	20								
								n-3	20	5	20								
								n-4	20	5	20								
								n-5	20	5	20								
								n-6	20	5	20								
								n-7	20	5	20								
								n-8	20	5	20								
								n-9	20	5	20								

дку, розглянутого раніше (табл. 5.1), кількість параметрів ЛГМ-процесу (табл. 5.2), які необхідно було розглянути, – дещо більша. До таких факторів належать параметри, що характеризують, перш за все: матричний розплав – температура чавунного розплаву в момент його випуску із плавильного агрегату, температура заливання, розрахункова швидкість підйому матричного розплаву у «порожнині» ЛФ; модельний матеріал – середній розмір гранул вихідного пінополістиролу, густина матеріалу ГМ, час спікання; модифікатор – дисперсність часток ферохрому марки ФХ650А, кількість (від об'єму вилівка) ферохрому марки ФХ650А, імплантованого до ГМ. Як і в попередньому випадку, ці фактори слід доповнити геометричними розмірами, тобто, довжиною, шириною та висотою литих зразків та вирізаних із них темплетів, а також координатами точки підведення чавунного розплаву до «порожнини» ЛФ.

Параметри процесу мікролегування зносостійкої Cr-сталі марки 70ХЛ дисперсним ферованадієм марки ФВд40У0,75 й дисперсним феротитаном марки ФТи70С1 одночасно. Сплав вихідного складу, яким була зносостійка Cr-сталь марки 70ХЛ, було зашихтовано та у подальшому виплавлено в індукційній тигельній печі моделі «ІСТ-016». Хімічний склад матеріалів вихідного (сталь марки 70ХЛ) й кінцевого (сталь марки 75ХФТЛ) складів (табл. А.17) наведено далі за текстом.

Габаритні розміри литих зразків і темплетів, а також характеристика модельного матеріалу є такими, якими вони були у попередньому випадку (табл. 5.2), тобто при легуванні чавунного розплаву дисперсним ферохромом марки ФХ650А. Швидкість формозаповнення та середній розмір часток ДІ такі як і при легуванні матричного розплаву дисперсним ферохромом марки ФХ650А (табл. 5.2), про що також згадувалося раніше. Координати місця підведення чавуну вихідного складу до «порожнини» ЛФ наступні, мм: довжина – 0, ширина – 5, висота – 200. Температура металу на виході із плавильного агрегату становила 2123 К, а температура заливання – 1923 К. Вміст ДІ, імплантованого до ГМ, наведено у табл. 3.6 даної ДР.

Параметри процесу армування ливарної Si-латуні марки ЛЦ16К4 дисперсним інтерметалідом FeCr. Ливарну Si-латунь марки ЛЦ16К4 було приготовлено й виплавлено в тигельній електропечі опору для плавки Cu та сплавів на її основі моделі «СМТ-01». Хімічний склад вихідного матеріалу (табл. А.20), який відповідає

Таблиця 5.2 – Технологічні й металургійні параметри ЛГМ-процесу при легуванні розплаву чавуну вихідного складу дисперсним ферохромом марки ФХ650А

Позиція	Виливок						Темплет						Матричний розплав			Модельний матеріал			Модифікатор			
	матеріал	габаритні розміри, мм			координати живильника, мм			індекс	габаритні розміри, мм						температура, К		$v_{Me}^{ЛФ}$, см/с	$d_{ГМ}^0$, мм	$\rho_{ГМ}$, кг/м ³	τ_C , с	$d_{ФХ650А}$, мкм	$C_{ФХ650А}^{ГМ}$, % (мас. частка)
		a_B	b_B	H_B	a_B	b_B	H_B		a_T		b_T		h_T		$T_{Me}^{ВПА}$	T_{Me}^0						
									А	Б	А	Б	А	Б								
1	ЧХ1 ДСТУ 8851:2019	80	10	200	0	5	0	1	40	40	10	10	34	34	1773	1723	6	0,6...0,8	25	180	160	4
2								40	40	10	10	34	34									
3								40	40	10	10	32	32									
4								40	40	10	10	32	32									
5								40	40	10	10	34	34									
6								40	40	10	10	34	34									
2	чавун вихідного складу	80	10	200	0	5	0	1	40	40	10	10	34	34	1773	1473	6	0,6...0,8	25	120	-	-
2								40	40	10	10	34	34									
3								40	40	10	10	32	32									
4								40	40	10	10	32	32									
5								40	40	10	10	34	34									
6								40	40	10	10	34	34									

ливарній *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, представлено далі за текстом виконаної ДР.

Габаритні розміри латунних виливків, мм: довжина – 50, ширина – 10, висота – 120; габаритні розміри кожного темплета становлять 0,25 від розміру литої заготовки. Координати живильника, мм: довжина – 50, ширина – 5, висота – 0. Характеристика модельного матеріалу й інтерметалідної АФ, у даному випадку, аналогічна тим самим характеристикам процесу армування ливарних *Al*-сплавів дисперсним інтерметалідом *FeCr* (табл. 5.3), про що мова піде далі. Температура матричного розплаву на виході із плавильного агрегату становить 1523 К, а температура його заливання до «порожнини» ЛФ – 1423 К, у той час коли швидкість формозаповнення контрольного та досліджуваного виливків така ж сама як і при композиційному зміцненні поршневого *Al*-сплаву марки АК12М2МгН й силуміну евтектичного складу марки АК12 (табл. 5.3), що буде також детально описане далі за текстом.

Параметри процесу армування ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН та АК12 дисперсним інтерметалідом *FeCr*. Щоб отримати нульмірний ЛКМ системи *Al-FeCr* були приготовлені ливарні *Al*-сплави марок АК12М2МгН й АК12. Плавлення шихти проводили у тигельній електропечі опору моделі «САТ-025-И2». Хімічний склад (табл. А.21) сплавів, про які, наразі, іде мова, наведено нижче.

Як і в попередніх випадках, що були розглянуті раніше, дослідження ефективності армування поршневого *Al*-сплаву марки АК12М2МгН та силуміну евтектичного складу марки АК12 дисперсною σ -фазою зводилися до проведення розрізненої серії експериментів, про що детально описано у підрозд. 2.1 виконаної ДР. Таким чином, говорити про те які технологічні й металургійні параметри ЛГМ-процесу є головними, а які – другорядними, у даному випадку, також не приходиться. Виходячи із цих міркувань, усі ці параметри (табл. 5.3) об'єднані в одну групу, яка представлена нижче. До них, у першу чергу, належать: габаритні розміри досліджуваного та контрольного виливків, а також вирізаних із них темплетів; координати точки підведення *Al*-матричного розплаву до «порожнини» ЛФ; температура *Me*-розплаву в момент його випуску із плавильного агрегату; температура заливання; розрахункова швидкість підйому матричного розплаву у «порожнині» ЛФ, тобто швидкість формозаповнення; вихідний розмір гранул пінополістиролу; густина модельного ма-

Таблиця 5.3 – Технологічні і металургійні параметри ЛГМ-процесу при отриманні ЛКМ системи $Al-FeCr$

Позиція	Виливок						Темплет						Матричний розплав			Модельний матеріал			Армуюча фаза					
	матеріал	габаритні розміри, мм			координати живильника, мм			індекс	габаритні розміри, мм						температура, К		$v_{Me}^{ЛФ}$, см/с	$d_{ГМ}^0$, мм	$\rho_{ГМ}$, кг/м ³	τ_C , с	d_{FeCr} , мкм	$C_{FeCr}^{ГМ}$, % (мас. частка)	T_B , К	τ_{IB} , с
		a_T		b_T		h_T			$T_{Me}^{ВПА}$	T_{Me}^0														
		A	Б	A	Б	A	Б																	
1	ЛКМ системи $Al-FeCr$	100	10	300	100	5	0 (300)	1	25	75	10	10	50	50	1053	1023	7	0,2...0,4	25	150	20...100	10	1073	3600
								2	25	75	10	10	50	50										
								3	25	75	10	10	50	50										
								4	25	75	10	10	50	50										
								5	25	75	10	10	50	50										
								6	25	75	10	10	50	50										
2	АК12М2МгН (АК12) ДСТУ 2839:1994	100	10	300	100	5	0 (300)	1	25	75	10	10	50	50	1053	973	5	0,2...0,4	25	120	-	-	-	-
								2	25	75	10	10	50	50										
								3	25	75	10	10	50	50										
								4	25	75	10	10	50	50										
								5	25	75	10	10	50	50										
								6	25	75	10	10	50	50										

теріалу; час спікання пінополістиролу у порожнині ПФ; дисперсність часток інтерметаліду $FeCr$; кількість (від маси литого зразка) інтерметаліду $FeCr$ у «тілі» ДНГМ; температура виділення σ -фази, тобто інтерметаліду $FeCr$ із сплаву бінарної системи $Fe-Cr$; тривалість відпалювання сплаву подвійної системи $Fe-Cr$.

Шихтові матеріали. Для приготування дослідних сплавів використовували зворот власного виробництва й металобрухт у кількості 30 % від маси шихти. При виплавці сталей і чавунів крім феросплавів, зазначених вище, застосовували феросилікомарганець марок МнС17, МнС22 ДСТУ 3548:1997, нікель напівфабрикатний марки НП4 ДСТУ 492:2007 та АРМКО-залізо 10895-10880. Ливарні Al -сплави було приготовлено з Al -сплавів у чушках марок АК12, АК12М2 ДСТУ 2839:1994, лігатур $Al-Si$, $Al-Cu$, $Al-Mg$, $Al-Ni$, а також алюмінію первинного марки А85 ДСТУ 11069:2003. Основним компонентом шихти, необхідним для приготування ливарної Si -латуні марки ЛЦ16К4, була латунь ливарна в чушках марки ЛК1 ДСТУ 3473:1996. Як і на випадок $Fe-C$ - та Al -сплавів, в завалку плавильного агрегату додавали 30 % металобрухту та звороту власного виробництва.

Шихту було розраховано за допомогою персонального комп'ютера. Програму «Charge» (Version 2.0) створено фахівцями ФТІМС НАН України у 2000 році.

5.2 Техніко-економічні показники процесів модифікування і легування залізовуглецевих та армування кольорових сплавів дисперсними присадками

Щоб розрахувати економічний ефект процесу інокулювання $Fe-C$ -сплавів і сплавів кольорових Me за допомогою ДНГМ необхідно провести паралель між ЛГМ-процесом та іншими способами лиття. Потім порівняти ТЕП процесів модифікування і легування розплавів чавуну у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом та армування Al -матричного розплаву за допомогою ДНГМ з аналогічними процесами, які здійснюють за іншими технологіями. Основним ТЕП, у даному випадку (табл. А.22), є собівартість придатного литва (сірого чавуну марки СЧ300, жаростійкого Cr -чавуну марки ЧХ1, високоміцного чавуну марки ВЧ500-7, нульмірного ЛКМ системи $Al-FeCr$, двомірного ЛКМ системи $СЧ300-Ст3-ЧХ3$, тощо). Порівняльна характеристика процесів інокулювання сплавів чорних і кольорових Me , здійснених різними методами за ЛГМ-процесом, представлена нижче.

Цифри, які наведені у додатках (табл. А.22), були отримані завдяки тому, що зразки (рис. В.3) сірого чавуну марки СЧ300, чавуну із кулястим графітом марки ВЧ500-7, жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1, а також жаро-, зносостійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ3 відлили з використанням пиловидних відходів феросплавів марок, відповідно, ФС75, ФСМг7 й ФХ650А. Собівартість додаткового легування сірого чавуну марки СЧ200 конопатковим стабілізованим *Si*-порошком марки ПМС-К була здобута з поправкою на те, що вартість такого порошку (за даними ФТІМС НАН України) на 20 % більша вартості кускової *Si*. Зразки (рис. В.3) нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* були отримані так само, як і сірий чавун перлітного класу марки СЧ300.

5.3 Висновки до розділу 5

При інокулюванні ливарних сплавів з використанням ДНГМ здобувачем відпрацьовано ефективні технології промислового виробництва монолітних ВДСВ й багат шарових ЛАК, що дозволило досягти цінних науково-практичних результатів:

1. Окреслено загальні положення оптимізації технологічних й металургійних параметрів ЛГМ-процесу, зроблено акцент на необхідності розробки та впровадження у виробництво ефективної технології інокулювання ливарних сплавів, наголошено на економічній доцільності проведення дослідно-експериментальних робіт.

2. Відпрацьовано технологію інокулювання відповідних матричних розплавів при отриманні сірих чавунів марок СЧ300, СЧ250 й СЧ200, жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1, високоміцного чавуну марки ВЧ500-7, зносостійкої складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ, ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН та АК12, армованих дисперсним інтерметалідом *FeCr*.

3. Розраховано ТЕП процесів модифікування і легування розплавів чавуну та армування ливарних *Al*-сплавів дисперсними присадками.

4. Пройшла успішно виробничі випробування і впроваджена у виробництво дослідно-експериментальна партія литих заготовок із: сірого чавуну марки СЧ300, модифікованого дисперсним феросиліцієм марки ФС75; жаро-, зносостійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ3; нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr*.

5. Отримано тестовий зразок двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3*, вивчено макро-, мікроструктуру та визначено твердість його функціональних шарів.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

На підставі результатів проведених досліджень виявлено закономірності розподілу ЛЕ та ЕМ у рідких і твердіючих *Fe-C*-сплавах та з'ясовано їх вплив на структуру, механічні й спеціальні властивості матеріалу в об'ємі литих зразків. Виявлено особливості структуроутворення та умови формування механічних і триботехнічних характеристик виливків із сплавів кольорових *Me*, армованих дисперсним інтерметалідом *FeCr*. Експериментально доведено ефективність інокулювання ливарних сплавів за допомогою ДНГМ з метою одержання ВДСВ. Виходячи із цих міркувань, здобувач дійшов висновків, які дали йому змогу визначитись у наступному:

1. Проведено глибокий аналіз літературних даних, розкрито стан питання на сьогоднішній день та визначено основні напрями досліджень, що зводилися до інокулювання сплавів чорних і кольорових *Me* у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом.

2. Запропоновано методика дослідження впливу гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу на показники засвоєння ДІ рідким металом, параметри мікроструктури литих зразків, механічні й триботехнічні властивості ливарних сталей і сплавів, а також залежності показників засвоєння *Si* матричним розплавом, параметрів мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 та його *HB* від технологічних параметрів ЛГМ-процесу.

3. Експериментально доведено, що під впливом гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу, показники засвоєння ДІ рідким *Me*, структура та властивості ливарних сплавів змінюються у контрольній площині піддослідних виливків. Так, наприклад, для сірого чавуну хімічний склад, мікроструктура і *HB* якого є характерними для марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019, зазначені характеристики набувають значень: $[Si]_m = 1,25 \dots 1,91$ % (мас. частка); $k_{[Si]} = 0,00 \dots 0,88$; $[П] = 59 \dots 90$ % (за площею); $[Ф] = 0 \dots 4$ % (за площею); $[Fe_3C] = 1 \dots 40$ % (за площею); $[ПГ] = 1 \dots 5$ % (за площею); $l_{ПГ} = 15 \dots 45$ мкм; $HB = 229 \dots 321$ кгс/мм². Результати РФА та МГА, а також механічних випробувань литих зразків показали, що, крім розглянутого вище сірого чавуну марки СЧ300, *Fe-C*-сплави мають оптимальну структуру й номінальну *HB*, які відповідають сірим чавунам марок СЧ200, СЧ250 ДСТУ 8833:2019, високоміцному чавуну марки ВЧ500-7 ДСТУ 3925:1999, жаростійкому *Cr*-чавуну марки ЧХ1 ДСТУ 8851:2019 та жаро-, зносостійкому *Cr*-чавуну марки ЧХ3 ДСТУ 8851:2019, а також

зносоустійким низьколегованим сталіям марок 70ХЛ й 75ХФТЛ ТУ 4112-78269737-001-2005. Структура та властивості ливарних Al-сплавів марок АК12М2 МГН й АК12 ДСТУ 2839:1994, як і ливарної Si-латуні марки ЛЦ16К4 ГОСТ 17711-93, армованих дисперсною σ -фазою, є характерними для нульмірних ЛКМ систем Al-FeCr та Cu-FeCr. Для цієї групи сплавів $k_{[E]} \approx 0,25 \dots 1,00$.

4. Як і при литті сталей і чавунів традиційними способами, між показниками засвоєння ДІ матричним розплавом ($[E]_i$ й $k_{[E]}$), параметрами мікроструктури ливарних сплавів ($[П]$, $[Ф]$, $[Fe_3C]$, $[ПГ]$, $l_{ПГ}$, $\bar{D}_{A\phi}$, $n_{A\phi}$) та їх властивостями (σ_b , δ_5 , HB , a_n , i_q , $I_{КТ}$, I_q , f) існує функціональний зв'язок, що доводить ефективність їх (сталей і чавунів) інокулювання у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом. Для усіх функціональних залежностей, заданих у табличній формі, $R^2 \approx 0,95$.

5. Результати експерименту показали, що між незалежними факторами, тобто технологічними параметрами ЛГМ-процесу ($C_{\text{ФСТ5}}^{\text{ГМ}}$, $\rho_{\text{ГМ}}$, $v_{\text{Me}}^{\text{ЛФ}}$, T_{Me}^0), показниками засвоєння Si рідким Me ($[Si]_m$ та $k_{[Si]}$), параметрами мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 ($[П]$, $[Ф]$, $[Fe_3C]$, $[ПГ]$, $l_{ПГ}$) й HB литих зразків також існує функціональний зв'язок, який заданий у табличній формі. Щоб з'ясувати його характер, було проведено регресійний аналіз результатів повнофакторного експерименту та виведено відповідні рівняння регресії. Ці рівняння можна виразити лінійними рівняннями, які мають вигляд: $[Si]_m \cdot k_{[Si]} \cdot [П] \cdot [Ф] \cdot [Fe_3C] \cdot [ПГ] \cdot l_{ПГ} \cdot HB = A \left(C_{\text{ФСТ5}}^{\text{ГМ}}, \rho_{\text{ГМ}}, v_{\text{Me}}^{\text{ЛФ}}, T_{\text{Me}}^0 \right) + B$. Варіювання кожного фактора здійснювалось на 2-х рівнях: $C_{\text{ФСТ5}}^{\text{ГМ}} = 0,2 \dots 1,0$ % (мас. частка); $\rho_{\text{ГМ}} = 20 \dots 50$ кг/м³; $v_{\text{Me}}^{\text{ЛФ}} = 25 \dots 50$ мм/с; $T_{\text{Me}}^0 = 1523 \dots 1753$ К. Графічна інтерпретація рівнянь регресії показала, що приріст незалежних факторів призводить до підвищення $[Si]_m$ й $k_{[Si]}$, сприяє збільшенню $[П]$, $[ПГ]$ та $l_{ПГ}$, а також є причиною зменшення $[Ф]$, $[Fe_3C]$ і зниження HB . В залежності від співвідношення технологічних параметрів ЛГМ-процесу характеристики, які регламентовані ДСТУ 8833:2019, набувають значень: $[Si]_m = 1,262 \dots 1,820$ % (мас. частка); $k_{[Si]} = 0,08 \dots 0,77$; $[П] = 69 \dots 93$ % (за площею); $[Ф] = 0 \dots 4$ % (за площею); $[Fe_3C] = 4 \dots 25$ % (за площею); $[ПГ] = 2 \dots 5$ % (за площею); $l_{ПГ} = 15 \dots 45$ мкм; $HB = 187 \dots 388$ кгс/мм².

6. З'ясовано, що металургійна обробка відповідного чавунного розплаву Cu-

порошком марки ПМС-К, дисперсними феросиліцієм марки ФС75, комплексним сфероїдизуючим модифікатором марки ФСМг7 та ферохромом марки ФХ650А забезпечила піддослідним виливкам оптимальну мікроструктуру й номінальну *HV*, а мікролегування розплаву зносостійкої *Cr*-сталі марки 70ХЛ дисперсними ферованадієм марки ФВд40У0,75 та феротитаном марки ФТи70С1 одночасно, з подальшою ТО, дозволило покращити механічні властивості уже складнолегованої сталі марки 75ХФТЛ на 75,3...193,6 %, а зносостійкість – на 56,0 %.

7. Наявність в структурі двомірного ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3* розмитих меж розділу суміжних фаз та перехідних зон між дотичними функціональними шарами товщиною 0,15...0,18 мм вказує на існування в даній системі дифузійного зв'язку, у той час коли зв'язок інтерметалідної АФ з *Me*-матрицею в структурі нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* носить адгезійно-механічний характер.

8. Встановлено, що *HV* нульмірного ЛКМ системи *Al-FeCr* на 12,8 кгс/мм² перевищує *HV* контрольного виливка, а триботехнічні властивості композитного виливка на 15,0...20,0 % більші аналогічних характеристик ливарних *Al*-сплавів марок АК12М2МгН та АК12. Крім того, *HV* нульмірного ЛКМ системи *Cu-FeCr*, в середньому, на 18,3 % перевищує аналогічну характеристику ливарної *Si*-латуні марки ЛЦ16К4, а триботехнічні властивості – на 33,3...62,0 %.

9. З позиції фундаментальних положень природничих наук розкрито механізм процесу інокулювання сплавів чорних і кольорових *Me* за допомогою ДНГМ. Для цього було використано створену у ФТІМС НАН України фізичну модель ЛГМ-процесу з поправкою на ДНГМ та виведене рівняння теплового балансу системи *Me-розплав – ДНГМ – ЛФ* [253], а також зроблено акцент на конвективну складову процесу масоперенесення ДІ в об'ємі металічної ванни.

10. Собівартість придатного литва (сірі чавуни марок СЧ200, СЧ300; високоміцний чавун марки ВЧ500-7; *Cr*-чавуни марок ЧХ1, ЧХ3, нульмірний ЛКМ системи *Al-FeCr*, двомірний ЛКМ системи *СЧ300-Ст3-ЧХ3*), отриманого шляхом інокулювання ливарних сталей і сплавів у «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом, є на 15,5...26,2 % нижчою собівартості литва, одержаного традиційними способами, а економічний ефект, в середньому, становить 10.557,45 грн./т.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Найдек В.Л. Создание новых технологий и материалов на основе фундаментальных научных исследований. *Литейное производство*. 1991. № 3. С. 2–4.
2. Ткаченко С.С. Получение композиционных отливок с дифференцированными свойствами для базовых деталей станков. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 32.
3. Шустик А.Г., Савченко В.П., Табунщик А.М., Побрус Н.Н. Справочник по газовой резке, сварке и пайке / под ред. В.П. Савченко. Киев: Техніка, 1989. 104 с.
4. Сварка, пайка, клейка и резка металлов и пластмасс: справ. пособ.: пер. с нем. / Т. Калиске и др.; под ред.: А. Ноймана, Е. Рихтера. 3-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1985. 480 с.
5. Долгицер Л.З., Никитин М.С. Газовая сварка и резка: справ. пособ. Москва: Машгиз, 1954. 127 с.
6. Ирвинг Б. Работы по сварке композитов с металлической матрицей в США. *Автоматическая сварка*. 1993. № 2. С. 48–51.
7. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов. 2-е изд., перераб. и доп. Киев: Наукова думка, 1990. 512 с.
8. Диффузионная сварка материалов: справ. пособ. / В.П. Антонов и др. Москва: Машиностроение, 1981. 271 с.
9. Метлин Ю.К., Новиков И.В., Акильев С.А. Сварочные и наплавочные работы при ремонте деталей строительных машин: справ. пособ. Москва: Стройиздат, 1981. 160 с.
10. Закс И.А. Сварка разнородных сталей. Выбор электродов, режимов подогрева и отпуска: справ. пособ. Ленинград: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1973. 208 с.
11. Стретович А.Д., Павленко Ю.В. Диффузионная сварка композиционного материала на алюминиевой основе. *Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов: сб. науч. тр. / АН УССР. ИЭС им. Е.О. Патона*. Киев, 1990. С. 40–42.
12. Преснухин В.А., Кшнякин А.М., Кушнир С.Н. Исследование конструкции соединения и технологии диффузионной сварки боралюминия с титановыми сплавами. *Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов: сб. науч. тр. / АН УССР. ИЭС им. Е.О. Патона*. Киев, 1990. С. 36–40.

13. Точечная контактная сварка металлокомпозиционного материала системы алюминий – бор / Н.Д. Машков и др. *Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов*: сб. науч. тр. / АН УССР. ИЭС им. Е.О. Патона. Киев, 1990. С. 47–51.
14. Многослойная сталь в сварных конструкциях / Б.Е. Патон и др. Киев: Наукова думка, 1984. 288 с.
15. Рязанцев В. И., Федосеев В.А. Технология контактной и дуговой сварки композиционных материалов типа ВКА-1. *Материалы VIII Всесоюзного совещания по сварке разнородных, композиционных и многослойных материалов*. Киев: АН УССР. ИЭС им. Е.О. Патона, 1983. С. 79–83.
16. Диффузионная сварка волокнистого композиционного материала на алюминиевой основе / В.Р. Рябов и др. *Автоматическая сварка*. 1992. № 9–10. С. 57–60.
17. Братухин А.Г., Лукин В.Н., Глотов Е.Б., Лебедев В.М. Получение лито-сварных конструкций ответственного назначения из алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 34–35.
18. Переборщиков С.И., Хабаров А.Н., Заболотнов В.М. Лито-сварно-деформированные конструкции из алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 7. С. 21–22.
19. Особенности центробежного литья биметаллических цилиндрических втулок / В.И. Ясногородский и др. *Литейное производство*. 1991. № 4. С. 28–29.
20. Белявский Г.И., Шалунов Е.П. Получение биметаллических отливок с вкладышами из дисперсно-упрочненных композитов. *Литейное производство*. 1991. № 3. С. 15–16.
21. Васильев В.А., Васильев А.В. Справочник литейщика. 2-е изд., перераб. и доп. Донецк: Донбасс, 1983. 142 с.
22. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугунов в отливках. Ленинград–Москва: Машиностроение, 1966. 562 с.
23. Мирзоян Г.С., Тиняков В.Г., Семёнов П.В. Центробежное литьё гильз цилиндров дизелей. *Литейное производство*. 1997. № 7. С. 31.
24. Шульте Ю.А. Производство отливок из стали: учеб. пособ. Киев–Донецк: Вища школа. Головное изд-во, 1983. 184 с.
25. Справочник по чугунному литью / под ред. Н.Г. Гиршовича. 3-е изд., пере-

раб. и доп. Ленинград: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1978. 758 с.

