ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна праця
на правах рукопису

НЕТРЕБКО ВАЛЕРІЙ ВОЛОДИМИРОВИЧ



УДК 669.15–196

НАУКОВІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ І СЛУЖБОВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ

05.02.01 – Матеріалознавство

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

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



В. В. Нетребко

Науковий консультант: Волчок Іван Петрович заслужений діяч науки та техніки України, доктор технічних наук, професор

Запоріжжя – 2018

АНОТАЦІЯ

Нетребко В. В. Наукові та технологічні основи підвищення механічних і службових властивостей високохромистих чавунів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису. Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство. – Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя, Україна, 2019.

Дисертаційна робота присвячена розвитку наукових і технологічних основ підвищення властивостей високохромистих зносостійких чавунів шляхом оптимізації хімічного складу, структури й термічної обробки з метою покращення корозійної стійкості, зносостійкості під час гідроабразивного зношування і поліпшення оброблюваності різанням. Дисертаційна робота складається із 7 розділів та 5 додатків.

У першому розділі розглянуто процеси формування структури високохромистих чавунів. Існуючі уявлення щодо утворення карбідної фази у високохромистих чавунах у процесі кристалізації та її трансформаційні зміни під час термічної обробки не дають змоги ефективно впливати на підвищення властивостей цих матеріалів, а саме експлуатаційної стійкості й оброблюваності різанням. Встановлення впливу карбідних перетворень під час охолодження виливка у формі й термічної обробки на процеси структуроутворення дасть можливість підвищити експлуатаційну стійкість деталей та зменшити собівартість їх виробництва. Аналіз процесу руйнування виробів з високохромистих чавунів під впливом агресивного середовища засвідчив, що найбільш вразливими є межі розділу фаз карбід – основа. Відтак дослідження процесів формування межі розділу фаз під час структуроутворення на всіх етапах технологічного процесу виробництва деталей дає змогу виявити нові додаткові можливості відомих матеріалів, що має значення для багатьох галузей України.

У другому розділі наведено хімічний склад досліджуваних чавунів, методики оцінювання розподілу елементів, твердості та визначення корозійної стій-

кості, гідроабразивного зношування й оброблюваності, а також методи математичної статистики і планування експерименту. Для порівняння експлуатаційних і технологічних властивостей було обрано універсальний чавун 300Х28Н2 ТУУ 27.5-00194731-013-2002. Використання сучасних методів та обладнання для дослідження мікроструктури, локального мікрорентгеноспектрального аналізу, вимірювання твердості, мікротвердості, швидкості корозії, оброблюваності різанням та зносостійкості під час гідроабразивного зношування дало змогу отримати результати з достатньою точністю.

Третій і четвертий розділи присвячено розвитку знання про формування структури високохромистих чавунів та особливостям управління процесами карбідоутворення. У цих розділах наведено результати досліджень впливу хімічного складу чавуну й термічної обробки на процеси формування металевої основи біля карбідів. Проведено систематизацію карбідів, що утворюються у високохромистих чавунах. Внесено доповнення до структурної діаграми Fe-C-Cr в частині утворення карбідів у високохромистих чавунах. Виявлено, що під час кристалізації утворюються проміжні карбідні фази, які мають хімічну та структурну неоднорідність. Запропоновано модель утворення шаруватих карбідів. Наведено дані щодо розподілу (перерозподілу) елементів між фазами під час кристалізації, охолодження виливка у формі й термічної обробки (відпал, нормалізація). Виявлено, що під час відпалу при 690…720 °С в ході ізотермічної витримки протягом 9 годин (нижче за Ac_1) у високохромистих чавунах, додатково легованих марганцем (понад 2 %), виникає ефект локального $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення у зонах біля карбідів внаслідок перерозподілу елементів між фазами.

П’ятий розділ присвячено підвищенню оброблюваності різанням високохромистих чавунів, додатково легованих марганцем та нікелем. Проведено аналіз впливу режимів механічної обробки різанням на структуру та властивості поверхневих шарів виливка. Встановлено залежність зносу різця від хімічного складу чавуну.

Шостий розділ містить результати дослідження процесів руйнування високохромистих чавунів у різних умовах експлуатації, а саме корозійному та гідроабразивному середовищах. Встановлено залежність втрати маси зразків від хімічного складу чавуну у середовищі HCl із pH = 2,5. Запропоновано моделі руйнування поверхні виробів за умов гідроабразивного зношування та ефекту Ребіндера. Показано, що наявність дрібних абразивних частинок (пульпи) підсилює руйнівну дію гідродинамічного клину, що виникає за ефекту Ребіндера. Рух дрібних частинок пульпи (до 0,5 мкм) уздовж карбідів призводив до руйнування металевої основи на межі розподілу фаз, виникнення тріщин та відокремлення цілих фрагментів поверхні. Встановлено залежність втрати маси чавуну від його хімічного складу під час корозійного та гідроабразивного зношування.

У сьомому розділі міститься інформацію щодо розробки нових комплекснолегованих високохромистих чавунів для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог. Запропоновано марки чавунів та режими їх термічної обробки, що дають змогу зменшити собівартість виробництва та підвищити експлуатаційну стійкість виробів із цих матеріалів. Наведено дані щодо впровадження нових чавунів на підприємствах України.

Практичне значення отриманих результатів полягає в такому:

- впроваджено рекомендації щодо вибору оптимального складу чавунів та режимів їх термічної обробки для різних умов експлуатації й технологічних вимог. Застосування нових марок чавунів дає змогу отримати економічний ефект у розмірі 3,179 млн грн на рік;
- розроблено й захищено патентом на винахід (патент 113363 Україна) хімічний склад зносостійкого чавуну із підвищеною оброблюваністю;
- отримані наукові результати використовуються в навчальному процесі на кафедрі «Обладнання та технології зварювального виробництва» при вдосконаленні курсів лекцій навчальних дисциплін та лабораторних занять.

Ключові слова: високохромистий чавун, структуроутворення, карбіди, зони збіднені хромом, оброблюваність, корозія, гідроабразивне зношування, ефект Ребіндера.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові роботи, у яких опубліковано основні результати дисертації:

1. Нетребко В. В., Волчок І. П. Особенности легирования марганцем износостойких высокохромистых чугунов. *Литье и Металлургия*. 2012. № 3. С. 162–165. **(НБД Google Scholar)**

2. Belikov S., Volchok I., Netrebko V. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron. Archives of Metallurgy and Materials. Vol. 58. 3. 2013. P. 895–897. **(НБД Scopus)**

3. Нетребко В. В., Волчок І. П. Особенности легирования хромом износостойких чугунов. *Литье и металлургия.* 2013. № 3. С. 75–78. **(НБД Google Scholar)**

4. Нетребко В. В. Особенности легирования белых износостойких чугунов. *Литье и Металлургия*. 2014. № 2. С. 37–41. **(НБД Google Scholar)**

5. Нетребко В. В. Влияние отжига на твердость Cr-Mn-Ni чугунов. *Литье и Металлургия*. 2015. № 2. С. 95–101. **(НБД Google Scholar)**

6. Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах. *Литье и Металлургия*. 2015. № 3. С. 40–46. **(НБД Google Scholar)**

7. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава на скорость коррозии высокохромистых чугунов. *Литье и Металлургия*. 2016. № 4. С. 38–43. **(НБД Google Scholar)**

8. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава чугуна на содержание Cr в основе после нормализации от 1050 °С. *Литье и Металлургия*. 2018. № 1. С. 34–40. **(НБД Google Scholar)**

9. Нетребко В. В. Особенности межфазного распределения марганца в высокохромистых чугунах. *Вісник Приазовського державного технічного університету: зб. наук. праць*. Маріуполь: ДВНЗ «ПДТУ» 2013. Вип. 26. С. 88–93. **(НБД Index Copernicus)**

10. Нетребко В. В. Особенности распределения хрома в высокохромистых чугунах. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування: зб. наук. праць.* Дніпро: ПГАСА, 2013. Вып. 65. С. 346–349.

11. Нетребко В. В. Особенности легирования белых коррозионностойких чугунов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал*. Запоріжжя: ЗНТУ. 2014. № 1. С. 109–112. **(НБД Index Copernicus)**

12. Нетребко В. В. Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость высокохромистых чугунов. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування: зб. наук. праць.* Дніпро: ПГАСА, 2014. Вып. 74. С. 104–107.

13. Нетребко В. В. Влияние физических и тепловых процессов на структуру и свойства высокохромистого чугуна при обработке резанием. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту: науковий журнал.* Дніпро: ДНУЗТ. 2014. № 6 (54). С. 97–103. **(НБД Index Copernicus)**

14. Нетребко В. В. Влияние углерода и хрома на обрабатываемость резанием износостойких чугунов легированных никелем и марганцем. *Вісник двигунобудування*: *науково-технічний журнал.* Запоріжжя: АО «Мотор Січ». 2015. № 1. С. 94–97. **(НБД Index Copernicus)**

15. Беликов С. Б., Волчок І. П., Нетребко В. В. Оптимизация состава и свойств износостойких высокохромистых чугунов. *Високі технології в маши-*

нобудуванні: зб. наук. праць. Харків: НТУ «ХПІ», 2015. Вип. 1 (25). С. 18–26. **(НБД Index Copernicus)**

16. Нетребко В. В. Влияние отжига на твердость высокохромистых чугунов, легированных Mn и Ni. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал*. Запоріжжя: ЗНТУ. 2015. № 2. С. 65–70. **(НБД Index Copernicus)**

17. Волчок І. П., Нетребко В. В. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов. *«Науковий Вісник» Донбаської державної машинобудівної академії: зб. наук. праць*. Краматорськ: ДДМА. 2015. № 3 (18Е). С. 52–59.

18. Нетребко В. В. Влияние нормализации на твердость Cr-Mn-Ni чугунов. *Вісник двигунобудування*: *науково-технічний журнал.* Запоріжжя: АО «Мотор Січ». 2016. №1. С. 129–133. **(НБД Index Copernicus)**

19. Нетребко В. В., Волчок І. П. Особенности термической обработки высокохромистых чугунов легированных Mn и Ni. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал*. Запоріжжя: ЗНТУ. 2016. № 1. С. 53–57. **(НБД Index Copernicus)**

20. Нетребко В. В. Влияние химического состава высокохромистых чугунов на обрабатываемость резанием. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту: науковий журнал.* Дніпро: ДНУЗТ. 2016. № 1 (61). С. 122–130. **(НБД Index Copernicus)**

21. Нетребко В. В. Влияние Cr, Mn и Ni на образование карбидов в высокохромистых чугунах. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал*. Запоріжжя: ЗНТУ. 2016. № 2. С. 50–54. **(НБД Index Copernicus)**

22. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов Fe_3C и Fe_7C_3 в высокохромистых чугунах. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетров-*

ського національного університету залізничного транспорту: науковий журнал. Дніпро: ДНУЗТ. 2016. № 3 (63). С. 138–147. **(НБД Index Copernicus)**

23. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава чугуна на межфазное распределение Mn. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту: науковий журнал*. Дніпро: ДНУЗТ. 2016. № 6 (66). С. 115–123. **(НБД Index Copernicus)**

24. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава чугуна на межфазное распределение Cr после отжига при 690 °С. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту: науковий журнал.* Дніпро: ДНУЗТ. 2017. № 4 (70). С. 60–70. **(НБД Index Copernicus)**

25. Нетребко В. В. Особенности гидроабразивного изнашивания высокохромистых чугунов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал*. Запоріжжя: ЗНТУ. 2017. № 2. С. 28–31. **(НБД Index Copernicus)**

26. Зносостійкий чавун з підвищеною оброблюваністю різанням лезвійним інструментом: пат. 113363 С2 Україна: МПК С22С 37/08 (2006.01) / В. В. Нетребко; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т.; заявл. 15.12.2015; опубл. 10.01.2017, Бюл. № 1. 3с.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

27. Нетребко В. В. Влияние марганца на процессы структурообразования износостойких комплексно-легированных чугунов. *Інноваційні ресурсозбереженні матеріали та зміцнювальні технології*: матеріали Міжнародна наук.-практ. конф. (м. Маріуполь, 06–08 червня 2012 р.). Маріуполь, 2012. С. 57–58.