26. Худокормов Д.Н. Производство отливок из чугуна: учеб. пособ. Минск: Высшэйшая школа, 1987. 198 с.

27. Абрамов Г.Г., Панченко Б.С. Справочник молодого литейщика. 3-е изд., перераб. и доп. Москва: Высшая школа, 1991. 319 с.

28. Сапожников С.А., Асташкевич Б.М., Гудков В.С. Чугун для втулок цилиндров двигателей. *Литейное производство*. 1997. № 7. С. 12–13.

29. Чугун: справ. пособ. / А.Д. Шерман и др. Москва: Metallургия, 1991. 576 с.

30. Поддубный А.Н., Кульбовский И.К., Дюков А.В. Мелющие шары с высокой эксплуатационной стойкостью из белого легированного чугуна. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 46.

31. Нехендзи Ю.А. Стальное литьё. Москва: Metallургиздат, 1948. 767 с.

32. Чурсин В.М. Современные достижения литейного производства. Ленинград: Машиностроение, 1960. С. 309–314.

33. Сталеплавильное производство: справ. пособ. / под общ. ред. А.М. Самарина. Москва: Metallургия, 1964. Т. 1. 527 с.

34. Теория и практика процессов получения биметаллических и многослойных отливок: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. литья. Киев, 1987. 156 с.

35. Новый процесс получения биметалла с коррозионностойким плакирующим слоем / Б.Е. Патон и др. *Сталь*. 1983. № 7. С. 16–17.

36. Повышение качества и снижение металлоёмкости центробежного литья: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. литья. Киев, 1989. 112 с.

37. Цветное литьё: справ. пособ. / Н.М. Галдин и др.; под общ. ред. Н.М. Галдина. Москва: Машиностроение, 1989. 528 с. (Технология литейного производства).

38. Чурсин В.М. Плавка медных сплавов. Москва: Metallургия, 1982. 152 с. (Физико-химические и технологические основы).

39. Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М. Литейное производство цветных и редких металлов. 2-е изд. Москва: Metallургия, 1982. 352 с.

40. Орлов Н.Д., Чурсин В.М. Фасонное литьё из сплавов тяжёлых цветных металлов: справ. пособ. Москва: Машиностроение, 1971. 256 с.

41. Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М. Литейное производство цвет-

ных и редких металлов. Москва: Металлургия, 1972. 496 с.

42. Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Бахтиаров Р.А. Плавка и затвердевание сплавов цветных металлов. Москва: Металлургия, 1968. 228 с.

43. Леви Л.И., Мариенбах Л.М. Основы металлургических процессов и технология плавки литейных сплавов. Москва: Машиностроение, 1970. 430 с.

44. Чурсин В.М. Технология фасонного литья из сплавов цветных металлов. Москва: Машгиз, 1960. С. 5–16.

45. Чурсин В.М., Николаев А.К. Усовершенствование технологии и получения отливок из цветных сплавов. Москва: ГосИнТИ, 1963. № 1-63-38/5. С. 17–21.

46. Чурсин В.М. Фасонное литьё медных сплавов. Москва: Машгиз, 1957. С. 31–43.

47. Пресняков А.А., Червякова В.В., Дуйсемалиев У.К., Новиков А.В. Латуни. Москва: Металлургия, 1969. 118 с.

48. Курушин В.Б. Армированные проволокой и композиционными оболочками чугуны отливки: дисс. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Одесский политехнический институт. Одесса, 1985. 175 с.

49. Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К. Литые композиционные материалы. Киев: Техніка, 1990. 240 с.

50. Панфилов А.В., Каллиоппин И.К., Корогодов Ю.Д., Панфилов А.А. Дисперсно-наполненные износостойкие и антифрикционные композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 33–34.

51. Панфилов А.В. Термоциклическая обработка композиционных материалов на алюминиевой основе. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 35.

52. Гаврилин И.В. Литейные композиционные материалы с металлической и керамической матрицами. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 24–27.

53. Затуловский А.С. Триботехнические композиционные материалы. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 27–29.

54. Затуловский С.С., Косинская А.В. Литые композиционные материалы. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 30–31.

55. Савуляк В.И., Чёрная Г.А. Новые способы получения тиксотропных расплавов. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 31–32.

56. Затуловський А.С. Літі композиційні матеріали. URL: <http://esu.com.ua/>

search_articles.php?id=55239 (дата звернення: 27.04.2020).

57. Andrev W. Urguhart. Molten Metals Sire MMC, CMC. *Advanced Materials and Processes*. 1991. № 7. P. 25.

58. Гаврилин И.В. САМ-процесс – метод композиционного литья. *Литейное производство*. 1996. № 9. С. 28–29.

59. Затуловский С.С., Иванова Р.К., Затуловский А.С., Шинский И.О. Формирование структуры и свойств литых макрогетерогенных композитов. *Литейное производство*. 1992. № 9. С. 10–13.

60. Затуловский С.С., Затуловский А.С., Кравченко А.П., Юга А.И. Литые композиты – эффективный материал для узлов трения, работающих в условиях повышенных температур. *Металл и литьё Украины*. 1996. № 1–2. С. 26–30.

61. Гаврилин И.В., Свердлин А.В. Новое в технологии композиционного литья. *Литейное производство*. 1996. № 9. С. 4–5.

62. Баранов А.А., Любченко А.Г., Пашинский В.В., Антонов В.В. Армирование слитков из быстрорежущей стали. *Литейное производство*. 1991. № 5. С. 34–35.

63. Затуловский А.С., Шинский И.О., Затуловский С.С. Износостойкие композиционные материалы. *Литейное производство*. 1998. № 7. С. 36–39.

64. Обработка литых композиционных материалов лазером / В.А. Перелома и др. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 33.

65. Шумихин В.С., Щерецкий А.А., Лахненко В.Л. Влияние дисперсных частиц на структуру металлической матрицы композиционных материалов на основе алюминия. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 33–37.

66. Портной К.И., Заболоцкий А.А., Салибеков С.Е., Чубаров В.И. Классификация композиционных материалов. *Порошковая металлургия*. 1977. № 12. С. 70–75.

67. Портной К.И., Салибеков С.Е., Светлов И.М., Чубаров В.М. Структура и свойства композиционных материалов. Москва: Машиностроение, 1979. 255 с.

68. Композиционные материалы: справ. пособ. / В.В. Васильев и др.; под общ. ред.: В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. Москва: Машиностроение, 1990. 512 с.

69. Белоусов Н.Н. Литьё с кристаллизацией под давлением композитов на алюминиевой основе. *Литейное производство*. 1992. № 6. С. 14–16.

70. Тучинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом про-

питки. Москва: Металлургия, 1986. 208 с.

71. Суспензионное и композиционное литьё: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. литья. Киев, 1988. 128 с.

72. Затуловский А.С., Косинская А.В., Затуловский С.С. Влияние структуры на физико-механические свойства литого композиционного материала. *Процессы литья*. 2000. № 3. С. 3–8.

73. Затуловский А.С. Механизм изнашивания и триботехнические характеристики износостойкого литого композиционного материала для тяжело нагруженных узлов трения. *Процессы литья*. 1997. № 4. С. 18.

74. Гончар Б.С., Шинский И.О., Переплётчик В.А., Затуловский С.С. Гидродинамические условия течения жидкого металла в форме с армирующей фазой при получении композиционных отливок. *Процессы литья*. 1999. № 3. С. 9–16.

75. Стовпченко А.П., Титова Т.М. Некоторые особенности формирования литых композитов. *Процессы литья*. 1999. № 2. С. 65–71.

76. Властивості металевих порошків. URL: https://elib.lntu.edu.ua/sites/default/files/elib_upload/садова/page13.html (дата звернення: 28.12.2022).

77. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: справ. пособ. / Федорченко И.М. и др. Киев: Наукова думка, 1985. 624 с.

78. Высокотемпературные керамические композиционные материалы на основе карбида кремния (SiC / SiC[W]) / Н.Е. Щеголев и др. *Стекло и керамика*. 2020. № 2. С. 13–17.

79. Мажарова Г.Е., Баглюк Г.А., Довыденкова А.В. Производство изделий из порошков цветных металлов. Киев: Техніка, 1989. 120 с.

80. Бокова Е.С., Коваленко Г.М., Дедов А.В., Рыжкин А.И. Нетканые волокнисто-порошковые сорбенты для ликвидации разливов нефтепродуктов. *Химические волокна*. 2019. № 4. С. 41–44. (Международный Косыгинский форум).

81. Портной К.И., Салибеков С.Е., Светлов И.М., Чубаров В.М. Структура и свойства композиционных материалов. Москва: Машиностроение, 1979. 255 с.

82. Композиционные материалы в машиностроении / Ю.Л. Пилиповский и др. Киев: Техніка, 1990. 141 с.

83. Карпинос Д.М., Тучинский Л.И., Вишняков Л.Р. Новые композиционные

материалы. Киев: Вища школа, 1977. 312 с.

84. Композиционные материалы / под ред. К. Крейдера. Москва: Машиностроение, 1978. Т. 4: Композиционные материалы с металлической матрицей. 502 с.

85. Романова В.С., Трубкина Е.М. Производство прессованных полуфабрикатов из порошковых композитов Al – SiC и исследование их свойств. *Технология лёгких сплавов*: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т лёгких сплавов. 1993. № 12. С. 49–53.

86. Грибков А.Н., Аксёнов А.А., Жежер М.В., Золотаревский В.С. Структура и свойства дисперсно-упрочнённого композиционного материала Al – 3 % Cu – 1 % Mg – 20 % SiC, получаемого методом механического легирования. *Технология лёгких сплавов*: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т лёгких сплавов. 1993. № 12. С. 53–59.

87. Романова В.С., Левченкова Л.А. Композиционные металлические материалы с дискретным упрочнителем. Способы получения. *Технология лёгких сплавов*: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т лёгких сплавов. 1993. № 12. С. 83–91.

88. Юга А.И., Ковальчук Н.М., Костенко А.Д. Влияние рабочей среды и размера упрочняющей фазы на триботехнические свойства композиции металл – керамика. *Порошковая металлургия*. 1998. № 9–10. С. 88–92.

89. Структура и свойства литых композиционных материалов на основе сплавов Al4 и Al30, упрочнённых частицами SiC / И.С. Польшкин и др. *Технология лёгких сплавов*: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т лёгких сплавов. 1993. № 12. С. 59–63.

90. Исследование поверхности разрушения литых композиционных материалов системы Al – SiC / М.Б. Новикова и др. *Технология лёгких сплавов*: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т лёгких сплавов. 1993. № 12. С. 63–68.

91. Хаёров С.С., Аксёнов А.А., Золотаревский В.С. Волокнистые композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов для поршней двигателей внутреннего сгорания, получаемых кристаллизацией под давлением. *Технология лёгких сплавов*: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т лёгких сплавов. 1993. № 12. С. 68–72.

92. Hoover W.R. *Des. and Manuf. Adv. Compos.*: Proc. 5-th Annu, ASM / ESD Adv. Compos. Conf. (Dearborn–Mich, 25–28 Sept. 1989). Metals Park, 1989. P. 211–217.

93. Астров Е.И. Плакированные многослойные металлы. Москва: Металлургия, 1965. 240 с.

94. Barbaux Y., Hebert J.P., Abiven H. *Mem. et. etud. sci. Rev. met.* 1989. Vol. 86,

No 7–8. P. 405–414.

95. Willis T.C., White J., Jordan R.M., Hughes I.R. *Proc. 3-rd Int. Conf. Solidif. (Sheffield, 21–24 Sept. 1987)*. London, 1988. P. 476–478: пер. № Я-11127/ВЦП.

96. Naim S., Baram J. *MatTech-91: 2-nd Europ. East-West Symp. Mater. and Process (Helsinki, 26–30 May 1991) / Abstr. Helsinki, 1991*. P. 119.

97. Gupta M., Mohamed F.A., Lavernia E.J. *Mater. and Manuf. Processes*. 1990. Vol. 5, No 2. P. 165–196.

98. Wang D.B., Ohashi T. *J. Jap. Inst. Light Metals*. 1989. Vol. 39, No 10. P. 699–704: пер. № 06917007210/ВНТИЦ; пер. № Я-6899/ВЦП.

99. Слоистые металлические композиции / И.Н. Потапов и др. Москва: Металлургия, 1986. 216 с.

100. Hanumanth G.S., Irons G.A. *Fabr. Particul. Reinforced Metal. Compos.: Proc. Int. Conf. (Montreal, 17–29 Sept. 1990)*. Ohio: Materials Park, 1990. P. 41–46.

101. Lloyd D.J., Dewing E. *Proc. Int. Symp. Adv. Struct. Mater. (Montreal, 28–31 Aug. 1988)*. New York, 1989. P. 71–77.

102. Takeo Hikosaka, Kaoru Miku, Yoshinori Nishida. *J. Jap. Foundrymen's Soc.* 1989. Vol. 61, No 11. P. 780–786.

103. Rohatgi R. *Mod. Cast.* 1988. Vol. 78, No 3. P. 47–50: пер. № 06896018163/ВНТИЦ.

104. Miwa K. *J. Jap. Foundrymen's Soc.* 1990. Vol. 62, No 6. P. 423–428: пер. № Я-8850/ВЦП.

105. Sekiguchi S. *Curr. Adv. Mater. and Process.* 1989. Vol. 2, No 2. P. 347: пер. № 06910007209/ВНТИЦ; пер. № Я-6902/ИЦП.

106. Способ изготовления многослойных металлических трубчатых изделий с использованием армирующего волокна, пропитанного жидким металлом: заявка Япония: МКИ² В22D13/04 (19/08). № 52-45291.

107. Rohatgi P.K., Asthana R. *Proc. Int. Symp. Adv. Struct. Mater. (Montreal, 28–31 Aug. 1988)*. New York, 1989. P. 43–51: пер. № Я-11122/ВЦП.

108. Tsujikawa Masato, Matsumoto Manehisa, Kawamoto Makoto. *J. Jap. Foundrymen's Soc.* 1990. Vol. 62, No 4. P. 259–263: пер. № Я-8850/ВЦП.

109. Wu G., Kono N., Watanabe H., Takahashi T. *J. Jap. Inst. Light Metals*. 1990.

Vol. 40, No 3. P. 176–181: пер. № Я-8051/ВЦП; пер. № 06910008036/ВНТИЦ.

110. Hoover W.R. *Fabr. Particul. Reinforced Metal Compos.:* Proc. Int. Conf. (Montreal, 17–19 Sept. 1990). Ohio: Materials Park, 1990. P. 115–123.

111. Berhard L., Taricco F. *ATA: Ing. Automot.* 1989. Vol. 41, No 11. P. 758–763: пер. № Я-8854/ВЦП.

112. Рябов В.Р. Получение металлических композиционных материалов и методы их неразъемного соединения. *Автоматическая сварка.* 1994. № 4 (493). С. 49–55.

113. Ranganath S., Vijayakumar M., Subrahmanyam J. *Mater. Sci. and Eng. A.* 1992. Vol. 149, No 2. P. 253–257.

114. Гаврилин И.В. Литые композиционные материалы с металлической матрицей. *Литейное производство.* 1992. № 8. С. 3–4.

115. Banh Y.B. Engineering desing of graphite mold castings. *ISZA Casting Alloys.* Toronto, 1986. P. 265–274.

116. Электрошлаковый металл / Б.И. Медовар и др. Киев: Наукова думка, 1981. 680 с.

117. Способ изготовления композиционных слитков методом ЭШП: заявка Япония: МКИ² В22D27/02. № 53-122621.

118. Способ изготовления комбинированных слитков литьём с использованием электрошлакового переплава: заявка Япония: МКИ³ В22D27/02, В22D23/06. № 56-32070.

119. Структура и свойства металла ВДП / Д.П. Долинин и др. *Сталь.* 1983. № 1. С. 44–48.

120. Середенко О.В., Кірієвський Б.А., Середенко В.О., Дубодєлов В.І. Особливості литих структур сплавів монотектичної системи, які отримані під дією постійного електромагнітного поля. *МОМ.* 2000. № 1–2. С 11–15.

121. Соколовська Л.А., Осіпов В.П., Мамишев В.А., Діюк Є.П. Особливості формування структури суспензійнолитих зливків киплячої сталі. *МОМ.* 2000. № 1–2. С 16–19.

122. Композиционный материал, армированный стеклосферами / Хонда Хидэмаса и др.: пат. 52-17495 Япония: МКИ 11В083 (В22D19/08). № 46-63936; заявл. 20.08.71; опубл. 16.05.77, Когё Гидзюцуинтё (Япония). 3 с.

123. Ляшенко Т.В., Вознесенский В.А. Методология рецептурно-технологии-

ческих полей в компьютерном строительном материаловедении. Одесса: Астропринт, 2017. 168 с.

124. Технология получения перспективного алюмоматричного композиционного материала с дискретными волокнами Al_2O_3 / Ю.А. Курганова и др. *Технология металлов*. 2019. № 10. С. 22–27. (Новые материалы. Технология композиционных материалов).

125. Dulaska A., Studnicki A., Szajnar J. Reinforcing Cast Iron With Composite Insert. *Arch. Metall. Mater.* 2017. Vol. 62, No 1. P. 355–357.

126. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Termal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Alloy Powder In Evaporative Pattern Casting Process Of Cast Iron. *Materials Transactions*. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2396–2403.

127. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Termal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Metal Oxide Powder In Evaporative Pattern Casting Of Al – Si System Alloy. *Materials Transactions*. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2404–2409.

128. Композиты: полимербетон зашагает по стране. *Эксперт*. 2019. № 42. С. 4. (Повестка дня. Коротко).

129. Арутюнян А.Р. Критерий усталостной прочности композиционных материалов. *Доклады Академии наук*. 2019. Т. 488, № 5. С. 488–492. (Механика).

130. Шишкин Р.А., Юферов Ю.В. Технология получения керамических материалов для футеровки гидроциклонов. *Стекло и керамика*. 2020. № 2. С. 24–29.

131. Зерщиков К.Ю., Семёнов Ю.В., Старостин С.С. Инновационные уплотнения гидравлических и пневматических приборов железнодорожного транспорта. *Железнодорожный транспорт*. 2019. № 12. С. 71–75. (Подвижной состав).

132. Смульская М.А., Филатов Ю.Н., Филатов И.Ю., Капустин И.А. Волокнистые композиционные материалы на основе фенолформальдегидных смол для фильтрации гидравлических масел. *Химические волокна*. 2019. № 4. С. 22–24. (Международный Косыгинский форум).

133. Терин Д.В., Кардаш М.М., Дружинина Т.В., Цыпляев С.В. Латерально-мозаичные композиционные материалы. Поликон на основе химических волокон и ионитовых матриц. *Химические волокна*. 2019. № 4. С. 20–21. (Международный Косыгинский форум).

134. Химическая стойкость жидкофазно-спечённых материалов на основе $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{BN}$ / С.Н. Перевислов и др. *Стекло и керамика*. 2019. № 12. С. 17–24. (Материалы и свойства).

135. Современные полимерные композиционные материалы на основе клеевых препрегов / К.Е. Куцевич и др. *Химические волокна*. 2019. № 5. С. 32–37. (Волокнистые композиционные материалы).

136. Козырева Л.В., Романов М.А. Износостойкость композиционных материалов на основе полиамида ПА-6. *Сельский механизатор*. 2019. № 12. С. 46–47. (Технике – долгий век).

137. Оценка возможности получения сорбентов на основе вторичных углеродных волокон / Ю.В. Куликова и др. *Химические волокна*. 2019. № 2. С. 34–40. (Волокнистые композиционные материалы).

138. Получение интерфазного покрытия на углеродном волокне из керамообразующей композиции на основе поликарбосилана и роливсана / М.А. Хасков и др. *Химические волокна*. 2019. № 2. С. 17–21. (Химия и технология химических волокон).

139. Небожак І.А., Дерев'янюк О.В., Верховлюк А.М. Дослідження по отриманню двомірного литого композиційного матеріалу системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3]. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні: тези доп. XV Міжнар. наук.-техн. конф. (27–28 квіт. 2023 р., м. Київ) / під заг. ред. к.т.н., доц. Р.В. Лютого. Київ: НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», 2023. С. 246–247.*

140. Олег Макаров. На карбоновой кухне. *Популярная механика = Popular Mechanics*. 2012. № 8 (118). С. 82–85. (Технологии).

141. Амосов А.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 17–18.

142. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез / под ред. Ю.М. Максимова. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1991. 198 с.

143. Мержанов А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез. *Физическая химия. Современные проблемы* / под ред. Я.М. Колотыркина. Москва: Химия, 1983. С. 5–45.

144. Никитин В.И., Кандалова Е.Г., Макаренко А.Г., Бубнов Н.В. Структура Al–Ti – В лигатуры, полученной СВС. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 19–20.

145. Симонян А.В., Горшков В.А., Юхвид В.И. Формирование слитков алюминидов Ni, Co и Fe методом СВС. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 21.
146. Юхвид В.И. Получение методом СВС литых карбидов тугоплавких металлов. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 22.
147. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка: учеб. пособ.* 3-е изд. Москва: Металлургия, 1983. 360 с.
148. Гуляев А.П. *Металловедение: учеб. пособ.* 5-е изд., перераб. Москва: Металлургия, 1977. 647 с.
149. *Материаловедение: учеб. пособ.* / Б.Н. Арзамасов и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. 2-е изд., испр. и доп. Москва: Машиностроение, 1986. 384 с.
150. *Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справ. пособ.* / Г.В. Борисёнок и др. Москва: Металлургия, 1981. 424 с.
151. Структурно-фазовое состояние и свойства стали после плазменно-электронной модификации / Ю.Ф. Иванов и др. *Известия ВУЗов. Физика*. 2019. Т. 62, № 6. С. 16–23. (Физика конденсированного состояния).
152. Сильман Г.И., Фрольцов М.С., Болховитина Н.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства легированного белого чугуна. *МиТОМ*. 1976. № 2. С. 16–18.
153. Неижко И.Г., Белинская Л.А., Ляшенко Г.И. Ударная вязкость термически обработанных чугунов с шаровидным графитом. *Структура и свойства чугуна*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1989. С. 83–87.
154. Маношина Г.Д., Пересенчук В.В., Троицкий В.М. Термоциклическая обработка литой стали. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 10.
155. Машков А.К. Микроструктура и твёрдость сплава Fe – В после закалки из жидкого состояния. *Известия АН СССР. Металлы*. 1981. № 2. С. 234–236.
156. Полищук И.Е. Карбидообразование при отпуске сложнолегированных сталей в зависимости от содержания хрома. *Легированные стали и сплавы*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. С. 40–44.
157. Александрова Н.П., Басенко Л.К. Изменение механических и коррозионных свойств литых хромомарганцевых сталей в зависимости от термообработки и содержания азота, углерода. *Легированные стали и сплавы*. Киев: АН УССР. Ин-т

пробл. литья, 1975. С. 64–70.

158. Винокур Б.Б., Хаустова Л.В. Влияние температуры отпуска на сопротивление деформации комплекснолегированных сталей. *Легированные стали и сплавы*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. С. 70–78.

159. Винокур Б.Б., Гайдученко Г.К., Кондратюк С.Е., Вайнерман В.Б. Прокаливаемость литых низкоуглеродистых легированных конструкционных сталей. *Легированные стали и сплавы*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. С. 79–91.

160. Черепинский Л.Б., Сажнев В.Н., Солодовников В.С., Шамин В.М. Износостойкость высокомарганцевой стали при работе в щелочной среде. *Литейное производство*. 1991. № 5. С. 11–12.

161. Жуков А.А., Постнова А.Д., Соловей М.А. Перспективы использования стали 20Х13Л для форм литья под давлением. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 31.

162. Медведев В.И., Кульбовский И.К., Поддубный А.Н. Выбор износостойких сталей для горнообогатительного оборудования. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 44–45.

163. Грозин Б.Д. Механические свойства закалённой стали. Киев: Машгиз, 1951. 168 с.

164. Калачёв Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Москва: Металлургия, 1972. 480 с.

165. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. Москва: Металлургиздат, 1961. 416 с.

166. Колесник Н.М., Габинская Г.Д., Потрух А.Г., Кигель Н.А. Влияние легирования комплексами хром – алюминий, молибден – алюминий и термообработки на свойства синтетических чугунов. *Легированные стали и сплавы*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. С. 131–135.

167. Николаев Б.В., Тягунов Г.В., Хлыстов Е.Н., Потопаева Ю.А. Влияние термообработки на структуру и свойства никелевого сплава. *Литейное производство*. 1991. № 4. С. 9–11.

168. Влияние термоциклической обработки на структуру и износостойкость серого чугуна, легированного медью и серой / Е.А. Марковский и др. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 10–15.

169. Алюминиевые сплавы: справ. пособ. / М.Б. Альтман и др. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1983. 352 с. (Плавка и литьё алюминиевых сплавов).
170. Альтман М.Б., Лебедев А.А., Чухров М.В. Плавка и литьё лёгких сплавов. Москва: Металлургия, 1969. 680 с.
171. Бондарев Б.И. Плавка и литьё деформируемых магниевых сплавов. Москва: Металлургия, 1973. 288 с.
172. Титановые сплавы / под ред. В.И. Добаткина. Москва: Металлургия, 1978. 383 с. (Плавка и литьё титановых сплавов).
173. Магниевые сплавы: справ. пособ.: в 2-х ч. / под ред.: И.И. Гурьева, М.В. Чухрова. Москва: Металлургия, 1978. Ч. 2: Технология производства и свойства отливок и деформированных полуфабрикатов. 296 с.
174. Кечин В.А., Люблинский Е.Я. Цинковые сплавы. Москва: Металлургия, 1986. 247 с.
175. Лебедев В.М., Мельников А.В., Николаенко В.В. Отливки из алюминиевых сплавов. Москва: Машиностроение, 1970. 216 с.
176. Филин Ю.А., Исаев А.С. Литейное производство новых судостроительных сплавов. Ленинград: Судостроение, 1971. 216 с.
177. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы: справ. пособ. 3-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1974. 488 с.
178. Тупорская Н.Н. Металловедение цветных металлов и сплавов: сб. науч. тр. Москва: Металлургиздат, 1960. Вып. 18. С. 211–215.
179. Крестьянов В.И. Основные проблемы получения высококачественных чугунов для машиностроения. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 9–11.
180. Чугунное литьё в станкостроении / под ред. Г.И. Клецкина. Москва: Машиностроение, 1975. 320 с.
181. Альтман М.Б. Металлургия литейных алюминиевых сплавов. Москва: Металлургия, 1972. 153 с.
182. Бобро Ю.Г. Легированные чугуны. Москва: Металлургия, 1976. 385 с.
183. Грачёв В.А., Чёрный А.А. Современные методы плавки чугуна. Саратов:

Приволж. книж. изд-во, 1973. 337 с.

184. Чугунное литьё в станкостроении / под ред. Г.И. Клецкина. Москва: Машиностроение, 1975. 320 с.

185. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. Москва: Metallurgia, 1976. 552 с.

186. Бутаков Д.К. Технологические основы повышения качества легированной стали для отливок. Москва–Свердловск: Машгиз, 1963. 627 с.

187. Галимуллин М.Л., Хабибуллин М.Я. Оптимизация капитального ремонта штанговых насосов с помощью передовых технологий. *Известия ВУЗов. Нефть и газ*. 2019. № 1. С. 90–96. (Машины, оборудование и обустройство промыслов).

188. Метлицкий В.А., Грецкий Ю.Я., Крошина Г.М. Влияние скандия на структуру наплавленного чугуна. *Автоматическая сварка*. 1980. № 11. С. 74–75.

189. Шахтёр С.Я., Шварцер А.Я. Наплавка деталей металлургического оборудования: справ. пособ. Москва: Metallurgia, 1981. 160 с.

190. Исследование тепловых процессов и структуры поверхностного слоя при лазерной наплавке порошковых материалов / В.А. Перелома и др. Киев: Ин-т электродинамики, 1998. 47 с. (Препринт. НАН Украины. Ин-т электродинамики; 823).

191. Перелома В.А., Лихошва В.П., Шатрава А.П., Скрипка Н.Н. Повышение износостойкости и антифрикционных свойств поверхностей деталей методом лазерной наплавки. *Нетрадиционные электромеханические и электрические системы: труды Междунар. конф.* Алушта: НАН Украины. Ин-т электродинамики, 1997. С. 1249–1254.

192. Восстановление деталей наплавкой металла. URL: <https://tool-land.ru/naplavka-metalla.php> (дата звернения: 18.04.2020).

193. Наплавка деталей металлургического оборудования. *Энциклопедия по машиностроению XXI*. (Оборудование, материаловедение, механика и...). URL: <https://mash-xxl.info/info/625596/> (дата звернения: 19.04.2020).

194. Анчугов О.В., Шведов Д.А. Применение четырёхточечного метода для измерения однородности толщины внутреннего напыления керамических вакуумных камер импульсных магнитов комплекса синхронного излучения МАХ-IV. *Приборы и техника эксперимента*. 2019. № 3. С. 139–142. (Лабораторная техника).

195. Серов А.В., Бурак П.И., Серов Н.В. Исследование возможности применения холодного газодинамического напыления при заделке отверстий радиаторов охлаждения. *Техника и оборудование для села*. 2018. № 12. С. 38–42. (Агротехсервис).

196. Формирование износостойких и коррозионностойких керамических покрытий комбинированными технологиями напыления и микродугового оксидирования / Ю.А. Кузнецов и др. *Журнал прикладной химии*. 2019. Т. 92, Вып. 7. С. 819–826. (Неорганический синтез и технология неорганических производств).

197. Рогов А.В., Капустин Ю.В. Оптимизация положения вращающейся подложки при магнетронном напылении равномерных по толщине покрытий. *Приборы и техника эксперимента*. 2019. № 1. С. 103–109. (Лабораторная техника).

198. Изготовление и электрические характеристики ассиметричных колец из ВТСП YBCO пленок, полученных методом импульсного лазерного напыления / А.И. Ильин и др. *Микроэлектроника*. 2019. Т. 48, № 2. С. 147–154.

199. Разработка комбинированной технологии модифицирования поверхности титановых имплантатов лазерным излучением с последующим плазменным напылением биосовместимых покрытий / И.П. Гришина и др. *Металлург*. 2019. № 2. С. 80–83.

200. Некоторые свойства порошкового металла при его лазерном напылении для восстановления сечений стальных строительных конструкций / В.В. Гранев и др. *Строительные материалы*. 2018. № 9. С. 54–57. (Материалы и конструкции).

201. Кычкин А.К., Гаврильева А.А. Оценка дисперсности порошков, модифицированных тугоплавкими добавками, для газотермического напыления. *Вестник машиностроения*. 2019. № 8. С. 44–48. (Технология машиностроения).

202. Гераськин В.В. Опыт применения напыляемых металлических покрытий для защиты поверхностей нагрева паровых котлов от высокотемпературной коррозии. *Энергетик*. 2019. № 7. С. 44–46. (Обмен опытом).

203. Исследование усталостных напряжений в фазовой структуре пера лопатки и оценка ресурса турбины / В.В. Савинкин и др. *Вестник машиностроения*. 2019. № 6. С. 34–40. (Конструирование, расчет, испытания и надежность машин).

204. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка поверхности алюминия в едином вакуумном цикле. *Известия ВУЗов. Физика*. 2019. Т. 62, № 7. С. 59–68. (Сильноточная электроника и её применение).

205. Тонкоплёночная платформа для химических газовых сенсоров / И.В. Росляков и др. *Микроэлектроника*. 2018. Т. 47, № 4. С. 256–264. (Приборы).
206. Оценка когезионной прочности газодинамических покрытий / В.Е. Архипов и др. *Вестник машиностроения*. 2019. № 4. С. 64–69. (Технология машиностроения).
207. Применение металлополимерных покрытий с использованием фторопласта и сверхвысокомолекулярного полиэтилена для повышения надёжности и долговечности подшипников скольжения / И.Н. Кравченко и др. *Техника и оборудование для села*. 2018. № 11. С. 29–32. (Агротехсервис).
208. Аверьянов Е.Е. Справочник по анодированию. Москва: Машиностроение, 1988. 224 с.
209. Гуревич Б.Г., Говязина Е.А. Электролизное борирование стальных деталей: справ. пособ. Москва: Машиностроение, 1976. 72 с.
210. Борисов Ю.С., Харламов Ю.А., Сидоренко С.Л., Ардатовская Е.Н. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справ. пособ. Киев: Наукова думка, 1987. 544 с.
211. Фазовый состав, структура и износостойкость электровзрывного покрытия системы CuO – Ag после электронно-пучковой обработки / Д.А. Романов и др. *Известия РАН. Серия физическая*. 2019. Т. 83, № 10. С. 1389–1393.
212. Рябов В.Р. Алитирование стали. Москва: Metallurgy, 1973. 240 с.
213. Перелома В.А., Лихошва В.П., Скрипка Н.Н., Шатрава А.П. Оплавление шликерных покрытий из износостойких материалов лучом лазера. *Металл и литьё Украины*. 1996. № 6. С. 22–25.
214. Чекуров В.В., Зрулин В.И., Саигиров К. Модифицирование поверхностно-активными частицами твёрдосплавных покрытий отливок почвообрабатывающих инструментов. *Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: труды V Респ. науч.-тех. конф. Запорожье*, 1988. С. 105–106.
215. Перелома В.А., Лихошва В.П., Шатрава А.П., Скрипка Н.Н. Некоторые особенности лазерной обработки металлических материалов. *Процессы литья*. 1998. № 3–4. С. 9–16.
216. Лазерная обработка макрогетерогенных композитов / С.С. Затуловский и

др. *Новейшие процессы и материалы в порошковой металлургии*: труды Междунар. конф. Киев: НАН Украины. Ин-т пробл. материаловедения, 1997. С. 151.

217. Zatulovsky S.S., Pereloma V.A., Kosynskaya A.V., Shatrava A.P. Influence of laser treatment on the structure and tribological properties of the cast macroheterogeneous composite materials. *Journal of Materials and Technology Institute of Metal Science Bulgarian Academy of Sciences*. 1998. Vol. 6, No 2. P. 39–43.

218. Горенко В.Г., Шинский О.И., Вишнякова Л.П., Вихляев В.Б. Усовершенствование технологии отливок из высокопрочного чугуна путём внутриформенного модифицирования. *Производство литых заготовок повышенной точности и малой трудоёмкости*: труды науч.-тех. конф. Свердловск, 1986. С. 26–28.

219. Перелома В.А., Пан С.В., Ленда Ю.П. Получение литых изделий с дифференцированной плотностью. *Литейное производство*. 1998. № 7. С. 34–35.

220. Озеров В.А., Гаранин В.Ф. Литьё повышенной точности по разовым моделям: учеб. пособ. Москва: Высшая школа, 1988. 87 с.

221. Озеров В.А., Шуляк В.С., Плотников Г.А. Литьё по моделям из пенополистирола. Москва: Машиностроение, 1969. 183 с.

222. Шуляк В.С. Метод литья по газифицируемым моделям из пенополистирола. Киев: УкрНИИТИ, 1971. 67 с.

223. Литьё по газифицируемым моделям: инженерная монография / Ю.А. Степанов и др.; под ред. Ю.А. Степанова. Москва: Машиностроение, 1976. 224 с. (Основы теории и технологии).

224. Чудновский А.Р. Литьё по моделям из пенополистирола. Москва: Химия, 1970. 157 с.

225. Гавришин А.Н., Семёнов В.И. Производство чугунных отливок по газифицируемым моделям: учеб. пособ. Москва: Машиностроение, 1978. 41 с.

226. Изыскать и исследовать новые технологические процессы изготовления литейных форм для получения отливок повышенной точности, чистоты поверхности и увеличения производительности труда в условиях индивидуального и массового производства: отчёт о НИР (заключит.) / АН УССР. Ин-т пробл. литья. Тема № 11. Киев, 1972. 351 с.

227. Мандрик Е.А., Тупчиенко В.И. Влияние пенополистирола с ферродобав-

ками на литейные свойства сплавов. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1979. С. 138–139.

228. Чекуров В.В., Шкляр А.Ю. Влияние кремния на структурообразование поверхностного слоя при литье по газифицируемым моделям. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1979. С. 101–104.

229. Анненко Л.П. VII Всесоюзная и II Украинская республиканская конференция «Литьё по газифицируемым моделям». *Литейное производство*. 1975. № 4. С. 44–45.

230. Лузан П.П., Шуляк В.С., Анненко Л.П., Житник А.С. Способ изготовления моделей из полистирола: а.с. 304049 СССР: МКИ³ В22С7/02. № 1428955/22-02; заявл. 27.04.70; опубл. 25.05.71, Бюл. № 17. 1 с.

231. Семёнов В.И., Конашко И.Г., Степанов Ю.А. Управление формированием структуры поверхностного слоя стальных отливок при литье по газифицируемым моделям. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. Вып. 2. С. 67–74.

232. Анненко Л.П., Грищенко Г.Г., Величко Л.К., Сажина С.А. Определение некоторых теплофизических характеристик пенополистироловых моделей с металлическими присадками. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. Вып. 2. С. 74–79.

233. Шинський О.Й., Вишнякова Л.П., Плотнікова В.Н., Князев Є.Ф. Спосіб виготовлення моделей із пінополістиролу / НАН України. Ін-т пробл. лиття (Україна): пат. 244 Україна: МКИ³ В22С7/02, В22С3/00. № 3493216/22-02; заявл. 15.01.93; опубл. 30.04.93, Бюл. № 1; пріоритет 27.09.82, № 1079340 А1 (СССР). 1 с.

234. Анненко Л.П. О некоторых свойствах пенополистироловых моделей с металлическими присадками. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1973. С. 33–36.

235. Анненко Л.П., Шуляк В.С., Лузан П.П. Пенополистироловые модели для легирования и модифицирования металла в форме. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1973. С. 51–54.

236. Анненко Л.П., Шуляк В.С., Лузан П.П. Изготовление пенополистироловых моделей с легирующими присадками. *Новое в точном литье*. Киев: АН УССР.

Ин-т пробл. литья, 1972. С. 226–227.

237. Технология производства отливок по газифицируемым пенополистироловым моделям: обзор / Ю.А. Степанов и др. Москва: НИИМаш, 1975. 67 с. (Технология литейного производства; сер. С-Х-2).

238. Шкляр А.Ю., Арутюнова Э.Е., Чекуров В.В. Покрытие для газифицируемых моделей: а.с. 697244 СССР: МКИ² В22С3/00. № 2529832/22-02; заявл. 14.06.77; опубл. 15.11.79, Бюл. № 42. 4 с.

239. Степанов Ю.А. Развитие и задачи теории и технологии получения отливок по газифицируемым моделям. *Литьё в формы с газифицируемыми моделями*: материалы III науч.-тех. совещания. Москва: НИИМаш, 1969. С. 3–5. (Технология литейного производства; сер. С-Х-2).

240. Степанов Ю.А. Достижения теории и технологии производства отливок по газифицируемым моделям. *Производство литья по пенополистироловым моделям*: материалы II науч.-тех. совещания. Москва: НИИМаш, 1968. С. 3–11. (Литейное оборудование; сер. С-IV).

241. Wittmoser A. Über das Vollformgiessen mit vergasbaren Modellen. *Giesserei*. 1963. Bd. 50, № 17. S. 86–99.

242. Сиротинский П.С. Литьё в формы с газифицируемыми моделями. *Литейное производство*. 1964. № 3. С. 44–48.

243. Озеров В.А., Плотников Г.А. Особенности технологического процесса литья по пенополистироловым моделям. *Производство отливок по пенополистироловым моделям*: материалы науч.-тех. совещания. Москва: НИИМаш, 1966. С. 3–19. (Технология литейного производства; сер. С-Х-2).

244. Анучина М.Г., Кирпиченков В.П., Степанов Ю.А. Получение отливок по газифицируемым моделям. *Производство отливок по пенополистироловым моделям*: материалы науч.-тех. совещания. Москва: НИИМаш, 1966. С. 19–24. (Технология литейного производства; сер. С-Х-2).

245. Wittmoser A., Schade J. Verfahren zur Herstellung von Gußstücken unter Verwandung vergasbaren Modelle: пат. ФРГ: МКИ 21С8/07 (В22D). № 114482.

246. Иванова Р.К., Анненко Л.П., Шуляк В.С., Затуловский С.С. Влияние модифицирования металла в форме на физико-механические свойства стали. *Литьё по газифици-*

руемым моделям. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. Вып. 2. С. 94–98.

247. Miyake Hiderazu, Yamamoto Yasuo, Takimoto Satoshi, Okada Akira. Способ модифицирования чугуна при литье по газифицируемым моделям. *Имоно = J. Jap. Foundrymans Soc.* 1988. Vol. 60, No 8. P. 512–517.

248. Hansen Jeffrey S. Wear protection of iron base castings by cast – on hart surfacing. *Inf. Circ. Bur. Mines. US Dep. Inter.* 1986. No 9087. P. 107–114.

249. Маляренко А.А., Боголепов Е.Л., Мацокин В.В. Новая технология изготовления точных отливок по газифицируемым моделям. *Автомобильная промышленность.* 1986. № 4. С. 30.

250. Кравец П.Т., Анненко Л.П. Получение отливок из чугуна с шаровидным графитом по газифицируемым моделям. *Литьё по газифицируемым моделям.* Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1979. С. 152–155.

251. Шинский О.И., Суменкова В.В., Ткачук И.В., Бабаджанов О.Х. Исследование концентрационных полей легирующих и модифицирующих элементов, полученных с использованием газифицируемых моделей с мелкодисперсными присадками. *Процессы литья.* 1999. № 2. С. 41–48.

252. Вишнякова Л.П., Суменкова В.В. Взаимодействие металла и газифицируемой модели с металлическими имплантатами. *Пути возрождения литейного производства в Украине в начале нового тысячелетия: труды междунар. науч.-тех. конгресса.* Киев: НАН України. ФТІМС, 2001. С. 69–70.

253. Исследование кинетики процесса заполнения формы с газифицируемой моделью с имплантированными добавками / О.И. Шинский и др. *Процессы литья.* 2002. № 2. С. 51–56.

254. Шуляк В.С. Состояние и перспективы развития метода литья с использованием газифицируемых моделей. *Литьё по газифицируемым моделям: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. литья.* Киев: Знание, 1973. С. 3–15.

255. Шуляк В.С., Рыбников С.А., Григорян К.А. Производство отливок по газифицируемым моделям: инженерная монография / под ред. В.С. Шуляка. Москва: МГИУ, 2001. 330 с.

256. Шуляк В.С., Шинский О.И., Валигура А.И. Технические и технико-экономические аспекты литья по газифицируемым моделям. Киев: Знание, 1991. 20 с.

257. Анненко Л.П., Лузан П.П., Шуляк В.С. Модифицирование чугуна в литейной форме: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. литья. Киев: Знание, 1972. С. 35–38.

258. Чайковский А.А., Петухова А.А., Сыропоршневу Л.Н. Взаимодействие чугуна и модификатора в реакционной камере при литье по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 11–12.

259. Шинский О.И., Зяхор С.Ф. Формирование газового давления в зоне взаимодействия металл – модель при литье сплавов на основе меди. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: Знание, 1979. С. 12–20.

260. Шинский О.И., Шуляк В.С., Зяхор С.Ф. Некоторые особенности заполнения магнитной формы. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: Знание, 1979. С. 32–44.

261. Шинский О.И., Шуляк В.С. Расчёт литниковых систем при литье по газифицируемым моделям в магнитные формы. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: Знание, 1979. С. 54–61.

262. Авдокушин В.П. Выбор оптимальных режимов виброуплотнения форм при литье по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 38–40.

263. Конашко И.Г., Андерсон В.А., Маношина Г.Д. Опыт освоения технологии точного литья по газифицируемым моделям на предприятиях СССР. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 15–16.

264. Гнатуш В.А., Михневич И.А., Морозова Л.В. Автоматизированная система проектирования технологии литья по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 16.

265. Григорян К.А., Лемешко Д.С., Моляренко А.А. Оборудование для массового и крупносерийного производства отливок. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 24–25.

266. Лозенко В.И. Новое оборудование для производства отливок по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 25–27.

267. Андерсон В.А., Комаровский Ю.Л., Вечеря Б.Г., Шаталов В.Ф. Линия производства отливок с применением газифицируемых моделей. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 27–28.

268. Гайдучик С.И., Компанец Г.А., Роч Л.М. Комплекс оборудования для изготовления пенополистироловых моделей. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 28–30.

269. Прилуцкий М.И., Лозенко Д.В., Князев Е.Ф. Установка для сушки предвари-

тельно вспененного пенополистирола. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 30.

270. Шинский О.И., Шуляк В.С. Расчёт литниковых систем при литье чугуна по газифицируемым моделям в магнитную форму. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1977. 7 с. (Деп. в УкрНИИНТИ ГосПлана УССР, № 926; Рус.).

271. Комплект оборудования линии для изготовления керамических форм точных отливок по газифицируемым моделям электрофореза производительностью 500 т литья в год / Д.П. Шатайло и др. *Литейное машиностроение*. Москва: НИИ-Маш, 1975. Вып. 4. С. 1–3.

272. Конашко И.Г. Организация производства точных деталей методом литья по газифицируемым моделям и технико-экономическая эффективность процесса. *Перспективы расширения применения пластмассовой модельной оснастки и пенополистироловых газифицируемых моделей в литейном производстве*: труды Всесоюз. науч.-тех. совещ. Ташкент: узб. респ. сов. НТО ГПКТБМ ЦНИИТЭИТракторо-СельхозМаш. ОНТП, 1975. С. 18–21.

273. Павлов В.А., Зиньковский А.К., Шейнин Б.Я. Вентиляционная система для улавливания продуктов деструкции газифицируемых моделей. *Литейное машиностроение*. Москва: НИИМаш, 1975. Вып. 5. С. 5–9.

274. Engels Dr. Gerhard. Direction Of Development Of Casting Production. *Foundry Manag. And Technol.* 1993. Vol. 6, No 121. P. 46–52.

275. Woiff H. Richtung der Aufwärtsentwicklung des Gussesbetriebs. *Gießerei Rdsh.* 1993. № 3–4. S. 5–8, 13.

276. Auszüge aus den Patentanmeldungen: пат. ФРГ. № 1193647; опубл. 26.05.1965, Heft № 21.

277. Auszüge aus den Patentanmeldungen: пат. ФРГ. № 1234937; опубл. 23.02.1967, Heft № 8.

278. Bulletin official ok la Propriete industrielle: пат. Франция. № 1468187; опубл. 03.02.1967, Бюл. № 5.

279. Auszüge aus den Patentanmeldungen: пат. ФРГ. № 1237735; опубл. 29.02.1968, Heft № 9.

280. Secliger Gerhard. Усовершенствованный процесс литья по газифицируемым моделям. Improved cavityless casting process and patterns therefor [Full Mold Process, Inc.]:

пат. Австралия: кл. 70.2, (B22D). № 401520; заявл. 16.12.64; опубл. 18.02.70.

281. Голотенков О.Н. Особенности формирования отливок из алюминиевых бронз при литье по газифицируемым моделям. *Перспективы расширения применения пластмассовой модельной оснастки и пенополистироловых газифицируемых моделей в литейном производстве*: тезисы докл. Всесоюз. науч.-тех. совещ. (г. Ташкент, 19–21 августа 1975 г.). Ташкент: Узб. респ. сов. НТО ГПКТБМ ЦНИИТЭИТракторСельхозМаш. ОНТП, 1975. С. 73–75.

282. Голотенков О.Н., Степанов Ю.А. Факторы качества бронзовых отливок по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 1977. № 8. С. 20–22.

283. Степанов Ю.А., Москалёв В.Г. Факторы качества чугунных отливок по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 1972. № 7. С. 1–4.

284. Закута М.Б., Шуляк В.С., Панасюк Л.С., Музыкант А.М. Определение основных параметров магнитной формы. *Литейное производство*. 1974. № 7. С. 10–12.

285. Степанов Ю.А., Анучина М.Г., Кирпиченков В.П. Формообразование при литье по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 1967. № 9. С. 14–17.

286. Позняк Л.А., Кучемасов Ю.С., Снежко А.А., Кузнецов В.И. Влияние образования и диссоциации цементита на перераспределение элементов в контактируемых железоуглеродистых сплавах. *Литьё по газифицируемым моделям*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1979. С. 120–122.

287. Получение порошков электролизом водных растворов. URL: https://ozlib.com/1108526/tehnika/poluchenie_poroshkov_elektrolizom_vodnyh_rastvorov (дата звернення: 01.05.2023).

288. Jiang W., Fan Z. Novel technologies for the lost foam casting process. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2018. Vol. 13, No 1. P. 37–47.

289. Калюжний П.Б., Слюсарев В.А., Калашник Д.О. Армування виливків за технологією лиття за моделями, що газифікуються. *МОМ*. 2017. № 4. С. 48–53.

290. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО «Профессионал», 2007. 408 с.

291. Derev'yanko O.V., Nebozhak I.A., Istomina T.I. Manufacturing Of Composite Material Of Abrasives Composition – Metal Binder Using SPS-Technology. *Литво. Металургія*. 2023: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р.,

м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХП», 2023. С. 14–16.

292. Гнатуш В.А., Кириченко А.Н., Михневич И.А. Получение отливок из силуминов литьём по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 11.

293. Вишнякова Л.П., Чичкань И.П. Получение отливок из высокопрочного чугуна литьём по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 1991. № 1. С. 8–10.

294. Брынзеа М. Технология производства отливок коленчатых валов из чугуна с шаровидным графитом по газифицируемым моделям для легковых автомобилей: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН Украины. ФТИМС. Киев, 1996. 242 с.

295. Исаченков А.Е. Слоистые металлокомпозитные конструкции летательных аппаратов. *Технология лёгких сплавов: сб. науч. тр. / Всерос. ин-т лёгких сплавов*. 1993. № 12. С. 72–77.

296. *Металловедение* / В.П. Буравлёва и др. Ленинград: Судостроение, 1969. Вып. 12. С. 114–117; 1970. Вып. 13. С. 159–161.

297. Чурсин В.М. Вопросы металлургии и металловедения. Москва: МВМИ, 1962. Вып. 4. С. 119–125.

298. Савицкий Е.М., Бурханов Г.С. *Металловедение тугоплавких металлов и сплавов*. М.: Наука, 1967. 437 с.

299. Барсукова Т.А. Краткие сообщения по научно-исследовательским работам МИЦМиЗ им. М.И. Калинина. Москва: Металлургиздат, 1960. 240 с.

300. Доманин Н.У., Седов О.Б., Говорушкина Л.П. Теоретические предпосылки формирования графита при модифицировании чугуна в форме. *Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: труды V Респ. науч.-тех. конф. Запорожье*, 1988. С. 185–186.

301. Литовка В.И., Ляпунов А.П., Куровский В.Я., Жесткова Т.Ф. Внутриформенное модифицирование чугуна брикетами. *Структура и свойства чугуна*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1989. С. 62–65.

302. Мовчан Б.А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах. Киев: Техніка, 1970. 212 с.

303. Кабинов Д.А. Влияние феррита на механические свойства чугунов и стали. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 19.

304. Тимофеев В.Л. Фосфор в коррозионностойких аустенитно-ферритных сталях. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 46–47.
305. Лютый В.А., Платонов Е.А., Фёдоров Г.Е., Кузьменко А.Е. Хромоникелевые стали для изготовления жаростойких деталей теплоэнергооборудования. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 13–15.
306. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. 3-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1968. 568 с.
307. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом / Э.В. Захарченко и др. Киев: Наукова думка, 1986. 248 с.
308. Плавка синтетического чугуна в индукционных печах и её технология на Каунасском литейном заводе «Центролит» / М.В. Жельнис и др.; под ред. Н.Г. Гиршовича. Вильнюс: Минтис, 1974. 297 с.
309. Любченко А.П. Высокопрочные чугуны. Москва: Металлургия, 1982. 120 с.
310. Андреев В.В. Свойства втулок цилиндров из чугуна с вермикулярным графитом. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 17–18.
311. Вареник П.А. Относительная конструкционная прочность высокопрочного чугуна. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 20.
312. Солнцев Л.А., Шифрин В.Д., Наджафов А.С., Джабаров Р.Д. Литьё в кокиль корпусных деталей из высокопрочного чугуна. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 24–25.
313. Ткачук И.В. Получение и свойства чугуна с вермикулярным графитом. *Структура и свойства чугуна*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1989. С. 57–62.
314. Штыка Г.Н., Волощенко М.В., Талько В.Н., Синельников И.Д. Высокопрочный чугун, полученный комбинированным способом. *Структура и свойства чугуна*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1989. С. 66–70.
315. Олейник В.Н., Настенко Л.М., Волощенко М.В. Изготовление отливок тормозных барабанов из фрикционного износостойкого высокопрочного чугуна при ваграночном процессе плавки. *Структура и свойства чугуна*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1989. С. 87–89.
316. Получение чугуна с шаровидным графитом «ЛС-процессом» / А.И. Беляков и др. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 20–21.