28. Нетребко В. В. Влияние марганца на процессы карбидообразования и свойства высокохромистых белых чугунов. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах*: матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 9–12 жовтня 2012 р.). Запоріжжя, 2012. С. 62–63.

29. Нетребко В. В. Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость высокохромистых чугунов. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 73 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 23–24 травня 2013 р.). Дніпро, 2013. С. 271–272.

30. Нетребко В. В., Беликов С. Б. Особенности легирования хромом и марганцем коррозионностойких чугунов. *Повышение надежности и долговечности оборудования нефтегазовой и химической промышленности*: матеріали Першої Міжнар. наук.-практ. конф.-виставка (м. Бердянськ, 3–6 вересня 2013 р.). Бердянськ, 2013. С. 143–147.

31. Нетребко В. В. Особенности легирования белых коррозионностойких чугунов. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 07–09 жовтня 2014 р.). Запоріжжя, 2014. С. 24–25.

32. Нетребко В. В. Влияние физических и тепловых процессов на структуру и свойства высокохромистого чугуна при обработке резанием. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 74 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 15–16 травня 2014 р.). Дніпро, 2014. С. 417–419.

33. Нетребко В. В. Влияние углерода и хрома на обрабатываемость резанием износостойких чугунов. *Литейное производство и металлургия 2014. Беларусь*: матеріали 22 Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Мінськ, Республика Беларусь, 22–24 жовтня 2014 р.). *Литье и Металлургия*. 2014. № 3. С. 45–49.

34. Нетребко В. В. Влияние термической обработки на распределение хрома между структурными составляющими износостойких белых чугунов. *Today material engineering for realization of the «MMATENG» project objectives*: conference abstracts International Scientific and Methodological Conference «University Science – 2015», Mariupol, 19–20 may 2015. Mariupol, 2015. С. 35.

35. Нетребко В. В. Влияние химического состава износостойких белых чугунов на износ резца при обработке резанием. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 75 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 14–15 мая 2015 р.). Дніпро, 2015. С. 359–360.

36. Нетребко В. В. Трансформации карбидных фаз, образующихся в высокохромистых чугунах при термической обработке. *Today material engineering for realization of the «MMATENG» project objectives*: conference abstracts International Scientific and Methodological Conference «University Science – 2016», Mariupol, 19–20 may 2016. Mariupol, 2016. С. 105.

37. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов Fe_3C и Fe_7C_3 в высокохромистых чугунах. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 76 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 19–20 травня 2016 р.). Дніпро, 2016. С. 287–288.

38. Нетребко В. В. Влияние состава высокохромистого чугуна на распределение Mn. *Титан 2016: Виробництво та використання в авіабудуванні*: матеріали 4 Міжнар. наук.–практ. конф. (м. Запоріжжя, 03–04 листопада 2016 р.). Запоріжжя, С. 86–88.

39. Нетребко В. В., Чабак Ю. Г. Особенности распределения элементов при термообработке чугунов в системы Fe-C-Cr-Mn-Ni: *Університетська наука – 2017*: матеріали Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Маріуполь, 18–19 травня 2017 р.). Маріуполь, 2017. С. 59.

40. Нетребко В. В. Влияние марганца и термообработки на распределение хрома в основе коррозионностойких чугунов. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 77 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 11–12 травня 2017 р.). Дніпро, 2017. С. 287–288.

41. Нетребко В. В. Карбідоутворення у високохромистих чавунах додатково легованих марганцем та нікелем. *Modern methods, innovations, and experience of practical application in the field of technical sciences*: conference abstracts,

Radom, Republic of Poland, 27–28 December 2017. Radom. Izdevniecha «Baltija Publishing», 2017. P. 105–109.

ABSTRACT

Netrebko V. V. Scientific and technological bases of increase of mechanical and service properties of high-chrome cast iron - Qualifying scientific work by right of a manuscript. The dissertation for the Engineering Science Doctor degree according to the specialty 05.02.01 - material science. – Zaporizhzhya National Technical University, 2019.

The dissertation is devoted to the development of scientific and technological bases for improving the properties of high-chromium wear-resistant cast iron by optimizing the chemical composition, structure and thermal treatment, in order to improve corrosion resistance, wear resistance at hydroabrasive wear and improve the machinability of cutting. The structure of the dissertation consists of 7 sections and 5 applications.

The first chapter deals with the processes of forming the structure of high-chromium cast iron. Existing perceptions regarding the formation of the carbide phase in high-chromium cast irons at crystallization and transformational changes during thermal treatment de not allow to effectively influence the increase of the properties of these materials, namely, operational stability and machinability of cutting. The determination of influence of carbide transformations during the cooling of the casting in the mold and at heat treatment on the structuring will increase the operational durability of the parts and reduce the cost of their production. An analysis of the process of destruction of products from high-chromium cast-iron under the influence of an aggressive medium has shown that the zones at separation's boundaries phases' carbide-base are the most vulnerable. Therefore, the study of the processes of forming the boundaries of phases` separation in the during structure`s formation at all stages of the technological process of production of parts allows us to discover new additional capabilities of known materials, which is important for many industries.

The second chapter presents the chemical composition of the studied cast-irons, the methods for assessing the distribution of elements, hardness and determination of corrosion resistance, hydroabrasive wear and machinability of cutting, as well as methods of mathematical statistics and planning of the experiment. For comparison of operational and technological properties, universal cast iron 300X28H2 TUU 27.5-00194731-013-2002 was selected. The use of modern methods and equipment for the investigation of microstructure and local micro-roentgen-spectral analysis, hardness measurements and micro-hardness, corrosion rate, machinability by cutting and wear resistance at hydroabrasive wear allowed to obtain results with sufficient accuracy.

The third and fourth chapters are devoted to the development of knowledge the formation of the structure of high-chromium cast irons and peculiarities of management of the processes of formation carbide. In these chapters the results of studies on the influence of the chemical composition of cast iron and heat treatment on the processes of forming the metal base near the carbides are given. The systematization of carbides formed in high-chromium cast irons, additionally doped with manganese and nickel has been carried out. The supplements to the Fe-C-Cr structural diagram in the part of the formation of carbides in high-chromium cast iron have been made. It was found that during crystallization, carbide phases with chemical and structural heterogeneity. A model for the formation of eutectic carbides have been proposed. The data on distribution (redistribution) of elements between phases during crystallization, cooling of casting in the mold and various types of heat treatment (annealing, normalization) are given.

The data on distribution (redistribution) of elements between phases during crystallization, cooling of casting in the mold and various types of heat treatment (annealing, normalization) have been presented. It was found that annealing at 690...720 °C during isothermal endurance for 9 hours (below Ac_1) in high-chromium cast irons additionally doped manganese (over 2%), there is an effect local $\alpha \leftrightarrow \gamma$ transformation in zones near carbides.

The fifth chapter is devoted to improving the cutting machinability of high-chromium cast iron, additionally doped with manganese and nickel. The analysis of influence of modes of machinability of cutting on the structure and properties of surface layers of cast iron is carried out. The dependence of wearing the cutter on the chemical composition of cast iron is established.

The sixth chapter is devoted to the study of the processes of destruction of high-chromium cast-irons in various operating conditions, namely corrosion and hydroabrasive environments. The dependence of the mass loss of samples on the chemical composition of cast iron in a medium of HCl with pH = 2.5 was established. The models of surface destruction have been proposed in the conditions of hydroabrasive wear and the actions Rebinder`s effect. It is shown that the presence of small abrasive particles (pulp) enhances the destructive effect of the hydrodynamic wedge resulting from the Rebinder`s effect. The movement of small particles of pulp along the carbides leads to the destruction of the metal base at the boundary of the phase distribution, the occurrence of cracks and the remove of fragments of the surface. The dependence of mass loss due at action corrosion and hydro abrasive wear from chemical composition of cast iron has been established.

Seventh section contains information on the development of new complex-alloys high-chromium cast-irons for various operating conditions, taking into account technological requirements. The proposed new chemical compositions of cast irons and its heat treatments various types to increase the operational durability of these materials and reduce the cost of their production. Data of tined of new high-chromium cast-irons at presented for introduction on Ukrainians enterprises.

Data on the introduction of new high-chromium cast-irons at Ukrainian enterprises are presented. The practical value of the results obtained is as follows:

- recommendations for choosing the optimal composition of cast iron and their thermal treatment for different operating conditions and technological requirements have been introduced. The use of new grades of cast iron obtain economic effect of UAH 3.179 million a year;

- developed and obtained the patent for an invention (Patent 113363 of Ukraine), the chemical composition of wear-resistant cast iron with increased machinability.

- the obtained scientific results are used in the educational process at the department "Equipment and technology of welding production" when improvement of the teaching course.

Keywords: high-chromium cast iron, formation of structure, carbides, zones depleted of chromium, machinability, corrosion, hydroabrasive wear, Rebinder effect.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

Scientific papers, in which the main scientific results of the dissertation are published:

1. Netrebko V. V., Volchok I. P. The influence of alloying by manganese on the structure and hardness of high-chromium wear-resistant cast iron was investigated. *Foundry production and Metallurgy*. 2012. № 3. P.162–165.

2. Belikov S., Volchok I., Netrebko V. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2013. Vol. 58, 3. P. 895–897.

3. Netrebko V. V., Volchok I. P. The influence of alloying by chromium on the structure and hardness of wear-resistant cast iron was investigated. *Foundry production and Metallurgy*. 2013. № 3. P. 75–78.

4. Netrebko V. V. Peculiarities of processes of carbide formation and distribution of Cr, Mn and Ni in white cast irons. *Foundry production and Metallurgy*. 2014. № 2. P. 37–41.

5. Netrebko V. V. Influence of annealing on the hardness of Cr-Mn-Ni cast irons. *Foundry production and Metallurgy*. 2015. № 2. P. 95–101.

6. Netrebko V. V. Peculiarities of processes of carbide formation and distribution of Cr, Mn and Ni in white cast irons. *Foundry production and Metallurgy*. 2015. № 3. P. 40–46.

7. Netrebko V. V., Volchok I. P. The influence of chemical composition on the corrosion rate of high-chrome cast iron. *Foundry production and Metallurgy*. 2016. № 4. P. 38–43.