317. Рябчиков И.В., Усманов Р.Г. Простой и высокоэффективный способ получения высокопрочного чугуна. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 21.
318. Козлов А.В., Зуйков С.С., Винокуров В.Д. Технологические процессы для повышения качества чугунных отливок. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 23–24.
319. Кенис М.С., Муратов В.С., Чечушкин П.Г. Управление структурой и свойствами кокильных отливок. *Литейное производство*. 1991. № 3. С. 12–13.
320. Поверхностная прочность материалов при трении / под ред. Б.И. Костецкого. Киев: Техніка, 1976. 296 с.
321. Попов В.М., Коган Б.Л. Термостойкость чугунов с различной формой графита. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 15–17.
322. Щедров К.П., Гакман Э.П. Жаростойкие материалы. Москва–Ленинград: Машиностроение, 1965. 166 с.
323. Чугун с шаровидным графитом / под ред. К.П. Бунина. Москва: Машгиз, 1955. 185 с.
324. Кузьменко Ю.А., Платонов С.О., Сердюков П.В., Федоров Г.С. Новый чугун для изготовления износостойких деталей систем гидрозолоудаления тепловых электростанций. *ММ*. 1998. № 12. С. 19–23.
325. Марковский Е.А., Ильченко В.Д., Бутенко Л.И., Качко Н.А. Влияние состава и структуры антифрикционного сплава железа на его износостойкость. *Процессы литья*. 1999. № 2. С. 60–64.
326. Горшков А.А., Волощенко М.В., Дубров В.В., Крамаренко О.Ю. Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна. Москва: Машгиз, 1961. 300 с.
327. Кузьменко А.Е., Платонов Е.А., Фёдоров Г.Е. Новый безникелевый чугун для деталей систем гидрозолоудаления тепловых электростанций. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 9–10.
328. Сплавы редкоземельных элементов / под ред. Савицкого Е.М. Москва: Изд-во АН СССР, 1962. 28–35 с.
329. Волкогон Г.М., Брезгунов М.М. Производство слитков меди и медных сплавов. Москва: Металлургия, 1980. 100 с.
330. Волкогон Г.М. Производство слитков никеля и никелевых сплавов. Москва: Металлургия, 1976. 96 с.

331. Добаткин В.И. Слитки алюминиевых сплавов. Свердловск: Metallurgizdat, 1960. 175 с.
332. Слитки титановых сплавов / В.И. Добаткин и др. Москва: Metallurgiya, 1966. 286 с.
333. Захарова Г.В., Попов И.А., Жорова Л.П., Федин Б.В. Ниобий и его сплавы. Москва: Metallurgizdat, 1961. 368 с.
334. Зеликман А.М. Молибден. Москва: Metallurgiya, 1970. 440 с.
335. Мальцев М.В., Байков А.И., Соловьёв В.Я. Технология производства ниобия и его сплавов. Москва: Metallurgiya, 1966. 291 с.
336. Смитлз К.Д. Металлы: справ. пособ. Москва: Metallurgiya, 1980. 445 с.
337. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Москва: Metallurgiya, 1979. 640 с.
338. Полуниин В.И., Чудинов Б.А., Криштал М.М. Износостойкость поршневых материалов в зоне верхней поршневой канавки. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 38–40.
339. Лахненко В.П. Процеси взаємодії активних елементів модифікуючих добавок з рідким металом при одержанні високоміцного чавуну: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН України. ФТІМС. Київ, 2002. 20 с.
340. Козлов Л.Я., Воробьёв А.П. Роль примесей в процессе графитизации чугуна. *Литейное производство*. 1996. № 8. С. 4–6.
341. Зелёный Б.Г., Волощенко М.В., Фитье Е.Г., Руденко Н.Г. Влияние модифицирования и легирования на механические свойства синтетического чугуна. *Легированные стали и сплавы*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1975. С. 120–127.
342. Комплексні розкислювачі-модифікатори багатофункціональної дії для обробки сталей і чавуну з підвищенням їх властивостей. URL: <http://www.dnu.dp.ua/docs/ndc/works/2015/5.7.pdf> (дата звернення: 13.10.2020).
343. Черепов А.А., Шалевская В.Н., Лебедев И.А., Черепов В.А. Повышение качества поршневых колец из комплексно-легированного высокопрочного чугуна. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 14–15.
344. Miska K.H. ADI development registers steady progress. *Modern Casting*. 1986. Vol. 76, No 6. P. 35–39.

345. Бобро Ю.Г., Дмитриюк Н.В., Гусачук Д.А. Высококомедистые чугуны с шаровидным графитом. *Литейное производство*. 1997. № 7. С. 9–11.
346. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов: учеб. пособ. Ленинград: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1976. 216 с.
347. Черепов А.А., Хенкин В.И., Буслов Б.Н. Повышение качества чугуна для поршневых колец. *Литейное производство*. 1986. № 1. С. 34.
348. Сабуров В.П. Суспензионное модифицирование сталей и сплавов ультрадисперсными порошками. *Литейное производство*. 1991. № 4. С. 14–16.
349. Бубликов В.Б., Крестьянов В.И., Вестфальский Е.А., Онищенко К.И. Закономерности структурообразования и свойства модифицированного в форме высокопрочного чугуна. *Структура и свойства чугуна*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1989. С. 39–46.
350. Клибус А.В. Об устранении отбела в тонкостенных отливках путём модифицирования чугуна. *Структура и свойства чугуна*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1989. С. 52–57.
351. Афонаскин А.В., Филинков М.Д., Бегма В.А., Бажова Т.Ю. Формирование структуры и свойств модифицированного чугуна дуговой плавки. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 26–27.
352. Влияние РЗМ на плотность и износостойкость серого чугуна / М.Д. Филинков и др. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 27.
353. Сапожников С.А., Асташкевич Б.М. Износостойкость поршневых колец из комплексномодифицированного чугуна. *Вестник ВНИИЖТ*. 1995. № 4. С. 19–22.
354. Миненко Г.Н. Особенности процесса растворения и усвоения чугуном кремнийсодержащих модификаторов. *Литейное производство*. 1992. № 10. С. 11–12.
355. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. Москва: Металлургия, 1964. 214 с.
356. Сытник Н.М. Влияние модифицирования на газовый состав жидкого чугуна. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 10–12.
357. Трухов А.П., Дмитриев С.П., Ерышканов Е.А., Шибеев Е.А. Влияние способа модифицирования на линейную усадку отливок из высокопрочного чугуна. *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 12–13.

358. Гольдштейн Я.И., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. Москва: Металлургия, 1986. 272 с.

359. Таран Ю.Н., Черновол А.В., Курепина В.В. О роли остаточного магния в модифицированном чугуне. *Процессы литья*. 2000. № 3. С. 76–83.

360. Ребиндер П.А., Липман Э.С. Физико-химические основы модификации металлов и сплавов малыми поверхностно-активными примесями. *Исследования в области прикладной физико-химии поверхностных явлений*. Москва–Ленинград: ОНТИ НКТП, 1936. С. 225–248.

361. Таран Ю.Н. Влияние церия на структуру отливок из доэвтектического чугуна. *Литейное производство*. 1965. № 10. С. 18–27.

362. Дорн Д.И., Старр С.Д. Влияние дисперсных выделений на механические свойства. *Структура металлов и свойства*: пер. с англ. Москва: Металлургиздат, 1957. С. 48–57.

363. Скок Ю.Я., Ефимов В.А. О механизме модифицирования стали. *Проблемы стального слитка*: труды VII конф. по слитку. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1978. Вып. 7. С. 43–47. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

364. О влиянии инокуляторов на кристаллизацию и структуру стального слитка / Я.Н. Малиночка и др. *Проблемы стального слитка*: труды VII конф. по слитку. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1978. Вып. 7. С. 47–49. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

365. Влияние комплексного модифицирования на свойства стали 20 в жидком и твёрдом состояниях / Г.В. Тягунов и др. *Проблемы стального слитка*: труды VII конф. по слитку. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1978. Вып. 7. С. 98–100. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

366. Влияние модифицирования на механические свойства литой и деформированной трубной малоуглеродистой стали / А.Г. Габисиани и др. *Проблемы стального слитка*: труды VII конф. по слитку. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1978. Вып. 7. С. 174–176. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

367. Исследование эффективности модифицирования стали при разливке под

борсодержащими материалами / Н.Я. Ищук и др. *Проблемы стального слитка: труды VII конф. по слитку*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1978. Вып. 7. С. 177–179. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

368. Исследование и разработка технологии упрочнения рельсовой стали комплексными нитридодержащими сплавами / Е.Д. Таранов и др. *Проблемы стального слитка: труды VII конф. по слитку*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1978. Вып. 7. С. 168–172. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

369. Влияние модифицирования комплексными сплавами на структуру и свойства стали 9Х2МФ / В.А. Ефимов и др. *Проблемы стального слитка: труды VII конф. по слитку*. Киев: АН УССР. Ин-т пробл. литья, 1978. Вып. 7. 1978. С. 172–174. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

370. Бородаенко Л.Н. Применение комплексного сплава с кальцием и барием. *Литейное производство*. 1991. № 5. С. 33–34.

371. Неймарк В.Е. Модифицированный стальной слиток. Москва: Metallurgia, 1977. 200 с.

372. Куликов А.И., Индукционные печи с графитовой футеровкой. *Литейное производство*. 1997. № 7. С. 32.

373. Данилов В.И. Строение и кристаллизация жидкостей. Киев: Изд-во АН УССР, 1956. 424 с.

374. Повышение срока службы отливок из жаростойкой стали модифицированием / В.М. Колокольцев и др. *Литейное производство*. 1991. № 5. С. 8–10.

375. Корнейчук Я.И., Жуков А.А., Пузанков А.А. О реакциях, протекающих в жидкой стали при комплексном модифицировании. *Известия ВУЗов СССР. Расплавы*. 1989. № 5. С. 74–76.

376. Джаффи Н., Хан Г. О структурных особенностях при разработке сплавов на основе металлов подгруппы хрома. *Структура и механические свойства металлов*: пер. с англ. Москва: Metallurgia, 1967. С. 87–94.

377. Семчишен М. Разработка и исследование свойств сплавов дуговой плавки на основе молибдена. *Молибден*: пер. с англ. Москва: ИЛ, 1962. С. 198–205.

378. Гольдштейн Я.Е. Микролегирование стали и чугуна. Москва–Свердловск:

Машгиз, 1959. 215 с.

379. Пост С.Б., Бивер Т.О. Применение редкоземельных металлов при выплавке нержавеющей сталей. *Проблемы современной металлургии*. 1954. № 1. С. 28–35.

380. Приданцев М.В. Влияние примесей и редкоземельных элементов на свойства сплавов. Москва: Металлургиздат, 1962. 465 с.

381. Ростовцев Л.И. Литейные свойства 20 %-ной хромистой стали, микролегированной редкоземельными металлами. *Литейные свойства металлов*. Москва: Наука, 1967. С. 94–99.

382. Браун М.П., Скок Ю.Я. Влияние церия на свойства и структуру литого железа. *Литейное производство*. 1965. № 8. С. 18–27.

383. Браун М.П., Скок Ю.Я. Влияние присадок редкоземельных металлов и силикокальция на пластичность конструкционной стали. *Физико-химическая механика материалов*. 1966. Вып. 2, № 3. С. 44–55.

384. Крещановский Н.С., Сидоренко М.Ф. Влияние металлического кальция на структуру и свойства литых высоколегированных хромоникелевых сталей. *Литейное производство*. 1965. № 10. С. 64–78.

385. Carlson O.N., Sherwood L.L., Schmidt F.A. The effect of low percentage alloying additions on the ductility of iodide chromium. *J. Less-Common Metals*. 1964. Vol. 6, No 6. P. 256–264.

386. Троцан А.І. Мікролегуюча дія кальцію в сталі та шляхи її забезпечення. *МОР*. 2000. № 1–2. С. 20–24.

387. Скок Ю.Я., Соколов В.М., Федоренко І.В. Вплив мікролегуювання на жаровиностійкість литих хромонікелевих сталей. *МОР*. 2000. № 1–2. С. 25–29.

388. Афтандіянц В.В. Підвищення корозійної стійкості литих аустенітних сталей мікролегуюванням і модифікуванням. *МОР*. 2000. № 1–2. С. 30–32.

389. Таран Ю.М., Чорновол А.В., Курепіна В.В. Про кінетику графітізації білого чавуну, модифікованого барієм. *МОР*. 2000. № 1–2. С. 33–37.

390. Середенко В.А. Микролегирование литейной стали лигатурой с гексаборидом лантана, полученной в МДН-установке. *Процессы литья*. 2003. № 2. С. 7–15.

391. Чернега Д.Ф., Скрынченко М.Ю., Кривец А.Л., Мохорт В.А. Влияние азота на микроструктуру инструментальных сталей. *Процессы литья*. 1999. № 2. С. 32–34.

392. Латенко В.П., Шейко А.А., Бондаревский В.Н., Зелёный Б.Г. Влияние меди на структуру. Механические и литейные свойства аустенитного чугуна с шаровидным графитом. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 15–21.

393. Бубликов В.Б. Модифицированная заэвтектическая сталь с шаровидным графитом. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 22–27.

394. Меськин В.С. Основы легирования стали. Москва: Metallurgy, 1964. 684 с.

395. Горелов В.Г., Фёдоров Е.И., Рубенчик Ю.И., Гальперн И.М. Микролегирование сталей ванадийсодержащей лигатурой. *Литейное производство*. 1996. № 8. С. 11–12.

396. Внепечная обработка жидкого металла порошковой проволокой / А.Н. Астахов и др. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 40–41.

397. Ващенко К.И. Модифицированный чугун. Москва: Машгиз, 1946. 231 с.

398. Ващенко К.И., Софрони Л. Магниевый чугун. Москва–Киев: Машгиз, 1960. 487 с.

399. Мильман Б.С., Клочнев Н.И., Лисицын В.Т., Полозков М.А. Герметизированные ковши для обработки чугуна магнием. Москва: ЦНИИТМаш, 1958. 37 с.

400. Гершун В.Н., Васильев Е.А., Федорченко В.Г., Эксанов В.А. Графитизация белых чугунов, модифицированных теллуром. *Литейное производство*. 1975. № 10. С. 9.

401. Лютый И.Ю., Латаш Ю.В. Изменение содержания серы и углерода в чугуне при электрошлаковой плавке. *Литейное производство*. 1973. № 6. С. 43–44.

402. Модифицирование ваграночного чугуна синтетическим / И.А. Дибров и др. *Литейное производство*. 1971. № 12. С. 37.

403. Модифицирование чугуна комплексными модификаторами с РЗМ и иттрием / Н.Н. Александров и др. *Литейное производство*. 1975. № 7. С. 3–5.

404. Опыт производства и применения легирующих сплавов с редкоземельными элементами. Запорожье: Metallurgy, 1975. 47 с.

405. Этелис Л.С., Блохин И.Е., Плотников В.А., Бабенков В.Г. Суспензионная заливка чугуна. *Литейное производство*. 1975. № 8. С. 24–25.

406. Технология получения чугуна с шаровидным графитом: обзор / Ю.С. Лернер и др. Москва: НИИМаш, 1974. 73 с. (Технология литейного производства; сер. С-Х-2).

407. Турбовский М.М. Жидкое модифицирование. *Литейное производство*.

1952. № 6. С. 16; 1956. № 2. С. 15; 1959. № 3. С.4; 1962. № 7. С. 22.

408. Ферри Р. Исследование синтетического модификатора для высокопрочных синтетических чугунов: 34-й междунар. конгресс литейщиков. Москва: Машиностроение, 1971. С. 41–54.

409. Фраш А. Анализ графитизирующих модификаторов. *Przeglad odlewietwa*. 1973. № 10. S. 312–320.

410. Шалашов В.А. Комплексные модификаторы. *Литейное производство*. 1972. № 9. С. 38.

411. Modl E.K. Übersicht über die Behandlungsverfahren zur Herstellung von Gußeisen mit Kugelgraphit. *Giesserei*. 1969. Bd. 56, № 14. S. 416–421; *Foundry*. 1970. Vol. 98, No 7. P. 42–48; *The British Foundryman*. 1970. Vol. 63, No 6. P. 193–199.

412. Nuemann F. Metallurgische Schmelzführung und ihre Bedeutung für die Treffsicherheit der Gußeiseneigenschaften beim induktiven Schmelzen. Essen: BBC, Verlag W. Girardet. 1972. 95 s.

413. Piaskowski J., Jankowski A. Zeliwo sferoidalne. Warszawa: Nauko-Techniezno, 1974. 433 s.

414. Sofroni L., Stefanescu D. Fonta Modificate. Bucuresti: Editura Technica, 1971. 389 p.

415. Волосевич П.Ю., Гарасим Ю.А., Глуценко С.В., Шиткин Е.А. Термическое расширение псевдосплава на основе железа и алюминия. *Процессы литья*. 2000. № 3. С. 11–15.

416. Шумихин В.С., Верховлюк А.М., Лахненко В.Л., Щерецкий А.А. Влияние физико-химических методов раскисления на активность кислорода в железоуглеродистых расплавах. *Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технологии, экология*: материалы Междунар. конф. Киев–Днепропетровск: НТУУ «КПИ», 2000. С. 169–173.

417. Ефимов В.А., Легенчук В.И., Хорунжий Ю.Г., Кутищев С.М. Динамика плавления частицы металлической добавки в объеме расплава. *Проблемы стального слитка*: тр. VII конф. по слитку / АН УССР. Ин-т пробл. литья. Москва: Metallургия, 1978. Вып. 7. С. 110–112. (Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков).

418. Комаров О.С. Термокинетические основы кристаллизации чугуна.

Минск: Наука и техника, 1982. 262 с.

419. Белоусов Н.Н. Современные направления работ по модифицированию алюминиевых сплавов. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 20–52.

420. Альтман М.Б., Постников Н.С., Строганов Г.Б. Упрочнение и модифицирование силуминов. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 68–76.

421. Белов В.Д., Гусева В.В., Глотова Л.В., Кирьянова В.В. Внепечная комплексная обработка алюминиевых расплавов. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 37.

422. Ивашкевич А.Г., Гольдбухт Г.Е., Рутман М.М. Алюминиевый автоматный сплав 011033. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 52–53.

423. Методы и теории модифицирования заэвтектических силуминов / Г.М. Кузнецов и др. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 5–19.

424. Сапьян В.Г., Горшков А.А. Перспективы применения модифицированных заэвтектических силуминов. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 53–55.

425. Смирнова Т.И. Модифицирование заэвтектических силуминов. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 56–67.

426. Влияние фосфидов $A^{III}B^V$ на структуру и некоторые свойства заэвтектических силуминов / А.А. Горшков и др. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 77–82.

427. Модифицирование заэвтектического силумина / В.Г. Сапьян и др. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 83–88.

428. Электропроводность и структура сплавов системы Al – Si – P / Г.В. Самсонов и др. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 89–96.

429. Влияние натрия и серы на электропроводность эвтектических силуминов / Г.В. Самсонов и др. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т

пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 119–124.

430. Кашевник Л.Я., Белоусов Н.Н. Новый высокопрочный модифицированный силумин марки АЛ2М. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 131–142.

431. Напалков В.И., Ходаков П.Е. Влияние совместных добавок титана и бора на измельчение зерна в алюминиевых сплавах. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 143–147.

432. Кисин И.Л., Бузаева И.Н., Каушанский Д.Я., Фёдоров Г.А. Модифицирование алюминийкремниевой лигатуры для приготовления поршневого сплава. *Модифицирование силуминов*: сб. науч. тр. / АН УССР. Ин-т пробл. материаловедения. Киев, 1970. С. 158, 159.

433. Свойства вторичных алюминиевых сплавов, модифицированных нитридом титана / Д.Ф. Чернега и др. *Литейное производство*. 1991. № 3. С. 6–7.

434. Алюминиевые сплавы, модифицированные нитридом кремния: пер. с англ. / Х. Мацубара и др. *J. Mater. Sci. Lett.* 1987. Vol. 6, No 11. P. 1313–1315.

435. Чернега Д.Ф., Могилатенко В.Г., Дятлов А.П. Модифицирование сплава АК7 ультрадисперсными порошками нитридов / под ред. Д.Ф. Чернеги. Киев: Киевский политехн. ин-т, 1986. 10 с. (Деп. в УкрНИИТИ ГосПлана УССР от 26.09.1986, № 2339; Укр. 86).

436. Лукьянов Г.С., Никитин В.И., Ежов В.Н. Модифицирование мелкокристаллической лигатурой Al – Ti поршневого сплава АК12ММгН. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 38.

437. Лукьянов Г.С., Никитин В.И. Алюминиевые лигатуры с мелкокристаллическим строением. *Литейное производство*. 1984. № 2. С. 32.

438. Повышение механических свойств алюминиевых литейных сплавов с помощью ультрадисперсных порошков / Г.Г. Крушенко и др. *Литейное производство*. 1991. № 4. С. 17–18.

439. Крушенко Г.Г., Торшилова С.И., Крушенко С.Г. Комплексное модифицирование доэвтектических алюминийкремниевых сплавов. *Литейное производство*. 1984. № 2. С. 32.

440. Сплави міді. URL: https://uk.wikipedia.org/wiki/Сплави_міді (дата звер-

нення: 10.11.2020).

441. Приготовление литейного алюминиевого сплава АК12М2МгН на жидкой шихте / Г.Г. Крушенко и др. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 14–15.

442. Бондарев Б.И., Напалков В.И., Тарарышкин В.М. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов. Москва: Металлургия, 1979. 224 с.

443. Шпаков В.И., Нощик А.И. Лигатура Al – Ti – В для модифицирования алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 1996. № 9. С. 13–14.

444. Шпаков В.И. Прутковая лигатура Al – Ti – В для модифицирования Al – Si – Mg -сплавов. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 16–17.

445. Модифицирование сплава АК12ММгН / В.И. Никитин и др. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 34–35.

446. Никитин В.И., Бубнов Н.В. Влияние мелкокристаллических переплавов (МКП) на кристаллизацию и свойства сплава АК9М2. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 36–37.

447. Фридляндер Н.И., Чуистов К.В., Березина, Колобнев Н.И. Алюминиево-литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.

448. Варга Б., Варга И. Повышение качества антифрикционных сплавов Al – Sn. *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 54–55.

449. Применение ультрадисперсных порошков химических соединений при литье слитков из алюминия и деформируемых алюминиевых сплавов / Г.Г. Крушенко и др. *Цветные металлы*. 1992. № 10. С. 56–58.

450. Воленко І.В. Високоміцні металеві сплави. URL: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=34163 (дата звернення: 16.05.2020).

451. Данилов В.И. О роли нерастворимых примесей при кристаллизации жидкостей: сб. науч. работ лаборатории металлофизики АН УССР. Киев, 1948. С. 48–53.

452. Цинкові сплави. URL: https://uk.wikipedia.org/wiki/Цинкові_сплави (дата звернення: 25.08.2020).

453. Crossley F.A., Mondolfo L.F. Mechanism of grain refinement in aluminum alloys. *J. Of Metals*. 1951. Vol. 3, No 12. P. 135–144.

454. Шаломєєв В.А., Цивірко Е.І., Зеленьок Ю.О. Нові магнієві сплави з підвищеними властивостями для авіаційних двигунів. *Вестник двигателестроения*.

2012. № 1. С. 218–223. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/novi-magnievi-splavi-z-pidvischenimi-vlastivostyami-dlya-aviatsiynih-dviguniv> (дата звернення: 10.06.2020).

455. Вейнов А.М., Великоцкий Р.Е. Комплексное модифицирование заэвтектических силуминов. *Процессы литья*. 1999. № 2. С. 29–31.

456. Михаленков К.В. Перераспределение титана при кристаллизации алюминия. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 37–41.

457. Исследование структуры и свойств сложнолегированных износостойких латуней / Р.К. Мысик и др. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 83–91.

458. Гзовский К.Ю., Бялик О.М., Голуб Л.В., Кулинич А.А. Микролегирование алюминиевых сплавов Al – Ti – C -лигатурой. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 15–17.

459. Михаленков К.В., Чернега Д.Ф. Модифицирование алюминия титаном, цирконием и лигатурами AlTiB и AlTiC. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 17–20.

460. Кочегура Н.М., Козачков С.П., Ткач В.И., Вишневский А.С. Температурно-временная обработка никелевых сплавов в жидком состоянии. *Литейное производство*. 1985. № 10. С. 13–14.

461. Влияние температуры закалки на структуру литого жаропрочного сплава на никелевой основе / А.С. Нагин и др. *МиТОМ*. 1975. № 3. С. 20–23.

462. Кочегура Н.М., Козачков С.П., Ткач В.И., Вишневский А.С. Температурно-временная обработка никелевых сплавов в жидком состоянии. *Литейное производство*. 1985. № 10. С. 13–14.

463. Влияние температуры закалки на структуру литого жаропрочного сплава на никелевой основе / А.С. Нагин и др. *МиТОМ*. 1975. № 3. С. 20–23.

464. Арсентьев П.П., Коледов Л.А. Металлические расплавы и их свойства. Москва: Металлургия, 1976. 376 с.

465. Cibula A. *J. Inst. Metals*. 1954. Vol. 82, No 193. P. 54–64.

466. Cibula A. *Foundry Trade Journal*. 1955. Vol. 98, No 2026. P. 713–726.

467. Курдюмов А.В., Акимова К.И. Модифицирующее влияние обмазок литейной формы на структуру и свойства свинцовистых бронз. *Литейное производство*. 1956. № 11. С. 26–27.