8. Netrebko V. V., Volchok I. P. Influence of the cast iron's chemical composition on the content of Cr in the base after normalization from 1050 ° C. *Foundry production and Metallurgy*. 2018. № 1. P. 34–40.

9. Netrebko V. V. The particularity of manganese distribution in high-chromium cast irons. *Bulletin of the Priazovskyi State Technical. Series*: technical science. 2013. Vol. 26. P. 88–93.

10. Netrebko V. V. Characteristics of the distribution of chromium in high-chromium cast irons. *Construction, Materials Science, Engineering*: Collection of scientific works. D., PGASA, 2013. Vol 65. P. 346–349.

11. Netrebko V. V. Peculiarities of alloying of corrosion-resistant white cast irons. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2014. № 1. P. 109–112.

12. Netrebko V. V. The influence of chemical composition and structure on the machinability of high-chrome cast irons. *Construction, Materials Science, Mechanical Engineering*: Collection of scientific works. D., PGASA, 2014. Vol 74. P. 104–107.

13. Netrebko V. V. Influence of physical and heat processes on the structure and properties of high-chrome cast iron during machining. *Science and transport progress*. 2014. № 6 (54). P. 97–103.

14. Netrebko V. V. The influence of carbon and chromium on the machinability of wear-resistant cast irons alloyed with nickel and manganese. *Bulletin of the Engine Building*. 2015. № 1. P. 94–97.

15. Belikov S. B., Volchok I .P., Netrebko V. V. Optimization of the composition and properties of wear-resistant high-chrome cast irons. High technologies: tendencies of development: Collection of scientific works. Kharkiv, NTU "KhPI", 2015. № 1 (25). P. 18–26.

16. Netrebko V. V. The influence of annealing on the hardness of high-chromium cast irons alloyed with Mn and Ni. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering.* 2015. № 2. P. 65–70.

17. Volchok I. P., Netrebko V. V. Influence of alloying and heat treatment on element`s distribution and properties of high-chromium cast irons. "SCIENTIFIC VESTNIK" of the Donbas State Machine-Building Academy. 2015. № 3 (18E). P. 52–59.

18. Netrebko V. V. The influence of normalization on the hardness of Cr-Mn-Ni cast irons. *Bulletin of* the *Engine Building*. 2016. № 1. P. 129–133.

19. Netrebko V. V., Volchok I. P. Peculiarities of heat treatment of high-chromium cast irons alloyed with Mn and Ni. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering.* 2016. № 1. P. 53–57.

20. Netrebko V. V. Influence of the chemical composition of high-chromium cast iron on the machinability. *Science and transport progress*. 2016. № 1 (61). P. 122–130.

21. Netrebko V. V. Influence of Cr, Mn and Ni on the formation of carbides in high-chromium cast irons. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2016. № 2. P. 50–54.

22. Netrebko V. V. About the issue of carbides Fe_3C and Fe_7C_3 formation in high-chromium cast irons. *Science and transport progress*. 2016 № 3 (63). P. 138–147.

23. Netrebko V. V., Volchok I. P. Influence of the cast iron's chemical composition on the interphase distribution of Mn. *Science and transport progress*. 2016. № 6 (66). P. 115–123.

24. Netrebko V. V., Volchok I. P. Influence of the cast iron's chemical composition on the interphase distribution of Cr after annealing at 690 °C. *Science and transport progress*. 2017. № 4 (70). P. 60–70.

25. Netrebko V. V. Peculiarities of hydroabrasive wearing of high-chromium cast irons. *Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2017. № 2. P. 28–31.

26. Wear-resistant cast iron with increased cutting performance with a blade tool. Pat. 113363 C2, Ukraine, IPC C22C 37/08 (2006.01) / V. V. Netrebko; claimed 15.12.2015. published January 10, 2017. Bull № 1. 2017. P. 3.

Scientific papers approving the approbation of dissertation materials:

27. Netrebko V. V. The influence of manganese on the processes of structure formation of wear-resistant complex-alloyed cast irons. *Innovating resource saving materials and strengthening technologies*: conference abstracts. Mariupol, 06-08 June 2012. Mariupol, DVNZ PDNU. 2012. P. 57–58.

28. Netrebko, V. V. Influence of manganese on carbide formation processes and properties of high-chromium white cast irons. *Non-Metallic inclusions and Gas in the Alloys:* conference abstracts. 13th International Scientific and Technical Conference, Zaporizhzhya, 9–12 December 2012. Zaporizhzhya: ZNTU, 2012. P. 62–63.

29. Netrebko V. V. The influence of chemical composition and structure on the machinability of high-chromium cast iron. *Problems and Prospects for the Development of Railway Transport:* conference abstracts. 73 international scientific and practical conference, Dnipro, 23–24 May 2013. Dnipro, 2013. P. 271–272.

30. Netrebko V. V., Belikov S. B. Peculiarities of alloying by chrome and manganese of corrosion-resistant cast irons: conference abstracts. *Improving the reliability and durability of equipment in the oil, gas and chemical industries.* First In-

ternational Scientific and Technical Conference-Exhibition, Berdyansk, 3–6 September, 2013. Berdyansk, 2013. P. 143–147.

31. Netrebko V. V. Peculiarities of alloying of white corrosion-resistant cast irons. *New construction steels and stoppers and methods of their manufacturing for increasing reliability and long-term conditions of products*: conference abstracts. XIII International Scientific and Technical Conference, Zaporizhzhya, 07–09 October, 2014. Zaporizhzhya, 2014. P. 24–25.

32. Netrebko V. V. The influence of physical and thermal processes on the structure and properties of high-chromium iron during machining. *Problems and prospects of development of railway transport*: conference abstracts. 74 international Scientific and Practical Conference, Dnipro 15–16 May, 2014. Dnipro, 2014. P. 417–419.

33. Netrebko V. V. The influence of carbon and chromium on the machinability of wear-resistant cast iron. *Foundry production and metallurgy 2014. Belarus*: conference abstracts. 22 International Scientific and Technical Conference, Minsk, Republic of Belarus, 22–24 October, 2014. *Foundry production and Metallurgy*. 2014. № 3. P. 45–49.

34. Netrebko V. V. The influence of heat treatment on the distribution of chromium between the structural components of wear-resistant white cast irons. *University science –2015*: conference abstracts. International scientific and technical conference, Mariupol, 19–20 May 2015. Mariupol, 2015. P. 35.

35. Netrebko V. V. The influence of the chemical composition of wear-resistant white cast irons on the wear of the cutter by machining. *Problems and Prospects for the Development of Railway Transport*: conference abstracts. 75 international scientific and practical conference, Dnipro, 14–15 May 2015. Dnipro, 2015. P. 359–360.

36. Netrebko V. V. Transformations of carbide phases formed in high-chromium cast irons during heat treatment. *University science –2015*: conference ab-

stracts. International scientific and technical conference, Mariupol 19–20 May 2016. Mariupol, 2016. P. 105.

37. Netrebko V. V. On the formation of carbides Fe_3C and Fe_7C_3 in high-chromium cast iron. *Problems and Prospects for the Development of Railway Transport*: conference abstracts. 76 international scientific and practical conference, Dnipro, 19–20 May 2016. Dnipro, 2016. P. 287–288.

38. Netrebko V. V. Influence of the composition of high-chromium cast iron on the distribution of Mn. *Titan 2016: production and use in aircraft industry*: conference abstracts. 4 International Science Conference, Zaporizhzhya, 03–04 November 2016. Zaporizhzhya, 2016. P. 86–88.

39. Netrebko V. V., Chabak Yu. G. Peculiarities of the distribution of elements during heat treatment of cast iron in the system Fe-C-Cr-Mn-Ni. *University science – 2015*: conference abstracts. International scientific and technical conference, Mariupol, 18–19 May 2017. Mariupol, 2017. P. 59.

40. Netrebko V. V. Influence of manganese and heat treatment on the distribution of chromium in the basis of corrosion-resistant cast irons. *Problems and prospects of development of railway transport*: conference abstracts. 77 international scientific and practical conference, Dnipro, 11–12 may 2017. Dnipro, 2017. P. 287–288.

41. Netrebko V. V. Formation of carbides in high-chromium cast irons at additionally alloying manganese and nickel. *Modern methods, innovations, and experience of practical application in the field of technical sciences*: conference abstracts, Radom, Republic of Poland, 27–28 December 2017. Radom. Izdevniecha «Baltija Publishing», 2017. P. 105–109.

ЗМІСТ

Перелік умовних позначень……..……...….24
Вступ …….26
Розділ 1 Стан питання, мета й завдання дослідження ……38
1.1 Сфера застосування зносостійких високохромистих чавунів, загальна характеристика, умови експлуатації та вимоги до виробів …….38
1.2 Формування структури в білих Cr-Mn-Ni чавунах ……41
1.2.1 Утворення структури зносостійких чавунів під час кристалізації та охолодження у формі ……..…….43
1.2.2 Вплив хімічного складу на структуру чавунів ……..……47
1.2.3 Формування карбідної фази у високохромистих чавунах ……...57
1.2.3.1 Утворення карбідів у системах Fe-C, Cr-C, Mn-C та Ni-C ……...58
1.2.3.2 Утворення карбідів у системах Fe-C-Cr, Fe-C-Mn та інших …...64
1.3 Особливості термічної обробки високохромистих чавунів ……...72
1.4 Вплив хімічного складу й термічної обробки на службові властивості Cr-Mn-Ni чавунів ……...……...78
1.4.1 Вплив агресивного середовища на вироби з чавунів ……..……78
1.4.2 Вплив хімічного складу і термічної обробки чавунів на їх опір дії агресивного середовища ……..85
1.4.3 Вплив хімічного складу й термічної обробки на оброблюваність високохромистих чавунів різанням ……89
1.5 Цілі й завдання дослідження ……92
Розділ 2 Матеріали та методики досліджень ……94
2.1 Досліджувані матеріали ……94
2.2 Методики досліджень структури та властивостей чавунів ……...97
2.3 Висновки ……107

Розділ 3 Теоретичні основи формування структури високохромистих чавунів у системі Fe-C-Cr-Mn-Ni …….....109

3.1 Основи формування структури та розподілу елементів між фазами …..110

3.1.1 Формування структури чавунів у рідкому стані та під час охолодження у формі …….……110

3.1.2 Систематизація карбідів, що утворюються в системі Fe-C-Cr-Mn...125

3.2 Вплив легувальних елементів на хімічний склад фаз та властивості зносостійких чавунів у литому стані без ТО ……...133

3.3 Вплив комплексного легування на хімічний склад фаз та властивості зносостійких чавунів у литому стані без ТО ……..….144

3.4 Висновки ……...165

Розділ 4 Вплив термічної обробки на розподіл елементів, формування структури та властивостей чавунів ……...……167

4.1 Влив термічної обробки на розподіл елементів, структуру та властивості чавунів ……..167

4.2 Влив термічної обробки на розподіл елементів та властивості комплекснолегованих чавунів ……...181

4.3 Висновки ……...215

Розділ 5 Оброблюваність зносостійких чавунів різанням …….217

5.1 Влив фізичних і теплових факторів на структуру та властивості чавуну 330Х20Г5Н3 під час механічного різання ……...217