468. Kondic V. *The British Foundryman*. 1959. № 12. P. 67–69.

469. Влияние малых добавок на свойства оловянистой бронзы БрОЦ10-2 / А.А. Рыжиков и др. *Известия ВУЗов СССР. Цветная металлургия*. 1967. № 1. С. 125–128.
470. Северюхин Н.В., Тимофеев Г.И., Рыжиков А.А. Сборник материалов по обмену опытом литейных цехов. *Литейное производство*. 1967. № 8. С. 37–38.
471. Чурсин В.М. Передовой научно-технический и производственный опыт: литейное производство. Москва: ГосИнТИ, 1960. Тема 2, № 60-7015. С. 3–26.
472. Орёл В.Т., Чурсин В.М., Пименов А.М. Оптимальные режимы плавки и разливки бронз. *Литейное производство*. 1966. № 5. С. 18–19.
473. Кунин Л.А. Поверхностные явления в металлах. Москва: Металлургиздат, 1955. 304 с.
474. Семенченко В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. Москва: Гос. изд-во тех.-теор. лит., 1957. 491 с.
475. Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеугловые границы зёрен: пер. с англ. Москва: Мир, 1975. 376 с.
476. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки: учеб. пособ.: в 2-х ч. Москва: Машиностроение, 1979. Ч. 2: Формирование макроскопического строения отливки. 335 с.
477. Баландин Г.Ф. Формирование кристаллического строения отливок. Кристаллизация в литейной форме. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Машиностроение, 1973. 152 с.
478. Яворский Б.М., Детлаф А.А. Справочник по физике. 2-е изд., перераб. Москва: Наука. Глав. ред. физ.-мат. лит., 1985. 512 с.
479. Яворский Б.М., Селезнёв Ю.А. Справочное руководство по физике для поступающих в ВУЗы и для самообразования. 4-е изд., испр. Москва: Наука. Глав. ред. физ.-мат. лит., 1989. 576 с.
480. Френкель Я.И. Кинематическая теория жидкостей. Москва–Ленинград: Изд-во АН СССР, 1945. 422 с.
481. Оно А. Затвердевание металлов: пер. с англ. Москва: Металлургия, 1980. 152 с.
482. Таран Ю.Н. Электронное зондирование шаровидного графита в цериевом чугуне. *Литейное производство*. 1965. № 8. С. 25–31.
483. Ламихов Л.К., Самсонов Г.В. О модифицировании алюминия и сплава

АЛ7 переходными металлами. *Цветные металлы*. 1964. № 8. С. 79–82.

484. Кузнецов В.Д. Кристаллы и кристаллизация. Москва: Гостехтеориздат, 1958. 250 с.

485. Физико-химические свойства окислов: справ. пособ. / под ред. Г.В. Самсонова. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1978. 472 с.

486. Бигеев А.М. Металлургия стали: учеб. пособ. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1988. 480 с. (Теория и технология плавки стали).

487. Ratliff J.L., Maykuth D.Y., Ogden H.R., Jaff R.J. Tungsten sheet alloys with improved low-temperature ductility. *Trans. AIME*. 1964. Vol. 320, No 3. P. 268–275.

488. Мак Лин Д. Границы зёрен в металлах: пер. с англ. Москва: Металлургиздат, 1960. 238 с.

489. Тиллер В.А. Многофазная кристаллизация. *Жидкие металлы и их затвердевание*: пер. с англ. Москва: Металлургиздат, 1962. С. 378–395.

490. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. Москва: Наука, 1966. 228 с.

491. Прайер У. Свободные радикалы. Москва: Атомиздат, 1970. 336 с.

492. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1970. 364 с.

493. Сорокин В.И., Рябов А.В. Возможности совершенствования литейных свойств доменных передельных чугунок. *Литейное производство*. 1997. № 5. С. 28.

494. Воронова Н.А., Могильцев О.А., Штейн Г.Н. Качество доменного чугуна и пути его повышения. Киев: УкрНИИТИ, 1972. 51 с.

495. Продукция чёрной металлургии: каталог. Москва: Машиностроение, 1973. 37 с. (Комплексные сплавы для легирования, раскисления и модифицирования).

496. Рыжков А.А. Теоретические основы литейного производства. Москва: Машгиз, 1961. 447 с.

497. Гаврилин И.В. Новое в технологии композиционного литья. *Литейное производство*. 1992. № 8. С. 30–31.

498. Бобро Ю.Г., Парфентьева И.А. Формирование литой структуры высокомедистых ЛКМ в процессе эвтектического превращения. *Процессы литья*. 2003. № 2. С. 49–52.

499. Masuo Hadiwara e.a. *ISIJ Int.* 1992. Vol. 32, No 8. P. 909–916.
500. Darwin C.R. *Metals and Mater.* 1990. No 2. P. 78–82.
501. Velidandla Bhanuprasad e.a. *Int. J. Powder Met.* 1991. Vol. 27, No 3. P. 227–235.
502. Заявка Японії: МКІ С22С21/00. № 63-65046; 1988.
503. Tweed J.H. *Mater. Sci. and Eng. A.* 1991. Vol. 135. P. 73–76.
504. *Trans Nonferrous Metals Soc. China.* 1992. Vol. 2, No 2. P. 68–71, 75.
505. Cassidy V.M. *Mod. Metals.* 1990. Vol. 46, No 11. P. 54–55.
506. Zer Haar J.H. *Mater. Sci. and Eng. A.* 1991. Vol. 135. P. 65–72.
507. Заявка Японії: МКІ С22С1/09. № 2282437; 1990.
508. Saeda T., Matushima M., Ushigome S. *Soc. Adv. Mater. and Proc. Eng. (8–11 May 1989).* Reno, Nevada. 1989. Vol. 34. P. 2455–2458.
509. Патент США: МКІ С22С29/12. № 4756753; 1988.
510. Nyberg E., Liu Y.L., Kindl B., Hansen N. *Mater. and Manuf. Processes.* 1992. Vol. 7, No 2. P. 211–225.
511. Fukunaga Widenaru. *J. Jap. Soc. Heat Treat.* 1991. Vol. 31, No 2. P. 103–108.
512. Заявка Японії: МКІ С22С1/09. № 2213431; 1990.
513. Morimoto H., Ohuchi K.-I., Joneda Y. *J. Jap. Weld. Soc.* 1990. Vol. 59, No 2. P. 125–129: пер. № 06915008774/ВНТИЦ; пер. № Я-8851/ВЦП.
514. Заявка Японії: МКІ В22F3/14. № 2-149609; 1990.
515. Заявка Японії: МКІ С22С1/09. № 2-213431; 1990.
516. *Materials Engineering.* 1992. Vol. 26, No 3. P. 7.
517. Watanabe H., Shaito H. *J. Jap. Inst. Light Metals.* 1989. Vol. 39, No 4. P. 255–261: пер. № Т-22346/ВЦТ.
518. Ватанабэ Х., Сайто Т. *J. Jap. Inst. Light Metals.* 1989. Vol. 39, No 4. P. 262–268: пер. № Т-22347/ВЦТ.
519. Tiwari A.N., Gopinathan V., Ramakrishnan P. *Mater. and Manuf. Processes.* 1991. Vol. 6, No 4. P. 621–633.
520. Kaneko I. *Aluminium.* 1989. Vol. 65, No 5. P. 505–507.
521. Hong S.J., Kao P.W. *Mater. Sci. and Eng. A.* 1989. Vol. 119. P. 153–159.
522. Патент США: МКІ С22С29/19. № 4946500; 1990.
523. Murakami Yotoro. *Sen'i Gakkaishi Fiber.* 1992. Vol. 48, No 9. P. 4–8.

524. M. Satoh e. a. *Part. Technol.*: 2-nd world Cong. (Kyoto, 19–22 Sept. 1990). Tokyo, 1990. Pt. 3. P. 432–436.
525. Патент Франції: МКІ В22F9/04. № 2607741; 1988.
526. Хунт М. *Mater. Eng.* 1989. Vol. 108, No 1. P. 37–41: пер. № С-75130/ВЦП.
527. *Alloy Dig.* 1991. No 5. P. 13–14.
528. *Metal Powder Rept.* 1988. Vol. 43, No 10. P. 685–687: пер. № С-64171/ВЦП.
529. *Ind. Heat.* 1990. Vol. 57, No 1. P. 12–13.
530. *Adv. Mater. and Process.* 1989. Vol. 136, No 1. P. 23–27, 30.
531. *Adv. Compos. Bull.* 1988. Vol. 1, No 7. P. 2–12.
532. Hung W.H., Cook C.R. Sawtell R.R. *SAE Techn. Pap. Ser.* 1991. No 910834. P. 1–11.
533. Добрушин Л.Д., Корнієнко О.М. Зварювання вибухом. URL: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=16597 (дата звернення: 11.09.2020).
534. Lavertia E.J. *SAMPE Quart.* 1991. Vol. 22, No 2, P. 2–12.
535. De Sanctis M. *Mem. et. Etud. Sci. Rev. Met.* 1991. Vol. 88, No 9. P. 592–593.
536. Lavernia E.J. *Adv. Mater.* 1991. Vol. 13, No 22. P. 1.
537. White J., Willis T.C., Hughes I.R. *Aluminium Ind.* 1989. Vol. 8, No 1. P. 16–19.
538. Wu Yue, Lavernia E.J. *JOM.* 1991. Vol. 43, No 8. P. 16–23.
539. Singer A.R.E. *Mater. Sci. and Eng. A.* 1991. Vol. 135. P. 13–17.
540. *Met. and Mater.* 1998. Vol. 4, No 8. P. 485–488.
541. Gupta M., Mohamed F.A., Lavernia E.J. *Int. J. Rapid Solidif.* 1991. Vol. 6, No 3–4. P. 10.
542. White J., Willis T.C. *Mater. and Des.* 1989. Vol. 10, No 3. P. 121–127.
543. On S.-Y., Cornie J.A., Russell K.C. *Ceram. Eng. and Sci. Proc.* 1987. Vol. 8, No 7–8. P. 912–936.
544. Sato A. *Имоно = J. Jap. Foundrymen's Soc.* 1990. Vol. 62, No 1. P. 12–18: пер. № Я-8847/ВЦП.
545. El-Kaddah Naby, Chang K.E. *Mater. Sci. and Eng. A.* 1991. Vol. 144, No 1–2. P. 221–227.
546. Патент США: МКІ В22D19/14. № 5000248; 1991.
547. Cornie J.A., Moon H.K., Flemings M.C. *Fabr. Particul. Reinforced Metal. Compos.*: Proc. Int. Conf. (Montreal, 17–29 Sept. 1990). Ohio: Materials Park, 1990. P. 63–78.

548. Caron S., Masounave J. *Fabr. Particul. Reinforced Metal. Compos.*: Proc. Int. Conf. (Montreal, 17–29 Sept. 1990). Ohio: Materials Park, 1990. P. 107–113.
549. Wu Jinbe, Yang Qian. *Foundry*. 1991. No 6. P. 1–5, 41.
550. Заявка Японії: МКІ С22С1/09. № 2197536; 1990.
551. Патент США: МКІ В22Д11/00. № 4961461; 1990.
552. Патент США: МКІ В22Д19/14. № 5000247; 1991.
553. Заявка Франції: МКІ В22Д13/06. № 2658745; 1991.
554. Патент США: МКІ С22С1/10. № 4786467; 1988.
555. Патент США: МКІ В22Д19/14. № 5076340; 1991.
556. Hammond D.E. *Mod. Cast.* 1989. Vol. 79, No 8. P. 29–31.
557. *Modern Metals*. 1988. Vol. 44, No 7. P. 8, 10, 13.
558. Hunt M. *Mater. Eng.* 1991. Vol. 102, No 1. P. 21–28.
559. Lloyd D.J. *Compos. Sci. and Technol.* 1989. Vol. 35, No 2. P. 159–170.
560. Allison J.E., Cole G.S. *JOM*. 1993. Vol. 45, No 1. P. 19–24; Rohatgi P. 1991. Vol. 43, No 4. P. 10–15.
- 561 Cassidy V.M. *Modern Metals*. 1989. No 12. P. 62–64, 66.
562. *Modern Casting*. 1990. Vol. 80, No 9. P. 27–30.
563. Строганова М.М. *Автомобильная промышленность США*. 1991. № 4. С. 33–37; 1992. № 10–11. С. 18–23.
564. *Modern Casting*. 1989. Vol. 79, No 8. P. 32–33: пер. № Я-6903/ВЦП.
565. Vaccari J.A. *Amer. Mach.* 1991. Vol. 135, No 6. P. 42–46.
566. *Diesel Progress Engines and Drives*. 1989. Vol. 55, No 10. P. 16–17.
567. *Aluminium*. 1990. Vol. 66, No 1. P. 47.
568. Rohatgi P., Asthana R. *JOM*. 1991. Vol. 43, No 5. P. 35–41.
569. By B.I. *Welding J.* 1991. Vol. 66, No 6. P. 65–67.
570. Dolowy I.F. *Light Met. Age*. 1986. Vol. 44, No 5. P. 7.
571. Bhanuprasad V.V. *J. of Powder. Met.* 1991. Vol. 27, No 3. P. 227–235.
572. Ватанабэ Х., Сайто Т. *Кэйкиндзоку*. 1989. Т. 39, № 4. С. 262–268.
573. Mabuchi M. *Scr. Met.* 1991. Vol. 27, No 7. P. 1675–1680.
574. Баландин Г.Ф., Васильев В.А. Физико-химические основы литейного производства / под ред. Г.Ф. Баландина. Москва: Машиностроение, 1971. 216 с.

575. Кутателадзе С.С. Теплопередача и гидродинамическое сопротивление: справ. пособ. Москва: Энергоатомиздат, 1990. 367 с.
576. Ингольд К. Теоретические основы органической химии: пер. с англ. Москва: Мир, 1973. 1055 с.
577. Фьюзон Р. Реакции органических соединений: пер. с англ. Москва: Мир, 1966. 647 с.
578. Николаев А.Ф. Синтетические полимеры и пластические массы на их основе. Москва–Ленинград: Химия, 1966. 768 с.
579. Павлов В.А. Пенополистирол. Москва: Химия, 1973. 240 с.
580. Алексеев М.В. Беспредельный способ получения пенополистироловых изделий, их свойства и применение. Москва: ГосИНТИ, 1963. 253 с.
581. Цыганков Б.Я., Бенкен Б.А. Переработка пенополистирола в изделия. Ленинград: ЛДНТП, 1963. 248 с.
582. Шорин С.Н. Теплопередача. Москва: Высшая школа, 1964. 492 с.
583. Чудновский А.Ф. Теплофизические характеристики дисперсных материалов. Москва: Физматгиз, 1962. 456 с.
584. *Foundry management and technology*. 1989. Vol. 117, No 2. P. 52–54.
585. Clegg A.J. *Foundryman*. 1991. Vol. 84, No 8. P. 312–319.
586. Bloyce A., Summers J.C. *Mater. Sci. and Eng. A*. 1991. Vol. 135. P. 231–236.
587. Орёл В.Т., Чурсин В.М., Гидкевич В.М. *Цветная металлургия*. 1971. № 7. С. 49–52.
588. Суменкова В.В., Ликов М.П., Бубликов В.Б., Небожак І.А. Модифікуюча суміш: пат. 41197 Україна: МПК (2009) С22С 35/00. u200814224; заявник та власник ФТІМС НАН України; заявл. 10.12.2008; опубл. 12.05.2009, Бюл. № 9. 4 с.
589. Чурсин В.М., Завгородний А.Я. *Литейное производство*. 1959. № 12. С. 18–19.
590. Вейник А.И. Теория затвердевания отливок. Москва: Машгиз, 1960. 435 с.
591. Глинка Н.Л. Общая химия: учеб. пособ. 24-е изд., испр. Ленинград: Химия, 1985. 702 с.
592. Радл Р.У. Затвердевание отливок: пер. с англ. Москва: Машгиз, 1960. 391 с.
593. Дикий Н.А., Халатов А.А. Основы научных исследований: Теплоэнергетика / под ред. Г.М. Доброва. Киев: Вища школа. Головное изд-во, 1985. 223 с.

594. Червяков А.Н., Киселёва С.А., Рыльникова А.Г. Металлографическое определение включений в стали. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургиздат, 1962. 248 с.

595. Масленников Ф.И. Лабораторный практикум по металловедению. 3-е изд., перераб. и доп. Москва: Машгиз, 1961. 268 с.

596. Бенкерт М., Клем Х. Способы металлографического травления: справ. пособ.: пер. с нем. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1988. 400 с.

597. Методи випробувань на зношування. URL: <https://zr.edu.ua/metody-vuprobuvan-na-znoshuvannya> (дата звернення: 05.10.2020).

598. Хижняк В.Г., Король В.І. Механічні властивості карбідних покриттів за участю титану та хрому на сталі У8А. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2003. Т. 4, № 1. С. 161–165. URL: <http://page.if.ua/uploads/pcss/vol4/0401-26.pdf> (дата звернення: 07.10.2020).

599. Івжич Д.О. Литі композиційні системи мідний сплав – сталь, які працюють в умовах підвищених навантажень і абразивного зношування: дис. ... магістр: 136 / МОН України. НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського». Київ, 2019. 122 с. URL: https://ela.kpi.ua/bitstream/123456789/30908/1/Ivzhych_magistr.pdf (дата звернення: 10.10.2020).

600. Аршук М.В., Педенко С.А., Тарасюк В.С. Вплив хромоалітування на зносостійкість сталі 12X18H10T в умовах тертя ковзання без змащування. URL: <https://essuir.sumdu.edu.ua/bitstream-download/123456789/26978/1/arshyk.pdf> (дата звернення: 25.10.2020).

601. Закалов О.В., Закалов І.О. Основи тертя і зношування в машинах: навч. посіб. / МОН України. ТНТУ ім. Івана Пулюя. Тернопіль, 2011. 322 с. URL: http://elartu.tntu.edu.ua/bitstream/123456789/1076/1/TextBook_Zakalov_Basic.pdf (дата звернення: 30.10.2020).

602. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчётов на трение и износ. Москва: Машиностроение, 1977. 207 с.

603. Новицкий В.Г. Влияние легирования на износостойкость хромистых сталей, применяемых в узлах трения насосного оборудования: Автореф. дис. ... канд. техн. наук / ИПМ АН УССР. Киев, 1990. 18 с.

604. Гаврилюк В.П., Новицкий В.Г. Методика определения износостойкости

материалов в условиях трения скольжения на машине трения М22М. Киев: ФТИМС НАН Украины, 2002. 4 с.

605. Мамыкин Э.Т., Юга А.И. Комплекс машин и методика определения антифрикционных свойств при трении скольжения. *Порошковая металлургия*. 1973. № 1. С. 67–72.

606. Микин Дж., Петч Н. Атомные аспекты разрушения. *Разрушение твёрдых тел*: труды Междунар. конф.: пер. с англ. Москва: Металлургия, 1967. С. 198–221.

607. Модели рассеивания примеси: пер. с англ. / По лицензии «Creative Commons Attribution-Share Alike». URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/Модели_рассеивания_примеси (дата звернення: 15.11.2020).

608. Шинський О.Й., Шинський І.О., Гончаренко Ю.А. Протипригарне покриття для лиття за моделями, що газифікуються / НАН України. Фіз.-техн. ін-т мет. та сплавів (Україна): пат. 58824 А Україна: МПК7 В22С3/00; заявл. 05.11.2002; опубл. 15.08.2003, Бюл. № 8. 2 с.

609. Волкотруб М.П., Прилуцький М.І., Роздобудько І.В. Електрошлакова технологія отримання виливків за газифікованими моделями з хромонікелевих сталей. URL: <http://metalcasting.kpi.ua.pdf> (дата звернення: 06.05.2023).

610. Кіндрачук М.В., Кульгавий Е.А. Трибологія – наука двадцять першого століття. *Вісник НАУ*. 2005. № 4. С. 67–72.

611. Механічні властивості матеріалу: Вікіпедія. URL: <https://uk.m.wikipedia.org> (дата звернення: 17.01.2023).

612. Derev'yanko O.V., Nebozhak I.A. Sherwood's Criterion Is An Indicator For The Efficiency Of Interaction Processes Between Composite Mixture Components Under Electro-Thermal Action. *Литво. Металургія. 2024*: тези доп. XX Міжнар. наук.-практ. конф. (28–30 трав. 2024 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХПІ», 2024. С. 80–83.

613. Кіндрачук М.В., Кульгавий Е.А., Перро Д.І., Подлесний В.О. Триботехнічні характеристики гетерогенних карбидовмісних покриттів. *Вісник НАУ*. 2009. URL: <https://jrnl.nau.edu.ua> (дата звернення: 19.01.2023).

614. Механизм перлитного превращения. URL: <https://studfile.net/preview/5615975/page:10/> (дата звернення: 23.06.2023).

ДОДАТОК А

ТАБЛИЦІ ДОПОМІЖНИХ ЦИФРОВИХ ДАНИХ

Таблиця А.1 – Температури плавлення й теплоти утворення оксидів і сульфідів деяких елементів-модифікаторів [302]

Метал (символ)	Оксиди			Сульфіди		
	Формула	$Q_{утв}$, Дж/моль	$T_{пл}$, К	Формула	$Q_{утв}$, Дж/моль	$T_{пл}$, К
<i>La</i>	<i>La₂O₃</i>	1913367,6	2588	<i>La₂S₃</i>	1469566,8	2373...2423
<i>Ce</i>	<i>Ce₂O₃</i>	1863126,0	1963	<i>Ce₂S₃</i>	1256040,0	2723
–	<i>CeO</i>	1088568,0	2873	<i>CeS</i>	0494042,4	2273...2473
<i>Fe</i>	<i>FeO</i>	0267955,2	1650	–	–	–
–	<i>Fe₂O₃</i>	0824799,6	1050	–	–	–
–	<i>Fe₃O₄</i>	1122062,4	1870	–	–	–
<i>Al</i>	<i>Al₂O₃</i>	1645412,4	2323	<i>Al₂S₃</i>	0703382,4	1373
<i>Ti</i>	<i>TiO₂</i>	0912722,4	1833	<i>TiS₂</i>	0334944,0	2473
<i>Mo</i>	<i>MoO₂</i>	0544284,0	2473	<i>MoS₂</i>	0234640,8	1458
–	<i>MoO₃</i>	0753624,0	1068	–	–	–

Таблиця А.2 – Продукти нейтралізації *Pb* й *Bi* у *Cu*-сплавах [282]

Сполука	$T_{пл}$, К	Сполука	$T_{пл}$, К
<i>PbCa₂</i>	1383	<i>BiCe</i>	1798
<i>PbCe₂</i>	1473	<i>Bi₃Ce₄</i>	1903
<i>PbCe</i>	1433	<i>ViLi₃</i>	1418
<i>Pb_xZr_y</i>	2273	<i>Bi_xZr_y</i>	2473

Таблиця А.3 – Основні властивості блочного пінополістиролу [221]

Густина сухого продукту, г/см ³	00,016...00,085
Глибина вм'ятин на поверхні (не більше), мм	05,000
Коефіцієнт теплопровідності при температурі 298 ± 2 К, ккал/(м·год·°С) [×1,163 Вт/(м·К)]	00,035
Вологість (не більше), %	25,000
Міцність при 10 % стисненні (не менше), кг/см (9,8·10 ⁵ Па)	50,000

Таблиця А.4 – Основні властивості пінополістиролу в гранулах (згідно ОСТ 6-05-207-73) [223, 290]

Характеристика матеріалу	ПСБ-А*		ПСВ-Л**
	I група	II група	
Вологість (не більше), %	01,000	01,000	01,000
Вміст мономера (не більше), %	00,250	00,250	00,300
Вміст пороутворювача (не менше), %	05,000	05,000	04,500
Гранулометричний склад залишку після просіювання на ситі з коміркою 0,5 мм (ГОСТ 3584-73), %	80,000	80,000	70,000
Удавана густина на зразках (не більше), г/см ³	00,025	00,025	00,025
Границя міцності на стиснення, кгс/см ² ($9,8 \cdot 10^5$ Па)	01,300	02,500	–
Верхня межа робочих температур, °С	70,000	70,000	70,000
Коефіцієнт теплопровідності, ккал/(м·год·°С) [$\times 1,163$ Вт/(м·К)]	00,030...00,038		
*ПСБ-А – полістирол суспендований бісерний марки А			
**ПСВ-Л – полістирол суспендований, що спінюється, ливарний			

Таблиця А.5 – Розмір фракцій гранульованого пінополістиролу в залежності від товщини стінки моделі, що газифікується [223]

Δ_{GM} , мм	08,0	10,0	20,0	30,0	40,0
d_{GM}^0 , мм	00,5	00,6	01,2	01,8	02,5

Таблиця А.6 – Параметри видувних сіток (вент) нормального ряду [220]

Навантажений діаметр венту, мм	Число прорізів	Сумарна площа прорізів (мм ²) при ширині прорізів, мм		
		00,1	00,2	00,3
06	2	00,7	01,4	02,1
08	3	01,6	03,2	04,8
10	5	03,8	07,7	11,4
12	5	04,8	09,6	14,4
14	7	06,1	12,2	18,3

Таблиця А.7 – Режими різання блочного пінополістиролу [222]

Устаткування	Швидкість різання, м/с (об./хв.)*	Подача, м/хв.	Глибина різання, мм
Стрічкові пилки	0020...0030	1,00...1,50	–
Круглопилльні верстати	0030...0080	3,00...4,00	–
Фуговально-стругальні верстати	0025...0035	1,70...2,20	2,0
Рейсмусові верстати	0025...0035	1,70...2,20	1,0...3,0
Фрезерні верстати	0015...0025	1,00...2,00	0,5...3,0
Свердлильні верстати (свердло пустотіле)	0500...3000*	0,25...0,75	–

Таблиця А.8 – Режими чистової обробки блочного пінополістиролу [222]

Інструмент	Швидкість, м/с	Частота обертання шпинделя, об./хв.	Подача, м/хв.	Глибина різання, мм
Шліфувальні кола і головки діаметром 40 ... 70 мм	06...15	2000...5500	0,5...0,8	10...20
Оправка діаметром 50 мм із наклеєною шліфувальною шкуркою зернистістю 40 од.	05...12	2000...3500	0,5...0,8	20...30
Пальцева фреза з насічкою діаметром 16 мм	05	3000...6000	0,5...1,0	–
Різці токарські, обклеєні шліфувальною шкуркою	06	2500...3000	–	–