5.2 Вплив хімічного складу чавуну на оброблюваність різанням ……....222

5.3 Висновки ……...235

Розділ 6 Вплив хімічного складу на опір чавуну агресивному середовищу …237

6.1 Вплив корозійного середовища на руйнування високохромистих чавунів ……..237

6.2 Вплив хімічного складу чавуну на опір дії корозійного середовища ….241

6.3 Абразивне та гідроабразивне зношування виробів із високохромистих чавунів …….….246

6.4 Вплив складу чавуну й термічної обробки на опір дії гідроабразивного середовища …….259

6.5 Оптимізація хімічного складу чавуну для виробів, що експлуатуються під час гідроабразивного зношування ……265

6.6 Висновки ……...287

Розділ 7 Розробка нових сплавів і впровадження їх у виробництво ……289

7.1 Вимоги до чавунів для різних умов експлуатації й технологічних потреб ……..289

7.2 Розробка нових складів чавунів для різних умов експлуатації ……...291

7.3 Впровадження нових сплавів на підприємствах України ……297

7.4 Використання результатів досліджень у навчальному процесі ……...305

7.5 Висновки ……...309

Висновки ……310

Список використаних джерел ……..……....313

Додаток А ……342

Додаток Б ……366

Додаток В ……367

Додаток Г ……369

Додаток Д ……371

Додаток Е ……373

Додаток Ж Список публікацій здобувача за темою дисертації …….375

Додаток К Відомості про апробацію результатів дисертації ……....381

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ЗЧХ – зносостійкі чавуни високохромисті

ТО – термічна обробка

К – кількість карбідів, %

$С_О$ – частка вуглецю, що міститься в основі, мас.%

$С_К$ – частка вуглецю, що міститься в карбідах, мас.%

$С_Р$ – частка вуглецю, що міститься в металевій основі, мас.%

$Е_Ф$ – концентрація елементу Е у фазі Ф

$Е_{ЗАГ}$ – вміст елемента Е у чавуні

$Кр_Е$ – коефіцієнт розподілу елемента Е у чавуні

$К_Е$ – коефіцієнт розподілу елемента Е між фазами

$Кс_Е$ – коефіцієнт нерівномірності розподілу елемента в основі

$Кн_Е$ – коефіцієнт нерівномірності концентрації елемента в основі

$К_Е^{720}$ – коефіцієнт розподілу елемента Е між фазами після ТО за 720 °С

$Е_{осн}$ – середня концентрація елемента Е в основі

$Е_{осн}^{мін}$ – мінімальна концентрація елемента Е в основі

$Е_{осн}^{макс}$ – максимальна концентрація елемента Е в основі

$Е_{осн}^{720}$ – концентрація елемента Е в основі після ТО за 720°С

$Е_{кар}$ – концентрація елемента Е в карбіді

$Е_{кар}^{720}$ – концентрація елемента Е в карбіді після ТО за 720 °С

$S_э$ – ступінь евтектичності

$С_с$ – вмісту вуглецю в евтектиці

год – вимір часу – година

млн грн – мільйонів гривень

мас. – масові (відсотки)

ат. – атомарні (відсотки)

HV_{50} – твердість HV із навантаженням 50 грамів

$HV_{осн}$ – твердість основи HV_{50}

$HV_{кар}$ – твердість карбіду HV_{50}

$HV_{осн}^{720}$ – твердість основи HV_{50} після термічної обробки за 720 °С

HRC – твердість HRC

HRC^{720} – твердість HRC після термічної обробки за 720 °С

τ – час витримки під час термічної обробки

t – глибина різання

s – повздовжня подача

n – частота обертання шпинделю

хв – хвилина

$I_Р$ – знос різця до довжини різання, мкм/м

$I_{екв}$ – знос різця еквівалентний, мкм/м

МОР – мастильно-охолоджувальна рідина

мін – мінімальне значення

макс – максимальне значення

г – вимір ваги – грам

I – знос, г

$I_К$ – втрати маси за корозії, г/ $м^2$год

$I_{ЗНОС}$ – втрати маси під час сухого абразивного зношування, г/ $м^2$год

$I_{Г\text{-}А}$ – втрати маси під час гідроабразивного зношування у середовищі без пульпи, г/ $м^2$год

$I_{ПУЛЬП}$ – втрати маси під час гідроабразивного зношування у середовищі з пульпою, г/ $м^2$год

$I_{ПУЛЬП}^{1050\text{-}4,5}$ – втрати маси під час гідроабразивного зношування у середовищі з пульпою після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год, г/$м^2$год

ВСТУП

Актуальність теми. Проблема підвищення експлуатаційної стійкості деталей значної вартості, що експлуатуються в агресивних середовищах, є важливою для багатьох галузей України, особливо для гірничовидобувної, металургійної, хімічної та будівельної, у яких відбувається подрібнення й транспортування абразивних матеріалів у вигляді гідроабразивних сумішей. У зв'язку з низькою стійкістю деталей перекачувальних насосів, пульпопроводів, футеровок кульових млинів та інших механізмів під час експлуатації в умовах інтенсивного абразивного, гідроабразивного та корозійного зношування збільшуються витрати на ремонт та обслуговування обладнання. Для виготовлення цих деталей використовують високохромисті зносостійкі чавуни (ЗЧХ) різних систем легування. Найбільш використовуваними є хромонікелеві чавуни.

Зменшення собівартості продукції під час виготовлення та експлуатації деталей в умовах збільшеної інтенсивності робіт на сьогодні набуває особливого значення [1]. На думку фахівців [2], втрати від корозії у різних країнах становлять 0,8…4,2 % від обсягів сукупного виробництва, з яких до 36 % є невиправданими через використання універсальних матеріалів. Найбільш агресивними є середовища, що містять розчини кислот. Втрати від абразивного зношування деталей також перебувають у межах 1…4 % [2].

ЗЧХ за своєю структурою є природніми композиційними матеріалами, що мають в'язку основу із вкрапленням твердих частинок (карбідів). Металева основа ЗЧХ має властивості сталі відповідного хімічного складу. Маючи вміст хрому понад 12 %, вона забезпечує корозійну стійкість чавуну, а за потреби і зносостійкість. Практика використання чавунів із вмістом хрому в основі понад 12 % доводить, що така кількість хрому не завжди забезпечує потрібну корозійну стійкість. Основа має міцно утримувати карбіди за абразивного зношування. Карбідна фаза, що має твердість понад 1000 HV, забезпечує зносостій-

кість цих матеріалів за умови відсутності заевтектичних карбідів значних розмірів, що погіршують абразивну стійкість та оброблюваність різанням. Твердість карбідів визначається їх хімічним складом та типом кристалічної гратки.

Незважаючи на універсальні можливості, виробництво зносостійких та корозійностійких виробів із ЗЧХ обмежено через велику собівартість продукції та недостатню обізнаність у процесах утворення і формування структури та її впливу на технологічні й експлуатаційні властивості. Розроблені методи та принципи формування структури чавунів дали змогу суттєво підвищити експлуатаційні властивості цих матеріалів. Однак більшість відомих марок чавунів були розроблені з метою отримання максимального терміну використання окремих деталей, але іноді з погіршенням технологічних властивостей.

У ливарних цехах підприємств України, що виготовляють запасні частини та деталі механізмів, що експлуатуються в умовах абразивного, корозійного та гідроабразивного зношування, використовують чавун 300Х28Н2, що має досить високу зносостійкість та задовільну корозійну стійкість. Головним недоліком цього чавуну є незадовільна оброблюваність різанням. Сучасні вимоги до виробів із ЗЧХ передбачають наявність суперечливих властивостей, а саме значної зносостійкості та задовільної оброблюваності різанням. Малосерійний обсяг виробництва не дає змоги використовувати сучасні технології обробки різанням, що розроблялись для масового виробництва. Дослідження оброблюваності зносостійких високохромистих чавунів виконували методом свердління, тоді як найбільш застосовуваною обробкою є точіння. Для покращення оброблюваності ЗЧХ проводять пом’якшувальну термічну обробку (відпал), а після механічної обробки – нормалізацію для відновлення твердості. Такий підхід потребує значних витрат енергоресурсів. До того ж оброблюваність різанням деяких високохромистих чавунів (300Х28Н2 та 250Х12Г3Н3) неможливо покращити термічною обробкою через наявність значної кількості (понад 30 %) евтектичних карбідів, що забезпечують потрібну зносостійкість, а також аустенітної металевої основи, що зміцнюється під час різання.

Використання декількох марок чавунів задовольняє виробників, але не задовольняє експлуатаційників. Виникає потреба в розробці марок чавунів для різних умов експлуатації зі зменшенням собівартості виробів та з урахуванням технологічних вимог. Проблема зменшення собівартості продукції із ЗЧХ є актуальною і має два напрями: перший – зменшення витрат на виробництво (підвищення технологічних властивостей та економія ресурсів) та другий – зменшення витрат під час експлуатації машин і механізмів (підвищення зносостійкості та корозійної стійкості виробів із малим ресурсом експлуатації). Складність розробки марок високохромистих чавунів полягає в тому, що структура та властивості ЗЧХ визначаються особливостями системи Fe-C-Cr, а саме кристалізацією евтектики в інтервалі температур, існуванням трьох перитектичних перетворень карбідів у рідкому та двох перитектоїдних у твердому станах, а також поліморфними перетвореннями заліза та змінною розчинністю вуглецю і хрому в основі залежно від температури.

Металева основа чавунів формується під час кристалізації чавунів у рідкому стані. Одна частина металевої основи утворюється на початку процесу кристалізації – це дендрити аустеніту або фериту, що містять максимальну кількість хрому. Інша частина металевої основи, що входить до складу евтектики, формується після виділення евтектичних карбідів. Утворення евтектичних карбідів зі значним вмістом хрому суттєво зменшує його концентрацію у рідині і, відповідно, у металевій основі евтектики. Фактично існують дві металеві основи із різним хімічним складом.

Під час термообробки чавунів утворюються фази та зони зміненого хімічного складу, що призводять до втрати експлуатаційної стійкості, особливо в умовах корозійного впливу середовища. Рекомендації стандартів щодо вибору режиму термічної обробки ЗЧХ не завжди дають позитивний результат. Підвищення ефективності термічної обробки вимагає ретельного вивчення взаємозв’язку між хімічним складом чавуну, структурою, розподілом (перерозподілом) елементів та властивостями.

Прогнозування вмісту хрому в основі ускладнюється тим, що 1 % вуглецю зв’язує від 6 % до 16 % хрому залежно від типу карбіду, що формується. Більше того, хром та інші легувальні елементи впливають на положення критичних точок чавунів. Зміни їх положення відбуваються як за віссю температури, так і за віссю концентрації вуглецю, що призводить до утворення стабільного аустеніту або фериту. У системі Fe-Cr ширина зони α↔γ перетворень заліза залежить від температури нагріву та сягає лише 12 % хрому. Введення нікелю збільшує розчинність хрому в γ- Fe. Отже, існуючі підходи для підвищення властивостей ЗЧХ є витратними й економічно не обґрунтованими. Більше того, підвищення макротвердості не завжди зумовлює збільшення зносостійкості.

Аналіз процесів руйнування виробів із ЗЧХ виявив, що найбільш вразливими є зони металевої основи на межі розділу фаз карбід – основа, які мають вміст хрому менший, ніж у центрі зерен. Металева основа навколо карбідів формується в процесі первинної кристалізації, охолодження виливок у формі та термічної обробки. Отже, дослідження процесу формування карбідної фази та металевої основи навколо неї на всіх етапах технологічного процесу дадуть змогу виявити додаткові технологічні й експлуатаційні можливості ЗЧХ.

Сучасні досягнення у легуванні й термічній обробці змінюють уявлення про структуроутворення та властивості ЗЧХ, але в науковій літературі недостатньо інформації щодо впливу хімічного складу високохромистих комплексно-легованих чавунів на їх структуру, розподілу елементів між фазами та їх перерозподілу під час кристалізації евтектичної складової чавунів, охолодження виливків у формі й термічної обробки, зміни властивостей, зокрема, макротвердості, мікротвердості фаз, корозійної стійкості, зносостійкості в умовах гідроабразивного впливу середовища й оброблюваності різанням лезовим інструментом. На сьогодні процеси формування металевої основи біля карбідів, що визначають експлуатаційні властивості чавунів, вивчені мало. Майже не досліджені зміни в хімічному складі карбідів та основи навколо них, що відбуваються під час карбідних перетворень у процесі термічної обробки. Також потребує

додаткового вивчення вплив хімічного складу чавуну на ці процеси. Отже, ЗЧХ потребують нових підходів та уявлень про структуроутворення з метою покращення технологічних й експлуатаційних можливостей.

Виходячи з вищесказаного, можемо наголосити, що дослідження процесів структуроутворення, оптимізація хімічного складу та режимів термічної обробки ЗЧХ для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог є міжгалузевою науково-технічною проблемою. Відтак, тема дисертаційної роботи є актуальною та має практичне значення.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертація виконана згідно з тематикою науково-дослідних робіт кафедри «Композиційні і порошкові матеріали та технології» і кафедри «Обладнання та технології зварювального виробництва» ДВНЗ «ЗНТУ», а саме:

- ДБ 02912 «Підвищення конструктивної міцності сплавів на основі заліза та алюмінію» (№ держ. реєстрації – 0113U005194);
- ДБ 02712 «Підвищення надійності і зносостійкості матеріалів і деталей машин та обладнання» (№ держ. реєстрації – 0115U004669);
- ДБ 02715«Забезпечення надійності та зносостійкості матеріалів і деталей машин та обладнання, що експлуатуються в екстремальних умовах» (№ держ. реєстрації – 0115U004671);
- ДБ 02915 «Підвищення механічних і службових властивостей сплавів на основі алюмінію та заліза» (№ держ. реєстрації – 0115U004672).

У вищеназваних роботах здобувач брав безпосередню участь як виконавець та використав здобуті результати у дисертації.

Мета й завдання дослідження. Головна мета роботи полягала в розвитку наукових і технологічних основ підвищення властивостей високохромистих чавунів та створенні на цій основі нових марок чавунів для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог. Зважаючи на те, що механічні, технологічні й експлуатаційні властивості ЗЧХ зумовлені їх хімічним складом,

структурою металевої основи та кількістю карбідної фази, для підвищення їх властивостей необхідно було вирішити такі наукові й практичні завдання:

- провести систематизацію карбідних фаз та внести доповнення у діаграму Fe-C-Cr;
- вивчити закономірності й удосконалити теоретичні основи формування структури ЗЧХ на всіх етапах технологічного процесу виготовлення виливків;
- дослідити вплив карбідоутворювальних елементів (Cr та Mn) на формування металевої основи біля карбідів, а саме зони на межі розподілу фаз карбід – основа під час охолодження виливків у формі й термічної обробки;
- вивчити закономірності розподілу та перерозподілу легувальних елементів між фазами у процесі кристалізації, охолодження виливків у формі й термічної обробки;
- встановити взаємозв'язок між хімічним складом і структурою ЗЧХ, з одного боку, та їх твердістю, корозійною і гідроабразивною стійкістю й оброблюваністю різанням лезовим інструментом, – з іншого;
- розробити на підставі отриманих даних склади високохромистих комплекснолегованих чавунів та режими їх термічної обробки для різних умов експлуатації з урахуванням оброблюваності різанням;
- перевірити отримані результати під час виготовлення виливків із ЗЧХ на підприємствах України та надати рекомендації промисловій сфері щодо виробництва виливків із високохромистих комплекснолегованих чавунів. Використати матеріали досліджень у навчальному процесі.

Об'єкт досліджень – процеси формування й перетворення карбідної фази і металевої основи та зміни властивостей високохромистих чавунів.

Предмет дослідження – закономірності впливу хімічного складу на формування структури та властивості ЗЧХ, а також на розподіл легувальних елементів у литому стані та їх перерозподіл під час охолодження виливків у формі й термічної обробки.

Методи досліджень: Теоретичні дослідження розроблялись на основі фундаментальних положень матеріалознавства, металознавства, термічної обробки металів, корозійного руйнування і різних видів зношування матеріалів та металообробки різанням. Лабораторні й промислові дослідження виконано на сучасному устаткуванні та вимірювальній апаратурі, що пройшли метрологічний контроль і державну повірку. Плавлення сплавів проводили в індукційних та дугових печах.

Також були застосовані сучасні методи: мікроструктурного й локального мікрорентгеноспектрального аналізу. Для експериментальних досліджень механічних властивостей, оброблюваності різанням, зносостійкості та корозійної стійкості застосували відповідну науково-дослідну апаратуру. Обробка результатів досліджень та побудова різних математичних залежностей виконувалась із застосуванням методу мінімізації квадратів відхилень функції, методів математичної статистики та планування багатофакторного експерименту, а також кореляційного й регресійного аналізу.

Наукова новизна отриманих результатів. Результати, які були отримані, мають самостійне наукове значення та суттєво сприяють розвитку основ матеріалознавства й структуроутворення у високохромистих комплекснолегованих чавунах у литому й термообробленому станах, а також дають змогу значно підвищити властивості цих матеріалів у процесі експлуатації при різних умовах зношування. Наукова новизна роботи полягає в такому:

1. Проведено систематизацію карбідних фаз та внесено доповнення в діаграму Fe-C-Cr у частині утворення карбідів у високохромистих чавунах. Раніше такі дослідження для високохромистих чавунів не проводились. Виявлені закономірності формування хімічного складу карбідів під час кристалізації та охолодження виливків у формі дали змогу визначити вимоги до складу, структури й термічної обробки досліджуваних чавунів з метою забезпечення високої експлуатаційної стійкості виробів за різних умов експлуатації та технологічних вимог.

2. Доведено, що хімічна ліквація кристалів карбідів під час первинної кристалізації призводить до виникнення структурної неоднорідності. Карбіди, що утворюються у рідкому стані системи, мають шарувату будову із поступовим зменшенням вмісту хрому від центральних шарів до поверхневих та відповідні зміни кристалічної гратки. Це дало змогу визначити механізм перерозподілу хімічних елементів під час охолодження виливків у формі та оптимізувати хімічні склади чавунів для виробів, що експлуатуються без термічної обробки.

3. Теоретично обґрунтовано та практично підтверджено перетворення карбіду заліза $(Fe,Cr)_7C_3$ під час термічної обробки (нормалізації) у карбіди $(Cr,Fe)_7C_3$ та $(Cr,Fe)_3C_2$. Раніше такі дослідження не проводились. Виявлено, що процес перетворення карбідів відбувається шляхом виникнення у середині карбіду нової високохромистої фази, що викликає перерозподіл хрому та заліза і призводить до утворення зон твердого розчину заліза із низьким вмістом хрому в середині карбідів та металевій основі навколо карбідів. Отримані дані дадуть змогу керувати процесами формування хімічного складу металевої основи біля карбідів під час термічної обробки.

4. Вперше встановлено закономірності процесів, що відбуваються в зонах біля карбідів під час охолодження виливків у формі й термічної обробки. Раніше такі дослідження не проводились. Отримані закономірності дають змогу розробляти технологічні процеси виготовлення литих деталей для механізмів та виробів, що експлуатуються в різних агресивних середовищах.

5. Виявлено, що легування Mn впливає на розподіл Cr між фазами під час кристалізації, охолодження виливків у формі і термічної обробки (відпал чи нормалізація) та посилює збіднення на хром зон біля карбідів. Доведено, що зростання вмісту марганцю у чавуні збільшує збіднення хромом зон біля карбідів. Кількісні дані про розподіл легувальних елементів у високохромистих чавунах при кристалізації, охолодженні виливків у формі та їх перерозподіл під час відпалу і нормалізації дають змогу оптимізувати хімічні

склади та режими термічного оброблення чавунів для конкретних умов експлуатації.

6. Вперше встановлено, що за відпалу при 690…720 °С під час ізотермічної витримки (нижче за Ac_1) у високохромистих чавунах, додатково легованих марганцем (понад 2 %), виникає ефект локального α↔γ перетворення у зонах біля карбідів. Виникнення такого ефекту пояснюється зниженням температури перетворення внаслідок збільшення у цих зонах вмісту марганцю при зменшенні концентрації хрому. Перерозподіл хрому і марганцю відбувається внаслідок стабілізації карбідів. Виявлення цього ефекту дало змогу розвинути уявлення щодо формування хімічного складу металевої основи у зонах біля карбідів під час термічної обробки.

7. Запропоновано модель руйнування виробів із високохромистих чавунів під впливом ефекту Ребіндера та руху абразивних частинок. Особливістю такого зношування є те, що рух дрібних абразивних частинок уздовж карбідів призводить до появи тріщин та відокремлення значних фрагментарних об’ємів. Встановлення зв’язку між станом зон біля карбідів та зносостійкістю чавунів під час гідроабразивного зношування у середовищі із пульпою та без неї дало змогу оптимізувати хімічні склади чавунів для виробів, що експлуатуються в подібних умовах.

8. Встановлено залежності структури, механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей досліджуваних чавунів від вмісту C, Cr, Mn та Ni у литому стані та після різної термічної обробки. Встановлені залежності твердості, корозійної стійкості, розподілу елементів та оброблюваності різанням від компонентів сплаву за різних режимів термічної обробки дають змогу зменшити собівартість литва з високохромистих чавунів при одночасному збільшенні експлуатаційної стійкості виробів за різних умов експлуатації.

Практичне значення отриманих результатів. Практичне значення отриманих результатів полягає в тому, що на підставі теоретичних узагальнень

та встановлених закономірностей структуроутворення в системі Fe-C-Cr-Mn-Ni розроблено склади зносостійких чавунів та режими їх термічної обробки для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог, а саме:

1. На підставі проведених досліджень було рекомендовано до впровадження у виробництво склади чавунів та режими їх термічної обробки, що дають змогу отримати економічний ефект у розмірі 3,18 млн грн на рік, у тому числі: на підприємстві ПП «СТРОЙМАШ» – 925,68 грн (акт від 16.01.2015 р.), ТОВ «ТВІНС-СЕРВІС ЛТД» – 573,804 тис. грн (акт від 14.03.2016 р.) та ТОВ «Запорізький титаномагнієвий комбінат» – 1680,45 тис. грн (акт від 29.04.2016 р.).