Таблиця А.9 – Протипригарні покриття, які застосовуються на моделях, що газифікуються, із пінополістиролу [225]

Компоненти покриття	Кількість, % (мас. частка)	Примітка
1	2	3
Циркон УМТУ 4469-54	60,00	Час сушіння на повітрі кожного шару – 20...30 хв.
Полівінілбутираль ДСТ 9439-73	02,50...04,00	
Етиловий спирт (гідролізний) ДСТ 17299-71	36,00...37,50	
Циркон	60,00	Тривалість сушіння кожного шару – 30...40 хв.
Смола ФФ-16 ТУ 59-33-70	20,00	
(в'язкість по ВЗ-4 – 115...125 ст)		
Розчинник АКР ТУ 252-55 ($\rho = 1,14...1,20 \text{ г/см}^3$)	20,00	

Кінець таблиці А.9

1	2	3
Графіт чорний	37,00	Час сушіння на повітрі кожного шару – 50...60 хв.
Графіт сріблястий	06,00	
Полівінілбутираль	01,50...04,00	
Етиловий спирт	46,00...47,00	
Деревний пек ТУ 218-52 ($\rho = 1,08...1,10 \text{ г/см}^3$)	08,50	
Спучений перліт ВТУ 79-68 ($\rho = 0,085...0,090 \text{ г/см}^3$)	07,00...09,00	Тривалість сушіння на повітрі: 1-го шару – 20 хв., 2-го шару – 30 хв.
Бакелітовий лак марки А ДСТ 901-71	09,00...11,00	
Полівінілбутираль	02,00...03,00	
Борна кислота ДСТ 9656-61	00,06...00,08	
Етиловий спирт (синтетичний) ДСТ 11547-76	76,00...82,00	
Примітка: останнє покриття рекомендується для дрібного чавунного литва масою до 100 кг, забезпечується висока якість поверхні		

Таблиця А.10 – Співвідношення товщини стінки вилівка та оптимальної швидкості підйому металу у «порожнині» ливарної форми [255]

Δ_B , мм	10,0	20,0	30,0	40,0
v_{Me}^{on} , см/с	02,5	02,0	01,5	01,2

Таблиця А.11 – Властивості пісків марки К020А [223]

Форма зерна	Густина, г/см ³		Кут внутрішнього тертя, градус		Відносна ущільненість, %	Пористість, %	
	при вільному засипанні	при максимальному ущільненні	при вільному засипанні	при максимальному ущільненні		при вільному засипанні	при максимальному ущільненні
Округла	1,45	1,73	35	46	16,5	45	35
Напівкругла	1,47	1,70	36	49	13,5	46	36
Гострокутна	1,39	1,63	37	52	14,7	47	38

Таблиця А.12 – Перелік незалежних факторів (технологічних параметрів ЛГМ-процесу) та рівнів для їх варіювання

Рівень фактора	Незалежні фактори (технологічні параметри ЛГМ-процесу)			
	$C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}$, % (мас. част.)	$\rho_{\text{ГМ}}$, кг/м ³	$v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}}$, $\times 10^{-3}$ м/с	$T_{\text{Ме}}^0$, К
<i>min</i>	0,2	20	25	1523
<i>max</i>	1,0	50	50	1753

Таблиця А.13 – Хімічний склад розчинів для травлення мікроструктури металографічних шліфів [306, 492, 594–596]

Позиція	Марка сплаву	Хімічний склад, % (мас. частка)
001	СЧ300 ДСТУ 8833:2019	$HNO_3 - 2,0; C_2H_5OH - 98,0$
002	ЧХ1 ДСТУ 8851:2019	
003	70ХЛ, 75ХФТЛ ТУ 4112-78269737-001-2005	$HNO_3 - 15,0; H_2O - 85,0^*$
		$HNO_3 - 2,0; C_2H_5OH - 98,0^{**}$
004	АК12М2МГН ДСТУ 2839:1994	$HF - 0,5; H_2O - 99,5$
005	АК12 ДСТУ 2839:1994	$HF - 1,0; HCl - 1,5; HNO_3 - 2,5; H_2O - 95,0$
006	ЛЦ16К4 ГОСТ 17711-93	$FeCl_3 - 7,2; HCl - 21,2; H_2O - 71,6^{***}$

* При виявленні розміру зерна

** Для визначення дисперсності перліту

*** Хімічний склад [% (мас. частка)] травителя – наближений, оскільки його отримано шляхом перерахунку із наступного складу: $FeCl_3 - 10$ г; $HCl - 25$ мл; $H_2O - 100$ мл, яким користувалися фактично

Таблиця А.14 – Геометрія литих зразків і контртіл

Позиція	Найменування	Геометричний розмір, мм					
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	<i>D</i>	<i>d</i>	<i>h</i>
001	зразок	10	10	20	–	–	–
002	контртіло	–	–	–	40	16	12

Таблиця А.15 – Матриця планування експерименту (графітизуюче модифікування сірого чавуну марки СЧ300 дисперсним феросиліцієм марки ФС75)

Індекс виливка	x_0	$C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}}, \%$ (мас. частка)	$\rho_{\text{ГМ}}, \text{кг/м}^3$	$v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}}, \times 10^{-3} \text{ м/с}$
01	02	03	04	05
01	1	0,2	20	25
02	1	1,0	20	25
03	1	0,2	50	25
04	1	1,0	50	25
05	1	0,2	20	50
06	1	1,0	20	50
07	1	0,2	50	50
08	1	1,0	50	50
09	1	0,2	20	25
10	1	1,0	20	25
11	1	0,2	50	25
12	1	1,0	50	25
13	1	0,2	20	50
14	1	1,0	20	50
15	1	0,2	50	50
16	1	1,0	50	50

Продовження таблиці А.15

Індекс вилівка	T_{Me}^0, K	$C_{\Phi C75}^{GM} \rho_{GM}$	$C_{\Phi C75}^{GM} V_{Me}^{LF}$	$C_{\Phi C75}^{GM} T_{Me}^0$
06	07	08	09	10
01	1.523	04	05	0.304,6
02	1.523	20	25	1.523,0
03	1.523	10	05	0.304,6
04	1.523	50	25	1.523,0
05	1.523	04	10	0.304,6
06	1.523	20	50	1.523,0
07	1.523	10	10	0.304,6
08	1.523	50	50	1.523,0
09	1.753	04	05	0.350,6
10	1.753	20	25	1.753,0
11	1.753	10	05	0.350,6
12	1.753	50	25	1.753,0
13	1.753	04	10	0.350,6
14	1.753	20	50	1.753,0
15	1.753	10	10	0.350,6
16	1.753	50	50	1.753,0

Продовження таблиці А.15

Індекс вилівка	$\rho_{ГМ} v_{Me}^{ЛФ}$	$\rho_{ГМ} T_{Me}^0$	$v_{Me}^{ЛФ} T_{Me}^0$	$C_{ФС75}^{ГМ} \rho_{ГМ} v_{Me}^{ЛФ}$
11	12	13	14	15
01	0.500	30.460	38.075	0.100
02	0.500	30.460	38.075	0.500
03	1.250	76.150	38.075	0.250
04	1.250	76.150	38.075	1.250
05	1.000	30.460	76.150	0.200
06	1.000	30.460	76.150	1.000
07	2.500	76.150	76.150	0.500
08	2.500	76.150	76.150	2.500
09	0.500	35.060	43.825	0.100
10	0.500	35.060	43.825	0.500
11	1.250	87.650	43.825	0.250
12	1.250	87.650	43.825	1.250
13	1.000	35.060	87.650	0.200
14	1.000	35.060	87.650	1.000
15	2.500	87.650	87.650	0.500
16	2.500	87.650	87.650	2.500

Кінець таблиці А.15

Індекс вилівка	$C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \rho_{\text{ГМ}} T_{\text{Ме}}^0$	$C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} T_{\text{Ме}}^0$	$\rho_{\text{ГМ}} v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} T_{\text{Ме}}^0$	$C_{\text{ФС75}}^{\text{ГМ}} \rho_{\text{ГМ}} v_{\text{Ме}}^{\text{ЛФ}} T_{\text{Ме}}^0$
16	17	18	19	20
01	06.092	07.615	0.761.500	0.152.300
02	30.460	38.075	0.761.500	0.761.500
03	15.230	07.615	1.903.750	0.380.750
04	76.150	38.075	1.903.750	1.903.750
05	06.092	15.230	1.523.000	0.304.600
06	30.460	76.150	1.523.000	1.523.000
07	15.230	15.230	3.807.500	0.761.500
08	76.150	76.150	3.807.500	3.807.500
09	07.012	08.765	0.876.500	0.175.300
10	35.060	43.825	0.876.500	0.876.500
11	17.530	08.765	2.191.250	0.438.250
12	87.650	43.825	2.191.250	2.191.250
13	07.012	17.530	1.753.000	0.350.600
14	35.060	87.650	1.753.000	1.753.000
15	17.530	17.530	4.382.500	0.876.500
16	87.650	87.650	4.382.500	4.382.500

Таблиця А.16 – Механічні характеристики досліджуваного матеріалу, що визначались при випробуваннях

Позиція	Марка сплаву (матеріал)	Механічні властивості*					
		σ_b , МПа	δ_5 , %	HV , кгс/мм ²	ψ , %	σ_u , МПа	a_n , Дж/см ²
001	СЧ300 ДСТУ 8833:2019	–	–	+	–	–	–
002	ЧХ1 ДСТУ 8851:2019	–	–	+	–	+	–
003	Білий чавун	–	–	+	–	–	–
004	75ХФТЛ ТУ 4112-78269737-001-2005	+	+	+	–	–	+
005	70ХЛ ТУ 4112-78269737-001-2005	+	+	+	–	–	+
006	ЛКМ системи <i>Al-FeCr</i>	+	+	+	–	–	–
007	АК12 ДСТУ 2839:1994	+	+	+	–	–	–
008	ЛКМ системи <i>Cu-FeCr</i>	+	+	+	+	–	–
009	ЛЦ16К4 ГОСТ 17711-93	+	+	+	+	–	–

* Знаками «+» й «–» позначені механічні властивості, які визначались й не визначались у процесі випробування матеріалу литих зразків, відповідно

Таблиця А.17 – Хімічний склад [% (мас. частка)] піддослідних матеріалів

Марка сплаву (зносостійкої Cr-сталі)	Легуючі елементи(<i>Fe</i> – основа)							
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>V</i>	<i>Ti</i>	<i>S</i>	<i>P</i>
70ХЛ ТУ 4112-78269737-001-2005	0,751	0,434	0,852	0,958	–	–	0,020	0,029
75ХФТЛ ТУ 4112-78269737-001-2005	0,782	0,487	0,906	0,953	0,075	0,115	0,021	0,030

Таблиця А.18 – Хімічний склад [% (мас. частка)] вихідного матеріалу

Марка сплаву (сірого чавуну)	Легуючі елементи(<i>Fe</i> – основа)				
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>S</i>	<i>P</i>
СЧ300 ДСТУ 8833:2019	3,10	1,25	0,74	0,12	0,20

Таблиця А.19 – Хімічний склад [% (мас. частка)] отриманого матеріалу

Марка сплаву (<i>Cr</i> -чавуну)	Легуючі елементи(<i>Fe</i> – основа)						
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>S</i>	<i>P</i>
ЧХ1 ДСТУ 8851:2019	3,50	1,75	1,00	0,65	1,00	0,15	0,20

Таблиця А.20 – Хімічний склад [% (мас. частка)] вихідного матеріалу

Марка сплаву (<i>Si</i> -латуні)	Легуючі елементи(<i>Zn</i> – основа)									
	<i>Fe</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>P</i>	<i>Al</i>	<i>Cu</i>	<i>Pb</i>	<i>Sb</i>	<i>Sn</i>
ЛЦ16К4 ГОСТ 17711-93	0,53	4,18	0,75	0,17	0,89	0,04	80,0	0,42	0,91	0,26

Таблиця А.21 – Хімічний склад [% (мас. частка)] підслідних матеріалів

Марка сплаву (силуміну)	Легуючі елементи(<i>Al</i> – основа)									
	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>W</i>
АК12М2МгН ДСТУ 2839:1994	12,84	1,05	2,59	0,30	0,85	0,13	0,48	0,03	0,27	0,24
АК12 ДСТУ 2839:1994	11,00	0,03	1,11	0,37	0,03	0,06	0,50	0,02	–	–

Таблиця А.22 – Техніко-економічні показники процесу виробництва виливків із диференційованими і спеціальними властивостями

Тип литого зразка (матеріал)	Собівартість [ПДВ (20 %), врахований] в залежності від технології інокулювання, грн./т			
	ДНГМ	Ківш	КВ	РК
СЧ300 + ФС75	043.350,00	051.300,00	–	050.910,00
СЧ300 + ПМС-К	044.250,00	051.510,00	–	051.120,00
ЧХ1 ДСТУ 8851:2019	043.650,00	052.110,00	–	051.810,00
ЧХ3 ДСТУ 8851:2019	042.960,00	054.210,00	–	053.400,00
ВЧ500-7 ДСТУ 3925:1999	052.050,00	061.110,00	–	060.720,00
ЛКМ системи <i>Al-FeCr</i>	114.174,00	–	130.020,00	130.200,00
ЛКМ системи <i>СЧ300-См3-ЧХ3</i>	043.270,00	–	–	051.420,00

*Результати ФТІМС НАН України станом на 1 червня 2019 року

ДОДАТОК Б

ПРОМІЖНІ ФОРМУЛИ ТА РОЗРАХУНКИ

$$[Si]_{\text{M}} = 1,78 \cdot 10^{-1} + 4,493 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} + 3,7 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\text{GM}} - 4,5 \cdot 10^{-2} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 9,094 \cdot 10^{-4} \cdot T_{\text{Me}}^0 - 1,37 \times$$

$$\times 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} - 2,9 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 2,808 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 1,304 \cdot 10^{-3} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 2,101 \times$$

$$\times 10^{-5} \cdot \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 3,174 \cdot 10^{-5} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 1,424 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 8,333 \cdot 10^{-5} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} \times$$

$$\times T_{\text{Me}}^0 + 2,391 \cdot 10^{-5} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 8,696 \cdot 10^{-7} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 8,696 \cdot 10^{-7} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.1)

$$k_{[Si]} = -6,576 + 10,538 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} + 1,11 \cdot 10^{-1} \cdot \rho_{\text{GM}} - 3,96 \cdot 10^{-1} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 3,543 \cdot 10^{-3} \cdot T_{\text{Me}}^0 - 2,48 \times$$

$$\times 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} + 2,96 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 6,123 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 1,2 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 5,76 \times$$

$$\times 10^{-5} \cdot \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 2,86 \cdot 10^{-4} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 8,602 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 1,43 \cdot 10^{-4} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} \times$$

$$\times T_{\text{Me}}^0 - 2,1 \cdot 10^{-4} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 8,1 \cdot 10^{-6} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 5,73 \cdot 10^{-6} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.2)

$$[II] = -346,419 + 446,5725 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} + 7,549 \cdot \rho_{\text{GM}} + 5,741 \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 2,471 \cdot 10^{-1} \cdot T_{\text{Me}}^0 -$$

$$-10,131 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} - 5,389 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 2,645 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 - 4,378 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 4,42 \times$$

$$\times 10^{-3} \cdot \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 - 3,13 \cdot 10^{-3} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 8,392 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 6,159 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} \times$$

$$\times T_{\text{Me}}^0 + 3,188 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 2,174 \cdot 10^{-5} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 5,073 \cdot 10^{-5} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.3)

$$[\Phi] = -11,318 + 18,48 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} + 1,02 \cdot 10^{-1} \cdot \rho_{\text{GM}} - 1,532 \cdot 10^{-1} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 6,884 \cdot 10^{-3} \cdot T_{\text{Me}}^0 -$$

$$-5,101 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} + 8,333 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 1,268 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 9,162 \cdot 10^{-3} \times$$

$$\times \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 7,246 \cdot 10^{-5} \cdot \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 1,159 \cdot 10^{-4} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 1,667 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} +$$

$$+ 3,623 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 - 5,421 \cdot 10^{-20} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 5,797 \cdot 10^{-6} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.4)

$$[Fe_3C] = 353,877 - 286,029 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} - 4,174 \cdot \rho_{\text{GM}} - 5,636 \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 1,92 \cdot 10^{-1} \cdot T_{\text{Me}}^0 +$$

$$+ 4,462 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} + 4,138 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 1,556 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 3,407 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 2,21 \times$$

$$\times 10^{-3} \cdot \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 3,116 \cdot 10^{-3} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 3,541 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 2,36 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} \times$$

$$\times T_{\text{Me}}^0 - 2,25 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 1,449 \cdot 10^{-5} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 1,449 \cdot 10^{-5} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.5)

$$[III] = -61,805 + 41,859 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} + 1,041 \cdot \rho_{\text{GM}} + 1,523 \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 3,768 \cdot 10^{-2} \cdot T_{\text{Me}}^0 -$$

$$-0,125 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} - 1,21 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 2,174 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 - 2,099 \cdot 10^{-2} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 5,8 \times$$

$$\times 10^{-4} \cdot \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 - 8,8 \cdot 10^{-4} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 3,333 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 7,1 \cdot 10^{-18} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} \times$$

$$\times T_{\text{Me}}^0 + 6,52 \cdot 10^{-4} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 1,16 \cdot 10^{-5} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 2,53 \cdot 10^{-19} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.6)

$$l_{III} = -517,103 + 935,263 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} + 13,291 \cdot \rho_{\text{GM}} + 5,542 \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 3,207 \cdot 10^{-1} \cdot T_{\text{Me}}^0 - 25,327 \times$$

$$\times C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} - 13,005 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 5,525 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 - 1,237 \cdot 10^{-1} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 8,152 \cdot 10^{-3} \times$$

$$\times \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 - 2,971 \cdot 10^{-3} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 3,644 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 1,54 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 +$$

$$+ 7,609 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 7,246 \cdot 10^{-5} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 2,174 \cdot 10^{-4} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.7)

$$HB = 4053,638 - 4448,596 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} - 82,045 \cdot \rho_{\text{GM}} - 65,016 \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 2,191 \cdot T_{\text{Me}}^0 +$$

$$+ 106,629 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} + 82,49 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 2,636 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 1,287 \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} + 4,862 \cdot 10^{-2} \times$$

$$\times \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 + 3,729 \cdot 10^{-2} \cdot v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 1,911 \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} - 6,413 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} T_{\text{Me}}^0 -$$

$$- 4,993 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 - 7,536 \cdot 10^{-4} \cdot \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0 + 1,159 \cdot 10^{-3} \cdot C_{\text{FC75}}^{\text{GM}} \rho_{\text{GM}} v_{\text{Me}}^{\text{JF}} T_{\text{Me}}^0$$
(Б.8)

$$[Si]_m = 1,87778 + 3,04444 \cdot 10^{-3} \cdot H_B - 3,5 \cdot 10^{-3} \times \\ \times a_B - 8,74074 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^2 + 4,33333 \cdot 10^{-5} \cdot a_B^2 \quad (\text{B.9})$$

$$[Si]_m = 1,58556 + 4,32222 \cdot 10^{-3} \cdot H_B + 4,4 \cdot 10^{-3} \times \\ \times a_B - 9,25926 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^2 - 4,53333 \cdot 10^{-5} \cdot a_B^2 \quad (\text{B.10})$$

$$k_{[Si]} = 8,53333 \cdot 10^{-1} + 2,02889 \cdot 10^{-2} \cdot H_B - 2,32667 \times \\ \times 10^{-2} \cdot a_B - 5,82222 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^2 + 2,88 \cdot 10^{-4} \cdot a_B^2 \quad (\text{B.11})$$

$$k_{[Si]} = -6,5556 \cdot 10^{-2} + 4,01111 \cdot 10^{-3} \cdot H_B + 8,03333 \times \\ \times 10^{-3} \cdot a_B - 8,51852 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^2 - 8,06667 \cdot 10^{-5} \cdot a_B^2 \quad (\text{B.12})$$

$$k_{[Si]} = 6,6544 [Si]_m - 8,3196 \quad (\text{B.13})$$

$$k_{[Si]} = 1,3336 [Si]_m - 1,6673 \quad (\text{B.14})$$

$$[II] = 152,05 \cdot [Si]_m^{\text{p}} - 836,95 \cdot [Si]_m^2 + 1538,2 \cdot [Si]_m - 854,27 \quad (\text{B.15})$$

$$[\Phi] = -10,266 \cdot [Si]_m^2 + 38,686 \cdot [Si]_m - 32,426 \quad (\text{B.16})$$

$$[Fe_3C] = 998,72 - 1577,9 \cdot [Si]_m + 833,34 \cdot [Si]_m^{\text{p}} - 146,96 \cdot [Si]_m^{\text{p}} \quad (\text{B.17})$$

$$[III] = -10,266 \cdot [Si]_m^2 + 38,686 \cdot [Si]_m - 31,426 \quad (\text{B.18})$$

$$l_{III} = 92,932 \cdot [Si]_m^{\text{p}} - 458,39 \cdot [Si]_m^2 + 788,11 \cdot [Si]_m - 435,56 \quad (\text{B.19})$$

$$[II] = 65,219 \cdot k_{[Si]}^3 - 151,57 \cdot k_{[Si]}^2 + 119,46 \cdot k_{[Si]} + 57,771 \quad (\text{B.20})$$

$$[\Phi] = -5,7928 \cdot k_{[Si]}^2 + 9,7785 \cdot k_{[Si]} - 1,088 \cdot 10^{-1} \quad (\text{B.21})$$

$$[Fe_3C] = 41,397 - 138,17 \cdot k_{[Si]} + 160,52 \cdot k_{[Si]}^2 - 63,222 \cdot k_{[Si]}^3 \quad (\text{B.22})$$

$$[III] = -5,7928 \cdot k_{[Si]}^2 + 9,7785 \cdot k_{[Si]} + 8,912 \cdot 10^{-1} \quad (\text{B.23})$$

$$l_{III} = 39,564 \cdot k_{[Si]}^3 - 62,392 \cdot k_{[Si]}^2 + 58,557 \cdot k_{[Si]} + 14,853 \quad (\text{B.24})$$

$$HB = 304,556 - 6,86667 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 1,54074 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 + \\ + 1,33333 \cdot 10^{-4} \cdot H_B \cdot a_B + 7,46667 \cdot 10^{-1} \cdot a_B - 7,33333 \cdot 10^{-3} \cdot a_B^2 \quad (\text{B.25})$$

$$HB = 424,194 - 1,45 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 4,59259 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 - 5,66667 \times \\ \times 10^{-4} \cdot H_B \cdot a_B + 2,21667 \cdot 10^{-1} \cdot a_B + 1,13333 \cdot 10^{-3} \cdot a_B^2 \quad (\text{B.26})$$

$$HB = -429,21 \cdot [Si]_m^3 + 2388,7 \cdot [Si]_m^2 - 4434,8 \cdot [Si]_m + 2976 \quad (B.27)$$

$$HB = -185,03 \cdot k_{[Si]}^3 + 443,94 \cdot k_{[Si]}^2 - 358,17 \cdot k_{[Si]} + 326,67 \quad (B.28)$$

$$HB = 4,4 \cdot 10^{-3} \cdot [II]^3 - 9,69 \cdot 10^{-1} \cdot [II]^2 + 67,903 \cdot [II] - 1205,6 \quad (B.29)$$

$$HB = 4,7965 \cdot [\Phi]^3 - 43,586 \cdot [\Phi] + 327,1 \quad (B.30)$$

$$HB = -2,2 \cdot 10^{-3} \cdot [Fe_3C]^3 + 1,473 \cdot 10^{-1} \cdot [Fe_3C]^2 - 1,148 \cdot 10^{-1} \cdot [Fe_3C] + 232,23 \quad (B.31)$$

$$HB = 4,7965 \cdot [III]^3 - 53,179 \cdot [III]^2 + 375,49 \quad (B.32)$$

$$HB = 1,517 \cdot 10^{-1} \cdot l_{III}^2 - 12,496 \cdot l_{III} + 483,82 \quad (B.33)$$

$$[Si]_m = 1,7363517 + 2,4982065 \cdot 10^{-1} \cdot C_{\Phi C75}^{GM} \quad (B.34)$$

$$[Si]_m = 1,72687455 + 2,972064 \cdot 10^{-3} \cdot \rho_{GM} \quad (B.35)$$

$$[Si]_m = 1,66598116 + 4,8133868 \cdot 10^{-3} \cdot v_{Me}^{J\Phi} \quad (B.36)$$

$$[Si]_m = 7,93 \cdot 10^{-1} + 6,5221 \cdot 10^{-4} \cdot T_{Me}^0 \quad (B.37)$$

$$k_{[Si]} = 1,06793 \cdot 10^{-1} + 7,5096 \cdot 10^{-2} \cdot C_{\Phi C75}^{GM} \quad (B.38)$$

$$k_{[Si]} = -6,71768 \cdot 10^{-2} + 9,44945 \cdot 10^{-3} \cdot \rho_{GM} \quad (B.39)$$

$$k_{[Si]} = -5,928168 \cdot 10^{-1} + 2,858516 \cdot 10^{-2} \cdot v_{Me}^{J\Phi} \quad (B.40)$$

$$k_{[Si]} = -6,5206 + 4,3614 \cdot 10^{-3} \cdot T_{Me}^0 \quad (B.41)$$

$$[II] = 64,75 + 21,25 \cdot C_{\Phi C75}^{GM} \quad (B.42)$$

$$[\Phi] = 4,75 - 3,75 \cdot C_{\Phi C75}^{GM} \quad (B.43)$$

$$[Fe_3C] = 29 - 20 \cdot C_{\Phi C75}^{GM} \quad (B.44)$$

$$[III] = 1,5 + 2,5 \cdot C_{\Phi C75}^{GM} \quad (B.45)$$

$$l_{III} = 7,59064 + 37,58707 \cdot C_{\Phi C75}^{GM} \quad (B.46)$$

$$[II] = 60,333 + 0,433 \cdot \rho_{GM} \quad (B.47)$$

$$[\Phi] = 6 - 0,1 \cdot \rho_{GM} \quad (B.48)$$

$$[Fe_3C] = 33,0 - 0,4 \cdot \rho_{\Gamma M} \quad (B.49)$$

$$[III\Gamma] = 0,667 + 0,067 \cdot \rho_{\Gamma M} \quad (B.50)$$

$$l_{III} = 8,43091 + 3,3385 \cdot 10^{-1} \cdot \rho_{\Gamma M} \quad (B.51)$$

$$[II] = 54,0 + 0,6 \cdot v_{Me}^{II\Phi} \quad (B.52)$$

$$[\Phi] = 7 - 0,12 \cdot v_{Me}^{II\Phi} \quad (B.53)$$

$$[Fe_3C] = 39,0 - 0,56 \cdot v_{Me}^{II\Phi} \quad (B.54)$$

$$[III\Gamma] = 0,08 \cdot v_{Me}^{II\Phi} \quad (B.55)$$

$$l_{III} = 1,0308 \cdot 10^{-1} + 6,002 \cdot 10^{-1} \cdot v_{Me}^{II\Phi} \quad (B.56)$$