2. Розроблено та захищено патентом на винахід чавун складу: 2,5...3,5 % C; 17...19,5 % Cr, 1,5...2,3 % Mn, 1,0…1,5 % Ni, 0,8…1,2 % Si та домішки (патент 113363 Україна). Цей зносостійкий сплав доцільно використовувати для виробництва особливо важливих деталей, що потребують значного обсягу механічної обробки лезовим інструментом.

3. Отримані наукові та практичні дані використовуються в начальному процесі на кафедрі «Обладнання та технологія зварювального виробництва» ЗНТУ при вдосконаленні курсів лекцій з навчальних дисциплін «Триботехніка та основи надійності машин», «Фізичні і металургійні процеси при наплавленні та напиленні», «Поверхневі фізико-хімічні процеси» та «Основи наукових досліджень», а також при виконанні студентами лабораторних, практичних і дипломних робіт (Акти впровадження від 12.12.2016 р. та 12.12.2017 р.).

Особистий внесок здобувача. Усі наукові положення дисертаційної роботи, що виносяться на захист, сформульовані автором особисто. Автору також належить ініціатива в постановці завдань та обґрунтуванні мети, планування та проведення досліджень, обробка й аналіз результатів експериментів, узагальнення відомих та отриманих експериментальних даних стосовно складу, структури, властивостей і використання зносостійких чавунів у литому стані та після термічної обробки, систематизація й теоретичне обґрунтування формування

карбідних фаз, що утворюються у високохромистих чавунах, участь у промислових випробуваннях та впровадженні розробок у виробництво та навчальний процес.

Здобувачу належать 16 одноосібних публікацій у фахових видання України та Білорусі [45], [76], [111], [126], [148], [150], [215], [218], [234], [246], [257], [260], [263], [294], [297], патент України [300], а також 13 тез доповідей на міжнародних наукових конференціях, з яких дві закордонні. Особистий внесок автора у працях, опублікованих у співавторстві [56], [90], [119], [139], [152], [186], [259], [295], [296], [299] полягає в такому: аналіз літературних даних, постановка й обґрунтування мети дослідження, планування та проведення наукового експерименту, мікрорентгеноспектральні вимірювання хімічного складу фаз, натурні випробування, дослідження мікроструктури та властивостей, моделювання процесів перетворення карбідних фаз, аналіз та опис результатів, підготовка рукопису.

Апробація результатів дисертації. Матеріали та основні положення дисертаційної роботи були викладені, обговорені та здобули позитивну оцінку на 21 наукових конференціях і семінарах (у тому числі 5 закордонних), а саме: Міжнародних науково-технічних конференціях «Литейное производство и металлургия. Беларусь», Мінськ, Республіка Білорусь (2012, 2013, 2014 рр.); конференції «Інноваційні ресурсозбереженні матеріали та зміцнені технології», Маріуполь (2012 р.); XIII Міжнародній науково-технічній конференції «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах», Запоріжжя (2012 р.); VI International Conference DEVELOPMENT TRENDS IN MECHANIZATION OF FOUNDRY PROCESSES, Krakow – Inwald, Poland (2013); Першій Міжнародній науково-технічній конференції-виставці «Повышение надежности и долговечности оборудования нефтегазовой и химической промышленности», Бердянск (2013 р.); Стародубовських читаннях «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування», Дніпро (2013, 2014 рр.); Міжнародних науково-практичних конференціях «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту»,

Дніпро (2013, 2014, 2015, 2016 та 2017 рр.); XIII Міжнародній науково-технічній конференції «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів», Запоріжжя (2014 р.); XXIII Міжнародному науково-технічному семінарі «Високі технології: тенденції розвитку / HIGH TECHNOLOGIES: TENDENCIES OF DEVELOPMENT», Одеса (2015 р.); III Міжнародній науково-технічній конференції «Машини та пластична деформація металів», Запоріжжя (2015 р.); Міжнародній науково-технічній конференції «Університетська наука», Маріуполь (2015, 2016, 2017 рр.), International research and practical conference «Modern methods, innovations, and experience of practical application in the field of technical sciences». Radom, Republic of Poland (27–28 December, 2017).

Публікації. Основні результати і положення дисертації опубліковані в 41 науковій праці, включаючи 8 публікацій у зарубіжних фахових виданнях, з яких 1 публікація у журналі, що індексується в НБД Scopus, та 7 публікацій у журналах, що індексуються в НБД Google Scholar, а також 17 публікацій у фахових виданнях України, з яких 13 індексуються в НБД Index Copernicus, 1 патент України на винахід та 15 тез доповідей на науково-технічних конференціях.

Структура й обсяг дисертації. Дисертація складається з анотацій, вступу, 7 розділів, висновків, списку використаних джерел, додатків. Загальний обсяг становить 383 сторінок, у тому числі 286 сторінок основного тексту, 56 таблиць, 160 рисунків, список використаних джерел (301 найменування) – на 29 сторінках, 8 додатків – на 42 сторінках.

РОЗДІЛ 1
СТАН ПИТАННЯ, МЕТА Й ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ

У цьому розділу розглядаються сфера застосування виробів зі зносостійких чавунів та вимоги до цих матеріалів із урахуванням умов експлуатації і технології виробництва, а також сучасний стан уявлень про вплив хімічного складу чавуну: на процеси структуроутворення, що відбуваються в зносостійких чавунах на всіх етапах технологічного процесу; на трансформації фаз; на розподіл та перерозподіл елементів поміж фазами; на механічні та експлуатаційні властивості.

1.1 Сфера застосування зносостійких високохромистих чавунів, загальна характеристика, умови експлуатації та вимоги до виробів

Використання виробів із зносостійких високохромистих чавунів (ЗЧХ) зумовлене їх хімічним складом та структурою, що формується під час кристалізації та в процесі термічної обробки (ТО). Високохромисті чавуни, додатково леговані марганцем та нікелем, є найбільш перспективними матеріалами для виготовлення деталей механізмів і машин, що працюють в умовах абразивного, ударно-абразивного, гідро-абразивного, корозійного та інших видів зношування у широкому діапазоні температур. Це дає змогу їх застосовувати у видобувній промисловості, металургії, машинобудуванні, енергетиці, будівництві та інших галузях [3], [11]. Особливе значення має застосування ЗЧХ у відновленні деталей машин і механізмів [12], [15]. Вироби із ЗЧХ характеризуються високою твердістю і зносостійкістю, проте мають низьку оброблюваність різанням, що призводить до значних труднощів під час їх виготовлення та ремонту. Удо-

сконалення конструкцій деталей потребує великого обсягу механічної обробки різанням, а це вимагає властивостей чавунів, які виключають одна одну, а саме: значної твердості – для забезпечення високої зносостійкості та низької твердості – для задовільної оброблюваності.

У свою чергу, властивості чавунів поділяються на дві групи: структурно-чутливі та структурно-нечутливі [16]. До структурно-чутливих належать механічні властивості, що залежать від кількості, розміру, типу та морфології карбідної фази, а також стану металевої основи. До структурно-нечутливих належать хімічні (корозійні) властивості чавунів, що зумовлено тільки концентрацією хрому в металевій основі. Так, стійкість до впливу корозійного середовища забезпечується, якщо концентрація хрому в металевій основі становить понад 12 % [16], [18]–[21]. Абразивна стійкість виробів з чавуну, що експлуатуються у сухому та вологому нейтральному середовищі, залежить від карбідної фази та структури металевої основи [16]. Для забезпечення високих зносостійких властивостей структура чавуну повинна мати тверду основу (мартенсит), що міцно утримує карбідні включення [4], [7], [14]. В умовах ударного навантаження металева основа має містити 30…50 % аустеніту [17].

Особливості хімічного складу та структури ЗЧХ впливають на їх технологічні властивості, а саме під час оброблюваності різанням (точіння). Найгірші показники оброблюваності мають чавуни, у яких утворюється суцільний каркас із карбідів Me_3C (легованого цементиту) та колоній ледебуриту [4], [7]. Процеси зміцнення (наклеп, утворення мартенситу деформації), що відбуваються під час механічної обробки чавунів, також негативно впливають на їх оброблюваність. Так, найкращу оброблюваність мають чавуни із зернистою структурою карбідів та феритною основою. Проте вони мають дуже низьку твердість і зносостійкість. Структура і твердість чавунів залежать від режимів термічної обробки. Так, для покращення оброблюваності вироби із чавунів піддають пом’якшувальній термічній обробці [22]–[24] або використовують підігрів до 300 °С [25]. Після механічної обробки різанням з метою підвищення

твердості виконують зміцнювальну термічну обробку. Інколи підвищення макротвердості чавуну після відновлюваної ТО не приводить до збільшення зносостійкості [26], адже утворення дрібних карбідів, менших за 5 мкм зумовлює її зниження [4], [11], [16]. Деякі дослідники для підвищення оброблюваності чавунів пропонують використовувати різці із дорогих матеріалів, що використовують для оброблювання сталей [27], додаткове легування сіркою (до 0,4 %) та свинцем (до 0,2 %) [28]. Проте малосерійний обсяг виробництва не дає змоги використовувати сучасні технології обробки різанням, що розроблялись для масового виробництва. Таким чином, для поліпшення оброблюваності ЗЧХ потрібно створювати в них такі структури, що забезпечували б задовільну оброблюваність різанням без втрати зносостійких властивостей.

Термічна обробка [17], [22]–[24] дає змогу створити в чавунах структури та властивості, що забезпечують необхідний рівень стійкості, але проведення складної термічної обробки потребує значного використання енергоресурсів. Крім того, під час термообробки сталей і чавунів можуть утворюватися структури та фази, що призводять до виникнення міжкристалічної корозії і втрати експлуатаційної стійкості [18], [21]. Рекомендації стандарту [30] з вибору режиму термічної обробки ЗЧХ не враховують одночасного легування чавунів Mn та Ni і не завжди дають позитивний результат. Підвищення ефективності термічної обробки потребує ретельного вивчення взаємозв’язку між хімічним складом чавуну, утворенням структури, розподілом та перерозподілом елементів під час термічної обробки, а також впливу температури на ці процеси.

Для отримання виливків без ливарних дефектів велике значення має ступінь евтектичності чавуну, адже його зниження викликає появу дефектів усадкового характеру, що потребує змін у технології виготовлення ливарної форми. У свою чергу, збільшення ступеня евтектичності призводить до появи первинних карбідів, що мають значні розміри та негативно впливають на зносостійкість [26], [29], оброблюваність чавунів різанням та інші властивості.