$$[II] = 6,52 \cdot 10^{-2} \cdot T_{Me}^0 - 30,2996 \quad (B.57)$$

$$[\Phi] = 17,244008 - 8,696 \cdot 10^{-3} \cdot T_{Me}^0 \quad (B.58)$$

$$[Fe_3C] = 124,2996 - 6,52 \cdot 10^{-2} \cdot T_{Me}^0 \quad (B.59)$$

$$[III\Gamma] = 8,696 \cdot 10^{-3} \cdot T_{Me}^0 - 11,244008 \quad (B.60)$$

$$l_{III} = 8,702 \cdot 10^{-2} \cdot T_{Me}^0 - 117,4234 \quad (B.61)$$

$$HB = 420,86055 - 166,54405 \cdot C_{\Phi C 75}^{II\Phi} \quad (B.62)$$

$$HB = 456,6012 - 3,45248 \cdot \rho_{\Gamma M} \quad (B.63)$$

$$HB = 505,85264 - 4,73204 \cdot v_{Me}^{II\Phi} \quad (B.64)$$

$$HB = 1188,9848 - 5,2622 \cdot 10^{-1} \cdot T_{Me}^0 \quad (B.65)$$

$$HB_{C\gamma 300} = -2 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^3 + 7,2 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 - 3,32 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 228,15 \quad (B.66)$$

$$HB_{\chi X 3} = -5 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^3 + 5,8 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 - 1,3586 \cdot H_B + 502,66 \quad (B.67)$$

$$H_{\mu}^{FeCr}([Al-FeCr]) = 6,98211 - 1,33254 \cdot 10^{-2} \cdot H_B + 9,07765 \cdot 10^{-10} \cdot H_B^4; \quad (B.68)$$

$$H_{\mu}^{Al}([Al-FeCr]) = -2,37307 \cdot 10^{-1} + 3,11609 \cdot 10^{-2} \cdot H_B -; \quad (B.69)$$

$$-1,59929 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 + 2,37778 \cdot 10^{-7} \cdot H_B^3$$

$$H_{\mu(AK12M2MzH)}^{Al} = 6,06356 \cdot 10^{-1} + 2,32864 \cdot 10^{-3} \cdot H_B - 2,07095 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^2 + 5,52593 \cdot 10^{-8} \cdot H_B^3 \quad (\text{B.70})$$

$$[Fe] = 9,36765 \cdot 10^{-1} - 4,75807 \cdot 10^{-5} \cdot H_B + 1,64249 \cdot 10^{-2} \cdot \lg H_B \quad (\text{B.71})$$

$$[Cr] = 7,45 \cdot 10^{-1} + 3,33333 \cdot 10^{-4} \cdot H_B \quad (\text{B.72})$$

$$[Fe] = 37,6971 - 37,645 \cdot [Cr] + 29,4835 \cdot \lg [Cr] \quad (\text{B.73})$$

$$HB_{[Cu-FeCr]} = 2 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^3 - 4,4 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 + 2,944 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 103,5 \quad (\text{B.74})$$

$$HB_{\text{III16K4}} = 67,406 + 5,521 \cdot 10^{-1} \cdot H_B - 7 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 - 9 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^3 \quad (\text{B.75})$$

$$HB_{[Cu-FeCr]} = 666667 \cdot [Fe]^{\text{p}} - 2 \cdot 10^6 \cdot [Fe]^{\text{p}} + 2 \cdot 10^6 \cdot [Fe] - 656689 \quad (\text{B.76})$$

$$HB_{[Cu-FeCr]} = 666667 \cdot [Cr]^{\text{p}} - 2 \cdot 10^6 \cdot [Cr]^{\text{p}} + 10^6 \cdot [Cr] - 298418 \quad (\text{B.77})$$

$$I_{q[Cu-FeCr]}^{40X} = 7 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^2 - 1,31 \cdot 10^{-2} \cdot H_B + 1,183 \quad (\text{B.78})$$

$$I_{q(\text{III16K4})}^{40X} = 4,0275 - 1,008 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 1,6 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 - 8 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^3 \quad (\text{B.79})$$

$$i_{q[Cu-FeCr]}^{40X} = 7 \cdot 10^{-7} \cdot H_B^3 + 2 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 - 6,68 \cdot 10^{-2} \cdot H_B + 6,5004 \quad (\text{B.80})$$

$$i_{q(\text{III16K4})}^{40X} = 22,375 - 5,598 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 8,7 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 - 5 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^3 \quad (\text{B.81})$$

$$I_{KT(40X)}^{[Cu-FeCr]} = -8 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 + 1,702 \cdot 10^{-1} \cdot H_B - 5,7807 \quad (\text{B.82})$$

$$I_{KT(40X)}^{\text{III16K4}} = 9 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^3 - 2,2 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 + 1,787 \cdot 10^{-1} \cdot H_B - 4,9113 \quad (\text{B.83})$$

$$f_{[Cu-FeCr]}^{40X} = 4,7 \cdot 10^{-3} \cdot H_B + 2,2 \cdot 10^{-1} \quad (\text{B.84})$$

$$f_{\text{III16K4}}^{40X} = 1,3 \cdot 10^{-3} \cdot H_B + 6,7 \cdot 10^{-1} \quad (\text{B.85})$$

$$I_{q[Cu-FeCr]}^{40X} = 3333,3 \cdot [Fe]^{\text{p}} - 9350 \cdot [Fe]^{\text{p}} + 8690,2 \cdot [Fe] - 2672,9 \quad (\text{B.86})$$

$$I_{q[Cu-FeCr]}^{40X} = 3333,3 \cdot [Cr]^{\text{p}} - 7050 \cdot [Cr]^{\text{p}} + 4918,2 \cdot [Cr] - 1128,2 \quad (\text{B.87})$$

$$i_{q[Cu-FeCr]}^{40X} = 3332,5 \cdot [Fe]^{\text{p}} - 6717,2 \cdot [Fe] + 3387,9 \quad (\text{B.88})$$

$$i_{q[Cu-FeCr]}^{40X} = 3332,5 \cdot [Cr]^{\text{p}} - 5184,3 \cdot [Cr] + 2019,3 \quad (\text{B.89})$$

$$I_{KT(40X)}^{[Cu-FeCr]} = -6850 \cdot [Fe]^{\text{p}} + 13868 \cdot [Fe] - 7015,4 \quad (\text{B.90})$$

$$I_{KT(40X)}^{[Cu-FeCr]} = -6850 \cdot [Cr]^2 + 10717 \cdot [Cr] - 4188,1 \quad (\text{B.91})$$

$$f_{[Cu-FeCr]}^{40X} = -33333 \cdot [Fe]^3 + 99500 \cdot [Fe]^2 - 98982 \cdot [Fe] + 32816 \quad (\text{B.92})$$

$$f_{[Cu-FeCr]}^{40X} = -33333 \cdot [Cr]^3 + 76500 \cdot [Cr]^2 - 58502 \cdot [Cr] + 14908 \quad (\text{B.93})$$

$$\bar{D} = 29,9306 + 7,81058 \cdot 10^{-1} \cdot H_B - 6,64952 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 + 1,37481 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^3 \quad (\text{B.94})$$

$$n = 153,425 - 4,03739 \cdot H_B + 3,98595 \cdot 10^{-2} \cdot H_B^2 - 8,92593 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^3 \quad (\text{B.95})$$

$$n = 572,375 - 13,4585 \cdot \bar{D} + 1,37742 \cdot 10^{-3} \cdot \bar{D}^3 \quad (\text{B.96})$$

$$H_{\mu(FeCr)}^{[Al-FeCr]} = 7,06 \cdot 10^{-1} - 1,5 \cdot 10^{-4} \cdot H_B - 5,15 \cdot H_B^2 \quad (\text{B.97})$$

$$H_{\mu(Al)}^{[Al-FeCr]} = 8,75 \cdot 10^{-1} + 6,87 \cdot 10^{-4} \cdot H_B - 3,457 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.98})$$

$$H_{\mu(Al)}^{AK12} = 8,8 \cdot 10^{-1} + 7,62 \cdot 10^{-2} \cdot H_B - 2,24 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.99})$$

$$HB_{[Al-FeCr]} = 139,955 - 9,215 \cdot 10^{-1} \cdot H_B - 3,2 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.100})$$

$$HB_{AK12} = 2,47 - 2,46 \cdot 10^{-2} \cdot H_B + 8,429 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.101})$$

$$\delta_5^{[Al-FeCr]} = 78,08 - 6 \cdot 10^{-2} \cdot H_B + 1,91 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.102})$$

$$\delta_5^{AK12} = 138,9 - 3,94 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 1,18 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.103})$$

$$\sigma_8^{[Al-FeCr]} = -1,28 + 8,2 \cdot 10^{-2} \cdot H_B - 2,64 \cdot 10^{-4} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.104})$$

$$\sigma_8^{AK12} = 80,95 - 3,34 \cdot 10^{-1} \cdot H_B - 1,042 \cdot 10^{-3} \cdot H_B^2 \quad (\text{B.105})$$

$$HB_{[Al-FeCr]} = 3 \cdot 10^{-5} \cdot \bar{D}^3 - 3,7 \cdot 10^{-3} \cdot \bar{D}^2 + 1,801 \cdot 10^{-1} \cdot \bar{D} + 4,2925 \quad (\text{B.106})$$

$$\delta_5^{[Al-FeCr]} = 11,044 - 6,262 \cdot 10^{-1} \cdot \bar{D} + 1,42 \cdot 10^{-2} \cdot \bar{D}^2 - 1 \cdot 10^{-4} \cdot \bar{D}^3 \quad (\text{B.107})$$

$$\sigma_8^{[Al-FeCr]} = 254,11 - 7,6636 \cdot \bar{D} + 1,437 \cdot 10^{-1} \cdot \bar{D}^2 - 1,2 \cdot 10^{-3} \cdot \bar{D}^3 \quad (\text{B.108})$$

$$HB_{[Al-FeCr]} = 9,2426 - 3,4 \cdot 10^{-2} \cdot n + 2 \cdot 10^{-4} \cdot n^2 - 4 \cdot 10^{-7} \cdot n^3 \quad (\text{B.109})$$

$$\delta_5^{[Al-FeCr]} = 3 \cdot 10^{-6} \cdot n^2 + 7 \cdot 10^{-3} \cdot n + 4,289 \cdot 10^{-1} \quad (\text{B.110})$$

$$\sigma_8^{[Al-FeCr]} = 3 \cdot 10^{-5} \cdot n^3 - 1,47 \cdot 10^{-2} \cdot n^2 + 2,6356 \cdot n - 45,278 \quad (\text{B.111})$$

$$f_{[Al-FeCr]}^{40X} = \left(6,17409 \cdot 10^{-2} - 1,44724 \cdot 10^{-3} \cdot H_B + 1,7532 \cdot 10^{-8} \cdot H_B^3 \right)^{-1} \quad (\text{B.112})$$

$$f_{AK12}^{40X} = (9,39047 \cdot 10^{-1} + 1,32822 \cdot 10^{-3} \cdot H_B - 5,77518 \cdot 10^{-9} \cdot H_B^3 + 1,11075 \cdot 10^{-1} \cdot \lg H_B^{-1})^{-1} \quad (\text{B.113})$$

$$I_{q[Al-FeCr]}^{40X} = 5,04743 - 3,38732 \cdot 10^{-3} \cdot H_B - 1,09066 \cdot 10^{-7} \cdot H_B^3 + 2,17139 \cdot \lg H_B \quad (\text{B.114})$$

$$I_{q(AK12)}^{40X} = 13,3961 - 1,32033 \cdot 10^{-1} \cdot H_B + 1,50603 \cdot 10^{-7} \cdot H_B^3 + 10,5135 \cdot \lg H_B \quad (\text{B.115})$$

$$I_{KT(40X)}^{[Al-FeCr]} = (-3,76899 \cdot 10^{-3} + 8,01242 \cdot 10^{-3} \cdot H_B - 7,36507 \cdot 10^{-5} \cdot H_B^2 + 2,159 \cdot 10^{-7} \cdot H_B^3)^{-1} \quad (\text{B.116})$$

$$I_{KT(40X)}^{AK12} = -1,375 \cdot 10^{-1} + 1,02943 \cdot 10^{-2} \cdot H_B - 8,57143 \cdot 10^{-6} \cdot (H_B + H_B^2) \quad (\text{B.117})$$

$$I_{q[Al-FeCr]}^{40X} = -5 \cdot 10^{-4} \cdot \bar{D}^3 + 6,76 \cdot 10^{-2} \cdot \bar{D}^2 - 3,1498 \cdot \bar{D} + 64,845 \quad (\text{B.118})$$

$$I_{KT(40X)}^{[Al-FeCr]} = -2,5 \cdot 10^{-3} \cdot \bar{D}^2 + 3,905 \cdot 10^{-1} \cdot \bar{D} - 7,5732 \quad (\text{B.119})$$

$$f_{[Al-FeCr]}^{40X} = 14,07 \cdot \bar{D}^{-0,5389} \quad (\text{B.120})$$

$$I_{q[Al-FeCr]}^{40X} = 3 \cdot 10^{-6} \cdot n^3 - 1,4 \cdot 10^{-3} \cdot n^2 + 2,475 \cdot 10^{-1} \cdot n + 4,5 \cdot 10^{-1} \quad (\text{B.121})$$

$$I_{KT(40X)}^{[Al-FeCr]} = 9 \cdot 10^{-5} \cdot n^2 - 5,44 \cdot 10^{-2} \cdot n + 9,1792 \quad (\text{B.122})$$

$$f_{[Al-FeCr]}^{40X} = 5,747 \cdot 10^{-1} \cdot n^{0,2563} \quad (\text{B.123})$$

ДОДАТОК В

ІЛЮСТРАЦІЇ ДОПОМІЖНОГО ХАРАКТЕРУ

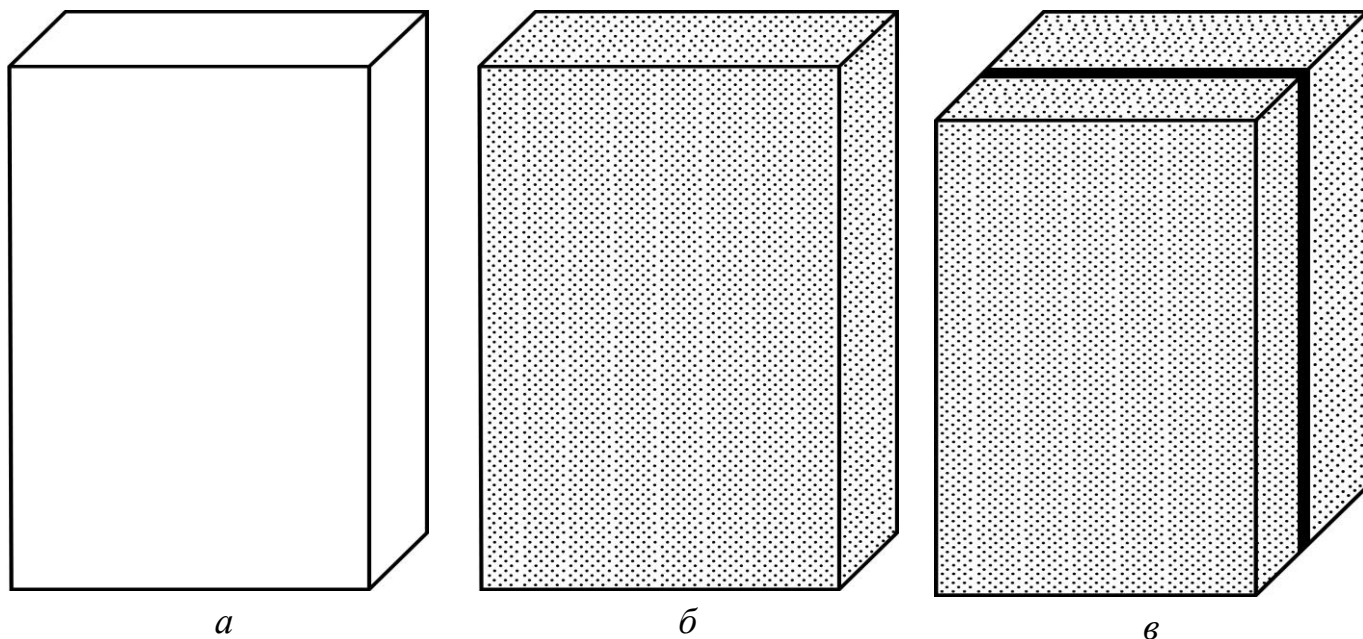


Рисунок В.1 – Зовнішній вигляд моделей, що газифікуються: *a* – без присадки, *б* – дисперсно-наповненої, *в* – дисперсно-наповненої композитного виливка

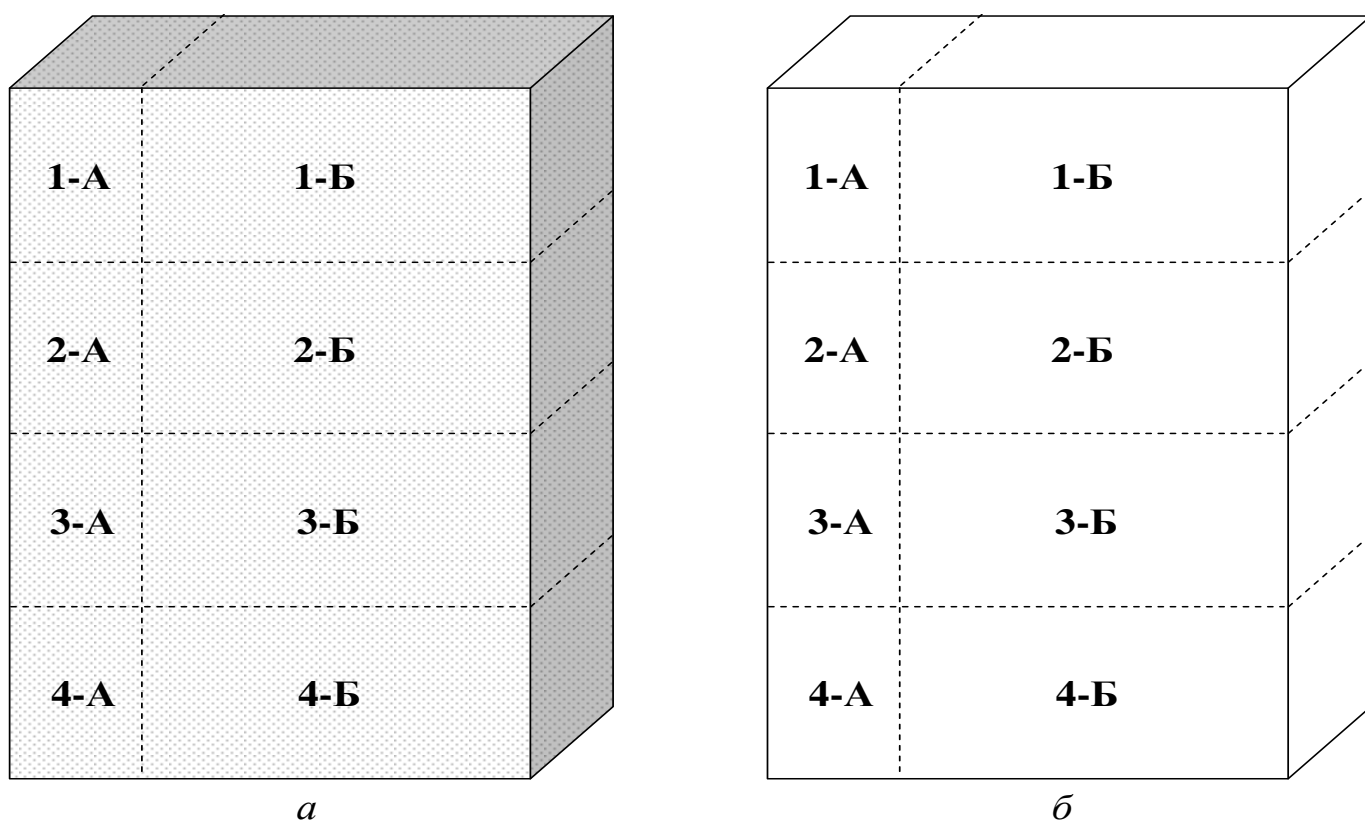


Рисунок В.2 – Схема розмітки виливків на темплеті для вивчення структури (1-А...4-А) та властивостей (1-Б...4-Б) матеріалу по висоті литих зразків: *a* – (латунь ЛЦ16К4 + інтерметалід *FeCr*); *б* – ливарна латунь марки ЛЦ16К4

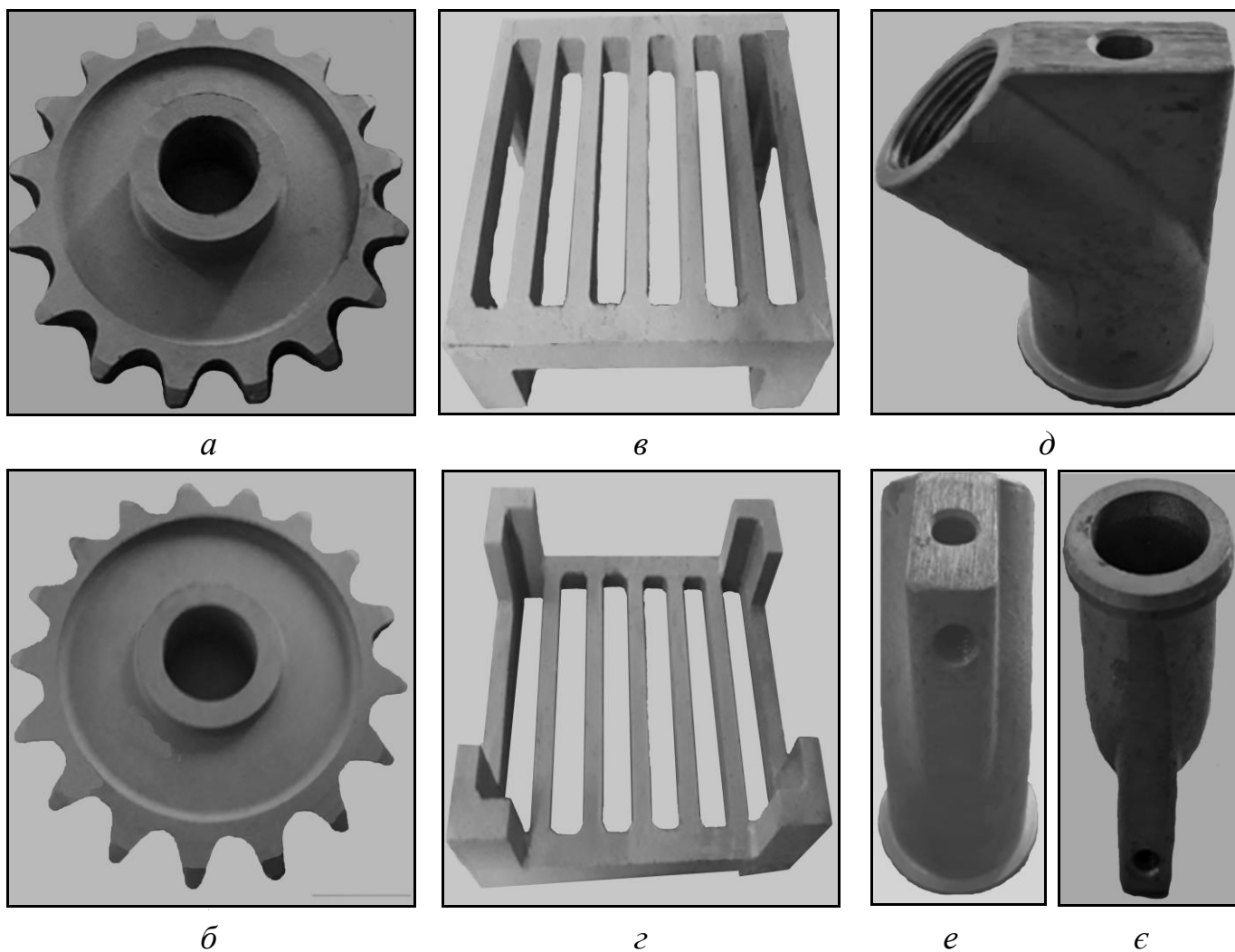


Рисунок В.3 – Зовнішній вигляд тестових зразків: *a, б* – зірочка ведуча (АПД-33501026.273); *в, г* – решітка колосникова (АПД-33501026.265); *д, е, е* – наконечник розпилювача (АПД-33501026.271)

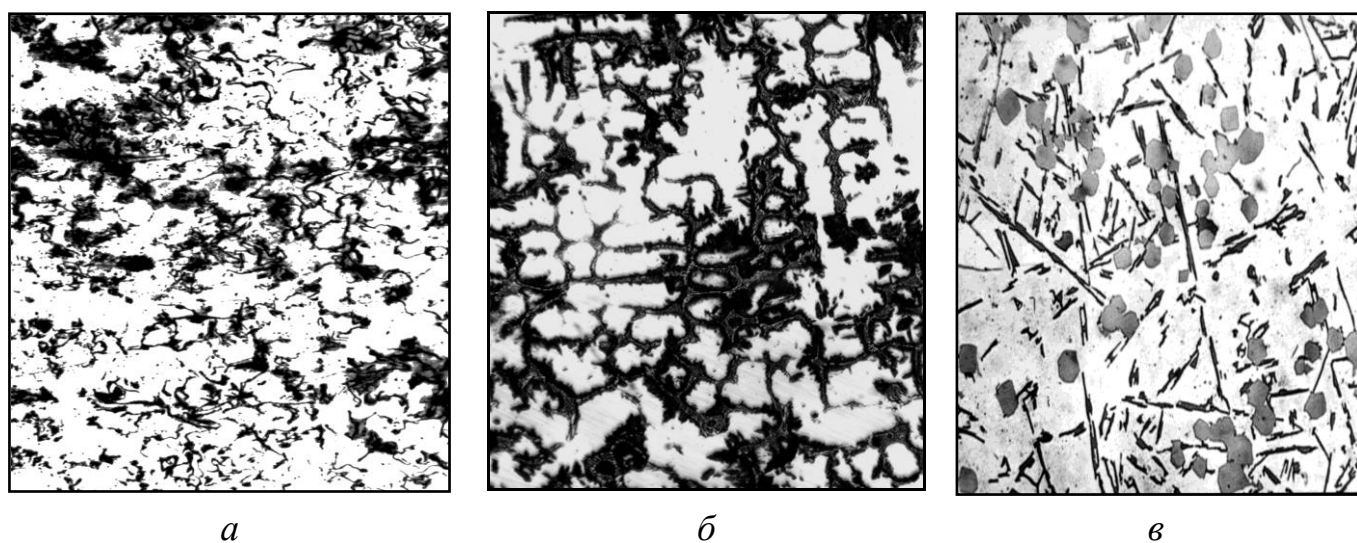


Рисунок В.4 – Мікроструктура [$\times 100$ (*a*); $\times 200$ (*б, в*)] дослідно-експериментальної партії виливків: *a* – СЧ300 + 1 % (мас. частка) ФС75, *б* – ЧХЗ, *в* – ЛКМ системи Al-FeCr

ДОДАТОК Г
АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ У ВИРОБНИЦТВО
ТА СУПУТНЯ ПЕРВИННА ДОКУМЕНТАЦІЯ

Позиція	Найменування документа (скорочене позначення – аббревіатура)	Кількість примірників
001	Акт впровадження у виробництво № 001 від 31 грудня 2020 року (АВВ ФТІМС-НТПК-АПД № 001)	5 (п'ять)
002	Комерційна пропозиція № 036 від 1 грудня 2020 року (КП АПД-УСК № 036)	2 (два)
003	Комерційний запит № 038 від 18 грудня 2020 року (КЗ АПД-ФТІМС № 038)	2 (два)
004	Комерційний запит № 039 від 21 грудня 2020 року (КЗ АПД-НТПК № 039)	2 (два)
005	Рахунок-фактура № 200-1 від 18 грудня 2020 року (РФ ФТІМС-АПД № 200-1)	2 (два)
006	Видаткова накладна № 190 від 24 грудня 2020 року (ВН ФТІМС-АПД № 190)	2 (два)
007	Рахунок-фактура № 124 від 24 грудня 2020 року (РФ НТПК-АПД № 124)	2 (два)
008	Акт передачі матеріальних цінностей № 002 від 24 грудня 2020 року (АПМЦ АПД-НТПК № 002)	2 (два)
009	Акт виконаних робіт № 017 від 31 грудня 2020 року (АВР НТПК-АПД № 017)	2 (два)
010	Рахунок-фактура № 038 від 18 грудня 2020 року (РФ АПД-УСК № 038)	2 (два)
011	Видаткова накладна № 028 від 31 грудня 2020 року (ВН АПД-УСК № 028)	2 (два)



АКТ № 001

впровадження у виробництво

м. Київ

31 грудня 2020 р.