На підставі вищезазначеного можна сформувати вимоги, яким мають відповідати ЗЧХ. Їх поділяють на дві групи: ті, що визначаються умовами експлуатації, та ті, що зумовлені конструкцією й технологією виробництва. Поєднання або визначення пріоритетності вимог до ЗЧХ має вирішальне значення для зменшення витрат на їх виробництво й експлуатацію. Аналіз алгоритму вибору матеріалу «умови експлуатації → експлуатаційні властивості та їхній рівень → конструкційні вимоги і технологічні властивості → вимоги до матеріалу виробів → структура матеріалу → термічна обробка → хімічний склад» дає змогу стверджувати, що дослідження впливу легувальних елементів і термічної обробки на структуру чавуну (розподіл елементів) та його властивості має вирішальне значення для застосування цих матеріалів у різних умовах експлуатації та середовищах (абразивному, гідроабразивному та корозійному), а також розширює технологічні можливості (оброблюваність різанням). Таким чином, сучасні високохромисті чавуни мають бути зносостійкими, мати достатню корозійну стійкість та задовільну оброблюваність різанням лезовим інструментом.

1.2 Формування структури в білих Cr-Mn-Ni чавунах

Високохромисті зносостійкі чавуни є природними композиційними матеріалами, що мають в’язку основу із вкрапленням твердих часток (карбідів). Металева основа ЗЧХ має властивості сталі відповідного хімічного складу. Карбідна фаза може складатися із карбідів різного хімічного складу та типу кристалічної гратки ($Me_{23}C_6$, Me_3C, Me_7C_3, Me_3C_2). Залежно від типу структури чавуни поділяють на доевтектичні, евтектичні та заевтектичні.

Частина металевої основи, що входить до складу евтектики і формувалася після утворення первинних карбідів, відрізняється за хімічним складом від металевої основи дендритного походження, що утворилася за більш високої

температури. Під час охолодження виливків внаслідок дифузійних процесів відбувається перерозподіл хімічних елементів, що частково сприяє гомогенізації металевої основи, проте іноді спостерігається посилення її неоднорідності (зокрема, на межах зерен чи межі розподілу фаз карбід – основа через виділення вторинних карбідів під час зменшення розчинності вуглецю чи розпаду аустеніту. За потреби кінцева структура чавунів може бути сформована в ході термічної обробки. Металева основа ЗЧХ може бути феритною, перлітною, бейнітною, мартенситною, аустенітною або складатись із їх різних комбінацій [6], [31]–[35]. Її змінюють та регулюють введенням відповідних легувальних елементів із урахуванням коефіцієнтів їх розподілу між фазами та термічною обробкою. Термічна обробка чавунів, що впливає на перерозподіл елементів, може викликати в них як позитивні, так і негативні зміни у структурі та властивостях.

Аналіз взаємозв'язку руйнації та зносостійкості ЗЧХ з їх мікроструктурою дав змогу сформувати вимоги до структури і властивостей фаз для різних умов експлуатації. Вплив одночасного легування елементами з протилежною дією може збільшити або зменшити терміни експлуатації виробів. Зміни типу, кількості і морфології карбідів та стану металевої основи суттєво впливають на процеси руйнації [16], [36]. Розподіл та перерозподіл елементів під час ТО може призвести до зниження концентрації хрому в основі менше необхідного мінімуму [31]. Аналіз процесів руйнації виробів із хромонікелевих сплавів виявив, що в умовах гідроабразивного зношування та корозійного впливу середовища руйнації починаються на межах зерен та зон розділу фаз карбід – основа (місцева та міжкристалічна корозія) [16], [18], [21]. Первинна карбідна фаза ЗЧХ, що формується під час кристалізації, практично не змінює своєї форми, але в ній під час термічної обробки можуть відбуватися процеси трансформації, що супроводжуються зміною як типу карбіду, так і його хімічного складу.

1.2.1 Утворення структури зносостійких чавунів під час кристалізації та охолодження у формі

Формування структури високохромистих чавунів залежить від кількості та співвідношення елементів, що сприяють утворенню або аустеніту, або фериту та впливають на розчинність вуглецю в металевій основі. Виникнення термодинамічно неврівноважених фаз у процесі кристалізації зумовлює перерозподіл елементів під час охолодження або термічної обробки, що, у свою чергу, змінює хімічний склад карбідів і металевої основи та впливає на їх властивості. Так, в утворених α+γ структурах кристали α-фази більш збагачені хромом, ніж кристали γ-фази, що зумовлено різною розчинністю хрому в цих фазах. У системі Fe-Cr максимальна розчинність хрому в γ-Fe становить 12 %, а із α-Fe хром утворює безперервний ряд твердого розчину [18]. Легувальні елементи, що додатково введені в чавун, можуть змінювати розчинність хрому в γ-Fe. Фази із різним вмістом хрому мають різні фізичні та хімічні властивості, що призводить до виникнення місцевої (фазової) корозії. Виділення карбідів на межах зерен у хромонікелевих сплавів призводить до виникнення міжкристалічної корозії [18], [19].

Кристалізація евтектики починається із утворення карбідів [34], що призводить до появи різних за хімічним складом металевих основ, а саме основи в евтектиці та біля первинних карбідів і основи з первородного аустеніту чи фериту всередині зерен. Фактично існують дві металеві основи із різним хімічним складом. Первинна структура зносостійкого чавуну, що утворюється під час кристалізації, зумовлює переважну частину його властивостей. Первинну карбідну фазу чавунів, що утворюється в рідкому стані, поділять на карбіди евтектики та заевтектичних карбідів. Вторинні карбіди формуються у твердому стані за зменшення розчинності вуглецю в металевій основі під час охолодження виливків у формі або в процесі термічної обробки [34], [35]. Умови утворення ка-

рбідної фази впливають на її хімічний склад, тип та властивості. Тип карбіду, що утворюється в чавуні, залежить від співвідношення карбідоутворювального елемента до вуглецю та умов утворення, які сприяють появі метастабільних карбідів або карбідів з хімічним складом, не рівноважним до складу металевої основи. За типом карбідної фази високохромисті чавуни поділяють на ледебуритні з карбідами Me_3C (легованим цементитом) та з карбідною евтектикою на основі карбіду Me_7C_3.

У доевтектичних чавунах формування карбідної фази відбувається після утворення кристалів первинного аустеніту чи фериту (металевої основи). Металева основа таких чавунів поділяється на два види, а саме первородного аустеніту чи фериту та основи всередині евтектики. Під час охолодження виливків у твердому стані або ТО завершується процес утворення карбідної фази. Залежно від швидкості охолодження та легувальних елементів первинна металева основа може змінюватися або залишитися без змін. Існує декілька варіантів змін: або із аустеніту виділяються вторинні карбіди, або утворюється мартенсит, що в подальшому може перетворитися на механічну суміш фериту та карбідів, або можливий одночасний перебіг цих двох процесів.

У процесі кристалізації евтектичних та заевтектичних чавунів первинні карбіди утворюються і формуються у рідкому стані чавуну та під час кристалізації евтектики. Металева основа у таких чавунах формується тільки всередині евтектики. Формування хімічного складу таких карбідів та металевої основи завершується під час охолодження виливка або термічної обробки шляхом перерозподілу елементів між ними. Повнота перебігу цих процесів залежить від термокінетичних факторів.

Відмінності в утворенні структури доевтектичних, евтектичних та заевтектичних чавунів впливають на хімічний склад фаз та їх властивості, а також на хімічну неоднорідність металевої основи. Отже, морфологічний стан евтектики залежить значною мірою від хімічного складу чавуну та умов кристалізації [34], [35]. Що стосується ЗЧХ, то залежно від хімічного складу чавуну (вмі-

сту хрому та марганцю) утворюються карбіди складного хімічного складу та різного типу: $(Cr,Mn,Fe)_{23}C_6$, $(Cr,Mn,Fe)_3C$, $(Cr,Mn,Fe)_7C_3$ та $(Cr,Mn,Fe)_3C_2$.

І. І. Ципін [36] вважає, що на структуру металевої основи можна впливати відповідним легуванням і термічною обробкою, а карбідна фаза при цьому залишається практично незмінною, такою, як вона утворилась під час кристалізації (затвердіння). Таке твердження стосується тільки чавунів у системи Fe-C-Cr і не може бути загальним. Під час легування чавунів марганцем у металевій основі збільшується розчинність вуглецю, що призводить до утворення значної кількості вторинних карбідів. Так, під час експлуатації виробів зі сталі 40Х24Н12СЛ формування карбідної фази в твердому стані відбувалось в умовах циклічного впливу температур 550…1100 °С, а саме біля карбідів утворювалися зони, шириною 0,8 мкм, що порушували гомогенність структури зв’язків на межі карбід-матриця [37].

Найважливішим із параметрів процесу кристалізації є коефіцієнт розподілу елементів, який характеризує відношення концентрації елементів у різних фазах, що перебувають у термодинамічній рівновазі. Коефіцієнт розподілу елементів залежить від: температури, кількості елементу у сплаві, розчинності елементу у фазах, порядкового номера елементу, впливу елементу на температуру фазового перетворення тощо [38]. Коефіцієнт розподілу елементів під час конкретного процесу кристалізації визначається: термодинамічними властивостями фаз (рідкої та твердої), кінетикою процесів на межі розділу фаз (рідкої та твердої) та ступеня їх завершеності, перерозподілом елементів між фазами під час охолодження (швидкість дифузії) та формою меж розділу фаз [39].

Слід зауважити, що переважна більшість дослідників не враховує той факт, що карбідна фаза чавунів утворюється та формується в умовах зміни хімічного складу розчину. Так, хромисті карбіди містять набагато більше хрому, ніж рідина, з якої вони утворюються. Це призводить до того, що під час кристалізації вміст хрому у рідині буде зменшуватися. У рідині, що має знижений вміст хрому, будуть утворюватися карбіди з меншим вмістом хрому. Отже, на-

віть за умови постійності коефіцієнта розподілу хрому між карбідам і рідиною карбіди будуть мати значну хімічну неоднорідність, а саме: вміст хрому всередині карбіду буде набагато більшим, ніж у поверхневих шарах. Слід зауважити, що зі збільшенням вмісту вуглецю (кількості карбідів) ця хімічна неоднорідність буде лише посилюватись, а це може призвести до зміни типу карбіду, що залежить від співвідношення Cr/C. Цей процес подібний до утворення дендритної ліквації, що виникає під час кристалізації сталевих виливків.

Після кристалізації формування структури чавунів визначається поліморфними перетвореннями заліза, зміною розчинності вуглецю та легувальних елементів у металевій основі, що може призвести до утворення пересиченого твердого розчину, що буде розпадатися із утворенням метастабільних фаз та виділенням вторинної і навіть третинної карбідної фази. Ці фази також можуть розпадатися на врівноважені або існувати одночасно з ними. Таким чином, під час охолодження виливків у формі (0,5…2 год) до вибивки (600 °С) чи її термічної обробки будуть відбуватись зміни у хімічному складі карбідної фази та металевої основи у напрямі на утворення рівноважних фаз із меншою вільною енергією, що впливатиме на властивості карбідів, металевої основи та чавуну в цілому.

У зв’язку з тим, що повна хімічна рівновага може встановлюватися тільки у закритій системі [40]–[42], а процеси кристалізації й термічної обробки виливків із чавуну не є такими, то дані щодо розподілу елементів у різних умовах набувають важливого значення. Проведення ізотермічної обробки сприяє утворенню фазової та хімічної рівноваги за певної температури, але потребує значної витримки. У свою чергу, температура та тривалість ізотермічної витримки мають велике значення, особливо для чавунів, що мають металеву основу, подібну до хромистих чи хромонікелевих сталей. У разі порушень чи неправильно обраних параметрів ТО сплави можуть отримати схильність до міжкристалічної корозії, що зменшить стійкість виробу [18]–[21]. Відсутність вичерпної кількості наукових даних щодо процесів, які відбуваються в карбідній фазі та

на межі розділу фаз карбід – основа під час охолодження виливків у формі до вибивки та під час їх ТО, не дає змоги забезпечити ефективне управління формуванням хімічного складу фаз та властивостей ЗЧХ.