Ми, що нижче підписалися, склали цей Акт про те, що у грудні 2020 року, в умовах дослідно-експериментального виробництва **Фізико-технологічного інституту металів та сплавів Національної академії наук України** (далі – **ФТІМС НАН України**), і на замовлення **Товариства з обмеженою відповідальністю "Науково-виробнича компанія "Агропромдеталь"** (далі – **ТОВ "НВК "Агропромдеталь"**) отримали вилівки деталей (із приливними пробами), які потім були передані ним (**ТОВ "НВК "Агропромдеталь"**) **Приватному підприємству "Науково-технічне підприємство "Кварц"** (далі – **ПП "НТП "Кварц"**) для механічної обробки, виробничих випробувань та підготовки до подальшого впровадження у виробництво.

Номенклатура тестових зразків, матеріал із якого їх виготовили та обсяг дослідно-експериментальної партії наведені у табл. 1, яка наглядно представлена за текстом. Литі заготовки цих деталей були одержані під керівництвом і за сприяння головного технолога відділу процесів плавки та рафінування сплавів (далі – **ВППРС**) **ФТІМС НАН України** Давиденка Василя Миколайовича, й за безпосередньої участі здобувача, тобто провідного інженера відділу фізико-хімії ливарних процесів (далі – **ВФХЛП**) **ФТІМС НАН України** Небожака Івана Анатолійовича.

Таблиця 1 – Виливки деталей для виробничих випробувань

Позиція	Найменування	Каталожний номер	Матеріал	Обсяг, шт.
001	Зірочка ведуча	АПД-33501026.273	СЧ300 ДСТУ 8833:2019	5 (п'ять)
002	Решітка колосникова	АПД-33501026.265	ЧХ3 ДСТУ 8851:2019	5 (п'ять)
003	Наконечник розпилювача	АПД-33501026.271	ЛКМ системи [Al – FeCr]	5 (п'ять)
Примітка: ЛКМ – ізотропний (нульмірний) литий композиційний матеріал				

Вихідні сплави, з яких потім приготували сірий чавун марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019 та хромистий жаро-, зносостійкий чавун марки ЧХ3 ДСТУ 8851:2019, були виплавлені в індукційній тигельній печі моделі "ИЧТ-016", а ливарний алюмінієвий сплав марки АК12 ДСТУ 2839:1994, на основі якого отримали ЛКМ системи [Al – FeCr], було приготовлено у тигельній печі опору моделі "САТ-025-И2". Матеріали для тестових зразків (див. табл. 1) одержали шляхом інокулювання вихідних сплавів дисперсними присадками, відповідно, феросиліцію марки ФС75 ДСТУ 4127:2002 (ISO 5445:1980, NEQ), ферохрому марки ФХ650А ДСТУ 3548:1997 та інтерметаліду FeCr, у "порожнині" ливарної форми при литті за моделями, що газифікуються. "Імплантування" інокуляторів у "тіло" газмоделей зводилось до холодного плакування поверхні гранул підспіненого модельного матеріалу (пінополістиролу) дисперсними присадками перед їх засипанням у порожнину прес-форми. Як клей було використано розчин полівинілбутиралу в етиловому спирті.

Якість піддослідних виливків оцінили органолептичним методом, який не виявив на їх поверхні видимих дефектів будь-якого характеру. Структуру приливних проб, відокремлених від кожного тестового зразка, було досліджено шляхом металографічного аналізу (МГА), регламентованого ГОСТ 3443-87 та ГОСТ 1778-70. Механічні випробування матеріалу зірочки ведучої (АПД-33501026.273) зводилось до вимі-

рювання його твердості, а решітки колосникової (АПД-33501026.265) – ще й до визначення тимчасового опору розтягуванню та вигину. ЛКМ системи [Al – FeCr], з якого було виготовлено наконечник розпилювача (АПД-33501026.271), випробували на зношування в умовах сухого тертя за допомогою лабораторної установки (машини тертя) моделі “MT-68”, а також визначали його твердість за шкалою Бринелля, тимчасовий опір розтягуванню і відносне видовження. Механічні випробування матеріалів, які були об’єктом дослідження, проводили за стандартними методиками, регламентованими ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9012-59, а також ГОСТ 25.503-97.

Піддослідні матеріали мали оптимальну мікроструктуру й номінальні механічні та / або триботехнічні властивості. Твердість ЛКМ системи [Al – FeCr] на 21,6 % вища твердості силуміну евтектичного складу марки АК12 ДСТУ 2839:1994, на основі якого він був одержаний, а триботехнічні характеристики композитних виливків, що утворюють зі сталлю 40Х ГОСТ 1050-88 пару тертя, в середньому, на 15,0...20,0 % перебільшують аналогічні характеристики алюмінієвого ливарного сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994. Результати цих випробувань (табл. 2) представлені нижче.

Таблиця 2 – Властивості (середнє арифметичне) піддослідних матеріалів

Позиція	Матеріал	Механічні				Триботехнічні	
		σ_e	σ_u	δ_5	<i>HV</i>	<i>I_q</i>	<i>f</i>
001	СЧ300 ДСТУ 8833:2019	–	–	–	187,0	–	–
002	ЧХ3 ДСТУ 8851:2019	150,0	310,0	–	433,2	–	–
003	ЛКМ системи [Al – FeCr]	97,5	–	1,3	75,3	14,2	2,0

Примітки: σ_e – тимчасовий опір розтягуванню, МПа; σ_u – тимчасовий опір вигину, МПа; δ_5 – відносне видовження, %; *HV* – твердість за шкалою Бринелля, *I_q* – зношування, мг/(см²·км); *f* – коефіцієнт тертя

За результатами МГА й механічних випробувань, відповідно, мікроструктура й характеристики матеріалу зірочки ведучої (АПД-33501026.273) відповідають структурі та властивостям сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019, а решітки колосникової (АПД-33501026.265) – хромистого жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХ3 ДСТУ 8851:2019. Трибоструктура, механічні й триботехнічні властивості матеріалу наконечника розпилювача (АПД-33501026.271) є характерними для ЛКМ системи [Al – FeCr].

Для порівняння, у планово-економічному відділі (далі – ПЕВ) ФТІМС НАН України, були розраховані техніко-економічні показники (ТЕП) такі як: собівартість процесів графітізуючого модифікування, легування та армування відповідних матричних розплавів при виробництві дослідно-експериментальної партії виливків (див. табл. 1) із сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019, хромистого жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХ3 ДСТУ 8851:2019 та армованого 10 % (мас. частка) дисперсного інтерметаліду FeCr алюмінієвого ливарного сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994 в залежності від технології інокулювання. Результати таких розрахунків наведені у табл. 3, яка наглядно представлена нижче.

Таблиця 3 – ТЕП процесу виробництва виливків із диференційованими і спеціальними властивостями

Найменування (каталожний номер)	Собівартість [ПДВ (20 %), врахований] в залежності від технології інокулювання, грн/т			
	ДНГМ	ЗК	КВ	РК
Зірочка ведуча (АПД-33501026.273)	61.998,55	62.928,17	–	62.785,15
Решітка колосникова (АПД-33501026.265)	66.000,00	71.065,29	–	70.127,84
Наконечник розпилювача (АПД-33501026.271)	240.000,00	258.419,24	243.708,02	–

Примітки: ДНГМ – дисперсно-наповнена модель, що газифікується; ЗК – заливочний ківш; КВ – конусна воронка; РК – реакційна камера

Отже, економічна ефективність процесу графітизуючого модифікування структури сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019 у “порожнині” ливарної форми при литті за моделями, що газифікуються (див. табл. 3), у порівнянні із реакційною камерою становить 786 (сімсот вісімдесят шість) гривень 60 копійок на одній тоні придатного литва, а заливочним ковшем – 929 (дев'ятсот двадцять дев'ять) гривень 62 копійки. На випадок легування чавунного розплаву ферохромом за допомогою дисперсно-наповненої газмоделі з метою одержання виливків із хромистого жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХЗ ДСТУ 8851:2019 (див. табл. 3) цей показник, порівняно із реакційною камерою еквівалентний 4.127 (чотирьом тисячам ста двадцяти семи) гривням 84 копійкам, а в порівнянні з відкритим заливочним ковшем він дорівнює 5.065 (п'ять тисяч шістдесят п'ять) гривень 29 копійок на одній тоні придатних виливків. Економічний ефект від впровадження у виробництво процесу армування алюмінієвого ливарного сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994 із застосуванням газмоделі, наповненої 10 % (мас. частка) дисперсного інтерметаліду FeCr (див. табл. 3), порівняно з конусною воронкою складає 3.708 (три тисячі сімсот вісім) гривень 02 копійки, у той час коли виробництво тестових зразків ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] за цією ж технологією у порівнянні із заливочним ковшем дозволить зекономити 18.419 (вісімнадцять тисяч чотириста дев'ятнадцять) гривень 24 копійки на одній тоні придатного литва.

А відтак, при інокулювання чавунів та алюмінієвих ливарних сплавів за допомогою дисперсно-наповненої газмоделі в цілому, витрати модифікаторів, лігатур й армуючих компонентів зменшуються, в середньому, на 25 % (мас. частка) чим при, відповідно, модифікуванні і легуванні чавунного розплаву відкритим способом у ковші та композиційному зміцненні алюмінієвих ливарних сплавів шляхом подачі армуючої фази на струю металу під час формозаповнення. При інокулюванні рідкого чавуну та алюмінієвого розплаву у “порожнині” ливарної форми як традиційними методами, так і при литті за моделями, що газифікуються, витрати дисперсного інокулятора, у випадку застосування газмоделі на 10...15 % (мас. частка) менші ніж при використанні, відповідно, реакційної камери або конусної воронки.

Таким чином, отримані результати (див. табл. 2) є підставою для виробництва у промислових масштабах зірочки ведучої (АПД-33501026.273), решітки колосникової (АПД-33501026.265) та наконечника розпилювача (АПД-33501026.271). Дослідно-експериментальна партія цих деталей (див. табл. 1) була реалізована їх кінцевому споживачу [Товариству з обмеженою відповідальністю “Українська спецкомпанія” (далі – ТОВ “УСК”)] з метою їх подальшої експлуатації за своїм функціональним призначенням. Ексклюзивне право використовувати дану технологію для виробництва і / чи реалізації цих та аналогічних виробів залишає за собою ТОВ “НВК “Агропромдеталь”, як **Замовник** й **Постачальник** такої продукції.

ПІДПИСИ КОМПЕТЕНТНИХ ПРЕДСТАВНИКІВ СТОРІН ТА ЇХ УЧАСНИКІВ

Провідний інженер ВФХЛП

ФТІМС НАН України

Головний технолог ВППРС,

ФТІМС НАН України

Заступник завідувача ПЕВ




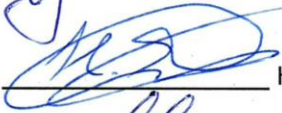

ФТІМС НАН України

Комерційний директор

ТОВ “НВК “Агропромдеталь”

Інженер-металург

ПП “НТП “Кварц”

 Небожак І.А.
 Давиденко В.М.
 Фурманюк Д.В.
 Небожак Я.І.
 Пересенчук В.В.

ДОДАТОК Д
СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Д.1 В яких опубліковані основні наукові результати дисертаційної роботи

1. Гаврилюк В.П., Шинский О.И., Ткачук И.В., **Небожак И.А.** Исследование возможности получения монолитных износостойких композиционных отливок и двухслойных отливок с износостойким композиционным слоем по ЛГМ-процессу. *Процессы литья*. 2000. № 3. С. 86–91.

2. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В., Ткачук І.В., Шинський О.Й. Особливості структуроутворення СЧ30, модифікованого ФС75 у «порожнині» ливарної форми за ГАМОЛИВ-процесом. *Металознавство та обробка металів*. 2001. № 4. С. 43–49.

3. **Небожак И.А.**, Шинский О.И., Гаврилюк В.П., Панасенко Д.Д. Механические свойства изотропных литых композиционных материалов системы [Al – FeCr], полученных методом литья по газифицируемым моделям. *Процессы литья*. 2004. № 2. С. 83–87.

4. **Небожак І.А.**, Новицький В.Г., Шинський О.Й., Гаврилюк В.П. Триботехнічні властивості сплаву АК12, армованого дисперсним інтерметалідом FeCr. *Металознавство та обробка металів*. 2004. № 2. С. 62–70.

5. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В., Шинський О.Й., Онищук О.О. Використання дисперсно-наповнених моделей, що газифікуються, для отримання чавунних виливків. *Металознавство та обробка металів*. 2005. № 4. С. 19–22.

6. **Небожак И.А.**, Суменкова В.В., Шинский О.И. Исследование эффективности внутриформенного модифицирования отливок из серого чугуна ферросилицием при литье по газифицируемым дисперсно-наполненным моделям. *Процессы литья*. 2008. № 5. С. 50–56.

7. **Небожак И.А.**, Пилипенко Т.К., Суменкова В.В., Шинский О.И. Микроструктура модифицированных ферросилицием чугунных отливок, полученных с помощью газифицируемых дисперсно-наполненных моделей. *Процессы литья*. 2009. № 3. С. 17–23.

8. **Небожак И.А.**, Суменкова В.В., Шинский О.И., Бабюк В.Д., Жидков Е.А. Эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна с помощью ди-

сперсно-наполненной газифицируемой модели. *Литьё и металлургия*. 2015. № 4. С. 56–66 (ISSN 1683-6065, режим доступа: <https://lim.bntu.by/jour/article/view/709>, Республіка Білорусь).

9. **Небожак И.А.**, Суменкова В.В., Шинский О.И. Влияние технологических параметров ЛГМ-процесса на эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна в «полости» литейной формы. *Металл и литьё Украины*. 2016. № 5 (276). С. 9–17; режим доступа: <http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/162954/02-Nebozhak.pdf?sequence=1> (**Категорія «В»**).

10. **Небожак І.А.**, Калюжний П.Б., Суменкова В.В., Шинський О.Й. Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на мікроструктуру сірого чавуну, модифікованого дисперсним феросиліцієм у «порожнині» ливарної форми. *Процеси лиття*. 2020. № 2 (140). С. 53–64; режим доступа: <https://doi.org/10.15407/plit2020.02.053>.

11. **Небожак І.А.**, Дерев'янюк О.В. Структура литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], отриманого з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується. *Метал та лиття України*. 2021. Т. 29, № 1 (324). С. 70–80; режим доступа: <https://doi.org/10.15407/scin15.04.005> (**Категорія «Б», DOAJ**).

12. **Небожак І.А.**, Небожак Я.І., Пересенчук В.В., Шинський О.Й. Дослідно-експериментальна партія виливків, отриманих за допомогою дисперсно-наповнених моделей, що газифікуються. *Метал та лиття України*. 2021. Т. 29, № 4 (327). С. 78–84; режим доступа: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.04.078> (**Категорія «Б», DOAJ**).

13. **Небожак І.А.**, Дерев'янюк О.В., Верховлюк А.М., Каніболоцький Д.С. Характер зв'язку армуючої фази з матрицею в литому композиційному матеріалі системи [Al – FeCr] та механізм процесу армування ливарних Al-сплавів за ЛГМ-процесом. *Метал та лиття України*. 2022. Т. 30, № 4 (331). С. 36–47; режим доступа: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.04.036> (**Категорія «Б», DOAJ**).

14. **Nebozhak I.A.**, Derev'yanko O.V., Verkhovliuk A.M., Kanibolotsky D.S., Novytskyi V.H. Influence Of Microstructure Parameters Of [Al – FeCr] Cast Composite Material, Obtained In The «Volume» Of Foundry Mold Using Lost-Foam Casting Process, On Its Mechanical Characteristics. *Metal and Casting of Ukraine*. 2023. Vol. 31, No 2

(333). P. 51–61; режим доступу: <https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.051> (**Категорія «Б», DOAJ**).

15. **Небожак І.А.**, Новицький В.Г., Дерев'янка О.В., Каніболоцький Д.С., Верховлюк А.М. Залежність триботехнічних властивостей литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], отриманого з використанням дисперсно-наповненої газ-моделі, від параметрів його мікроструктури. *Метал та лиття України*. 2023. Т. 31, № 3 (334). С. 8–20; режим доступу: <https://doi.org/10.15407/steelcast2023.03.008> (**Категорія «Б», DOAJ**).

16. **Nebozhak I.A.**, Novytskyi V.G., Dzevin Ie.M., Verkhovliuk A.M. The Structure and Properties of G-CuZn15Si4 Cast Brass After Inoculation of Its Melt with Dispersed FeCr Intermetallic Component. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2024. Vol. 46, No 5. P. 385–413; режим доступу: <https://doi.10.15407/mfint.46.05.0385> (**Категорія «А»; Scopus, WoS, Q3**).

Д.2 Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

17. **Небожак И.А.** Особенности структурообразования железоуглеродистых и цветных сплавов, обработанных ферродобавками в «полости» литейной формы по ГАМОЛИВ-процессу. *Литейное производство в новом веке – как победить в конкуренции: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса*. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъё», 2002. С. 13–14 (Заочна участь).

18. **Небожак И.А.** Влияние армирования дисперсным интерметаллидом FeCr, имплантированным в газифицируемую модель, на структуру и триботехнические свойства сплава АК12. *Литейное производство: высококачественные отливки на основе эффективных технологий: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса*. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъё», 2004. С. 86–87 (Доповідь).

19. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В. Технології отримання точних виливків із чавуну за моделями, що газифікуються, наповненими дисперсною легуючою та модифікуючою фазою. *Экономический путь к высококачественному литью: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса*. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъё» и ООО «НПО «Лидер-К», 2005. С. 100–102

(Заочна участь).

20. **Ivan A. Nebozhak**, Viktor G. Novytskyu, Oleg I. Shynsky, Vladimir P. Havryliuk. Wear Rate Of Aluminum Alloys Reinforced By Means Of Dispersed Intermetallic Compound Fe-Cr Under Dry Friction. *Proceedings Of WTC2005 World Tribology Congress III: Proceedings Of WTC2005 (September 12–16, 2005, Washington, D.C., USA)*. Washington: WTC2005-63062, 2005. P. 1–2 (ISBN 0791842010, 978-079184201-0; режим доступу: <https://conferencetoolbox.org/wtc05>; США) [Заочна участь].

21. **Небожак І.А.** Влияние армирования дисперсным интерметаллидом FeCr, имплантированным в газифицируемую модель, на структуру и механические свойства сплава АК12. *Литв'є-2016*: тези докл. XII Міжнарод. науч.-практ. конф. Запоріжжя, 2016. С. 166–168 (Доповідь).

22. **Небожак І.А.** Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на ефективність графітізуючого модифікування сірого чавуну у «порожнині» ливарної форми. *Литво. Металургія. 2018*: тези доп. XIV Міжнарод. науч.-практ. конф. (22–24 трав. 2018 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тандем, 2018. С. 146–148; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/litvo__metallurgiya_2018.pdf (Заочна участь).

23. **Небожак І.А.**, Шинський О.Й. Параметри трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr], отриманого за допомогою дисперсно-наповненої газомоделі. *Литво. Металургія. 2021*: тези доп. XVII Міжнарод. науч.-практ. конф. (18–20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тандем, 2021. С. 128–130; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf (Заочна участь).

24. **Небожак І.А.**, Шинський О.Й. Характер зв'язку між структурними складовими ЛКМ системи [Al – FeCr], отриманого у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом. *Литво. Металургія. 2021*: тези доп. XVII Міжнарод. науч.-практ. конф. (18–20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тандем, 2021. С. 131–134; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf (Заочна участь).

25. **Небожак І.А.**, Суменкова В.В., Шинський О.Й. Залежність показників за-

своєння кремнію матричним розплавом від технологічних параметрів ЛГМ-процесу. *Литво. Металургія. 2021*: тези доп. XVII Міжнар. наук.-практ. конф. (18–20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко. Запоріжжя: АА Тандем, 2021. С. 135–139; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf (Заочна участь).

26. **Nebozhak I.A.**, Derev'yanko O.V., Verkhovliuk A.M. Research Of The Possibility Of Obtaining A Two-dimensional Cast Composite Material Of The System «Gray Cast Iron – Steel – Heat-resistant Cast Iron». *Литво. Металургія. 2023*: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХП», 2023. С. 21–23; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023> (Доповідь).

27. **Небожак І.А.**, Каніболоцький Д.С., Дерев'янка О.В., Верховлюк А.М. Вплив показників засвоєння кремнію матричним розплавом на структуру та властивості сірого чавуну, модифікованого з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується. *Литво. Металургія. 2023*: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХП», 2023. С. 148–152; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023> (Заочна участь).

28. **Небожак І.А.**, Сергієнко Р.А., Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Биба Є.Г., Каніболоцький Д.С., Бабюк В.Д., Жидков Є.А. Спеціальні властивості ливарних сталей та високоентропійних сплавів. *Процеси механічної обробки, верстати та інструмент: збірник наукових праць*: тези доп. XIII Всеукр. наук.-техн. конф. з міжнар. участю. (9–10 лист. 2023 р., м. Житомир). Житомир: ДУ «Житомирська політехніка», 2023. С. 19–23; ISBN 978-966-683-630-7, режим доступу: <https://conf.ztu.edu.ua/protsesy-mekhanichnoyi-obrobky-verstaty-ta-instrument/> (Заочна участь).

Д.3 Які додатково відображають наукові результати дисертаційної роботи

29. Суменкова В.В., Ликов М.П., Бубликов В.Б., **Небожак І.А.** Модифікуюча суміш: пат. 41197 Україна: МПК (2009) С22С 35/00. u200814224; заявник та власник ФТІМС НАН України; заявл. 10.12.2008; опубл. 12.05.2009, Бюл. № 9. 6 с.

30. **Небожак І.А.**, Дерев'янка О.В., Верховлюк А.М. Дослідження по отриманню двомірного литого композиційного матеріалу системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3]. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні: тези доп. XV Міжнар. наук.-техн. конф. (27–28 квіт. 2023 р., м. Київ) / під заг. ред. к.т.н., доц. Р.В. Лютого. Київ: НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», 2023. С. 246–247; ISSN 2524-0544, режим доступу: https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2023/06/conferenziya_2023.pdf (Заочна участь).*

31. Derev'yanko O.V., **Nebozhak I.A.**, Istomina T.I. Manufacturing Of Composite Material Of Abrasives Composition – Metal Binder Using SPS-Technology. *Литво. Металургія. 2023: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХПІ», 2023. С. 14–16; ISBN 978-966-488-169-9, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023> (Заочна участь).*

32. Derev'yanko O.V., **Nebozhak I.A.** Sherwood's Criterion Is An Indicator For The Efficiency Of Interaction Processes Between Composite Mixture Components Under Electro-Thermal Action. *Литво. Металургія. 2024: тези доп. XX Міжнар. наук.-практ. конф. (28–30 трав. 2024 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХПІ», 2024. С. 80–83; ISBN 978-617-05-0490-6, режим доступу: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024> (Заочна участь).*