1.2.2 Вплив хімічного складу на структуру чавунів

Вплив легувальних елементів на структуру та властивості чавунів оцінюється за змінами: температури кристалізації та умов формування евтектики, утворення карбідних фаз під час охолодження, розчинності елементів у металевій основі; положення критичних точок сплаву, а саме зміщення їх по осях концентрації й температури [34], [35], [43]. Утворення нерівноважних фаз впливає на розподіл елементів. Під час охолодження й термічної обробки внаслідок дифузійних процесів відбувається перерозподіл елементів з утворенням рівноважних фаз, що змінює властивості чавуну. Коефіцієнт рівноважного розподілу елементів між фазами є одним із основних термодинамічних параметрів багатокомпонентних сплавів. У свою чергу, розподіл елементів між фазами залежить від температури [44].

Вплив вуглецю на властивості чавунів визначається його розподілом між фазами. Загальний вміст вуглецю ($C_З$), що знаходиться в чавуні, поділяється на дві частини: одна знаходиться у карбідах ($C_К$), а інша розчинена в металевій основі ($C_Р$). Вуглець металевої основи сприяє утворенню структур гартування (мартенситу) із високою твердістю. Вуглець, що не може знаходитися в металевій основі (твердому розчині), утворює карбіди. Утворення аустеніту після термічної обробки зменшує кількість карбідів за рахунок перерозподілу вуглецю, а саме збільшення його частки в металевій основі. Кількість карбідів у чавуні визначається вмістом вуглецю, а саме часткою, що їх утворює. Так, у сис-

темі Fe-C із феритною основою, 1 % вуглецю утворює 15 % карбідів Fe_3C (цементиту).

Внаслідок легування чавунів карбідоутворювальними елементами відбуваються зміни типу карбіду. Марганець та хром, що мають більшу спорідненість до вуглецю, ніж залізо, утворюють самостійні карбіди або розчиняються у цементиті [18]. У карбіді Me_3C один атом вуглецю зв'язує три атоми карбідоутворювального металу, а в Me_7C_3 – 2,33 атоми та в карбіді $Me_{23}C_6$ – 3,83. Відповідно до цього, зміна типу карбіду впливає на їх загальну кількість. Таким чином, загальна кількість карбідів (К, %) у хромистих чавунах майже не залежить від кінетичних умов кристалізації і визначається їхнім складом [6]:

$$К = 11,3[\%\ C] + 0,5[\%\ Cr] – 13,4, \quad (1.1)$$

де [% C] – вміст вуглецю, мас. %; [% Cr] – вміст хрому, мас. %.

За даними [36], у білих чавунах із карбідами $(Cr,Fe)_7C_3$ у співвідношенні Cr/C в інтервалі 3,0…10,0 кількість карбідів визначається рівнянням:

$$К = 12,3[\%\ C] + 0,55[\%\ Cr] – 15,2, \quad (1.2)$$

де [% C] – вміст вуглецю, мас. %; [% Cr] – вміст хрому, мас. %.

Дослідниками [16] запропоновано діаграму (рис. 1.1) залежності типу карбіду від вмісту у чавуні вуглецю (1,5…4,2 %) і хрому (12…30 %), що дає змогу визначити кількість карбідів у системі Fe-C-Cr. Наведені дані [6], [16], [36] не дають можливості прогнозувати кількість карбідів, що утворюються у високохромистих чавунах, додатково легованих марганцем та нікелем, які суттєво впливають на розчинність вуглецю в металевій основі, і, відповідно, на кількість карбідів [45].

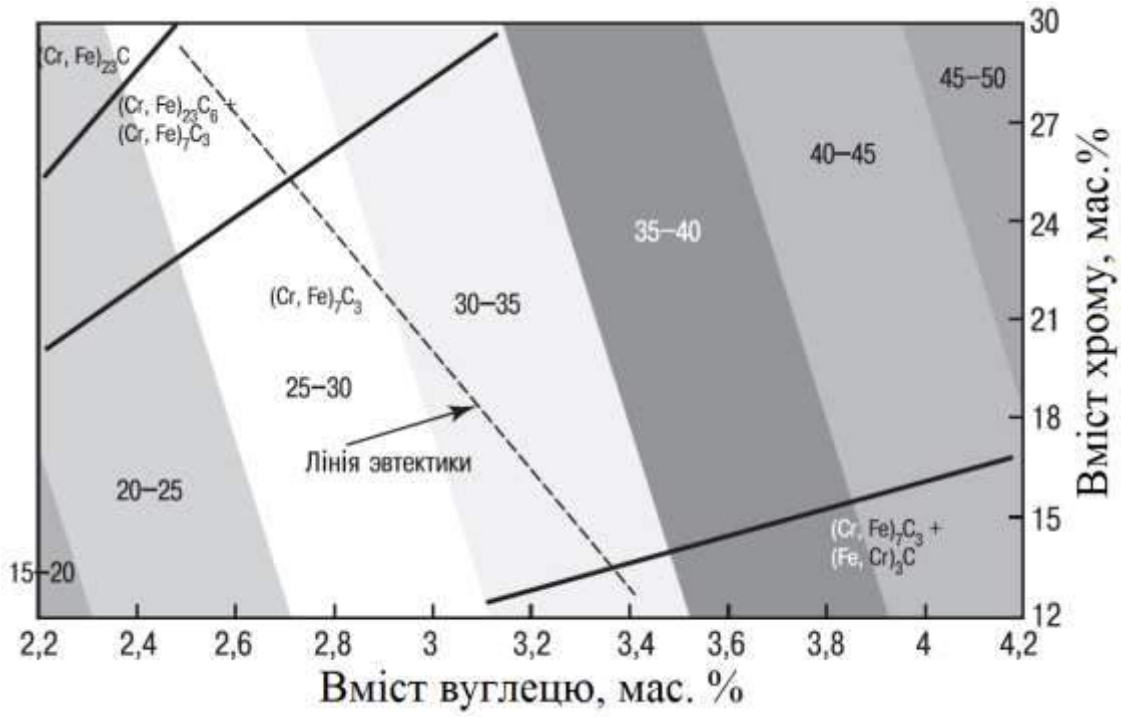


Рисунок 1.1 – Кількість карбідів залежно від вмісту Cr та C [16]

Кількість карбідів у доевтектичних чавунах залежить від стану металевої основи. У чавунах із аустенітною чи мартенситною структурами частина вуглецю розчиняється у цих фазах, тому кількість карбідної фази зменшується. Розчинність вуглецю в α-Fe при 20 °C дорівнює 0,006 %, при 723 °C – 0,025 %, а в γ-Fe сягає 2,14 % при 1147 °C [46]. На зміни у співвідношенні C_K та C_P впливають як легувальні елементи, так і термічна обробка. Хром і нікель зменшують розчинність вуглецю в металевій основі, а марганець збільшує [18]–[20]. У чавунах із феритною металевою основою майже весь вуглець знаходиться у карбідах як у зв'язаному стані, так і в твердому розчині. За даними Г. В. Самсонова [39], у карбіді Cr_3C_2 розчиняється 0,2…0,3 % вільного вуглецю, а в карбіді Cr_7C_3 – до 1,5 % (ат.) [47].

Зі збільшенням кількості карбідів зносостійкість чавуну зростає [7], [48], [49]. У зносостійких високохромистих чавунах за вмісту 2,4…3,6 % вуглецю утворюється 20…40 % карбідів [16], [17], [30]. Залежно від умов експлуатації виробів з чавуну кількість карбідів може бути збільшена до 50 % або зменшена до 10 % за рахунок зміни вмісту вуглецю. У корозійностійких чавунах вміст

вуглецю зменшують до 0,5…1,6 % [30], за винятком чавунів із вмістом хрому понад 30 %, у яких вміст вуглецю може підвищуватися до 2,1 % [16].

Кремній сприяє утворенню фериту та підвищує його твердість, проте зумовлює крихкий стан металевої основи. Введення до складу сталей та чавунів 0,2…0,5 % кремнію як технологічної домішки сприяє зменшенню вмісту кисню. Легувальні властивості кремнію починають виявлятися зі збільшенням його вмісту понад 0,5 % [50]. Вони зумовлені впливом кремнію на склад металевої основи та визначаються його розподілом між фазами. Зокрема, під час легування кремнієм відбувається зменшення розчинності вуглецю в аустеніті. Відповідно до даних, поданих у праці [51], додавання 0,9…1,1 % кремнію у Fe-C-Mn сталі сприяє підвищенню твердості та зменшує вплив на неї швидкості охолодження наплавленого металу за умови, що вміст марганцю не буде перевищувати 4,4…5,0 %. Подальше збільшення кремнію підвищує твердість, але знижує пластичність. Оптимальні концентрації кремнію призводять до зміцнення твердого розчину та меж зерен, що сприяє підвищенню зносостійкості [52]. У корозійностійких високохромистих чавунах вміст кремнію сягає 18 % [30], [52]. У зносостійких чавунах вміст кремнію обмежують на рівні 2,0 %, а за умов ударних навантажень на рівні технологічної домішки (до 1,0 %). У жаростійких та корозійностійких чавунах, що не використовуються в умовах постійних та змінних навантажень, вміст кремнію підвищують до 3…4 %. Добавки кремнію в межах 1…2 % поліпшують механічну оброблюваність хромистих чавунів [53].

Збільшення вмісту кремнію в системі Fe-C-Si зменшує стабільність аустеніту та розчинність вуглецю в γ-Fe, а також, сприяє утворенню графіту [54] за стабільною системою Fe – графіт, коефіцієнт дифузії вуглецю в α-Fe та γ-Fe також зменшується [18]. Розчинність кремнію в α-Fe сягає 15 % при 20 °C [19]. Коефіцієнт розподілу кремнію при 20 °C у чавунах (2,67…3,98 % C, 7,1…28 % Mn, 2,9…4,06 % Si, 0,15…0,4 % Cr та 0,05…0,2 % V), що містять карбіди Me_7C_3, становить 0,64…0,69 у литому стані та 0,65…0,69 після відпалу [55].

Коефіцієнт розподілу кремнію між фазами у чавунах із 2,5…3 % С та 1,0…1,1 % Si становить 0,42…0,45 при 11 % Cr та 0,39…0,42 при 30 % Cr [56].

Кремній значною мірою знижує стабільність цементиту та евтектики А+Ц. Розчиняючись у карбідах Me_7C_3, він підвищує їх стабільність у конкуренції із цементитом. У системі Fe-C-Cr-Si утворюються складні карбіди $(Fe,Cr,Si)_7C_3$, де кремній заміщує метали. Коефіцієнт його розподілу у цій системі за евтектичних чи евтектико-перитектичних температур, близьких до 1155 °С, становить: 10 – для Me_7C_3 – Ц та 0,5 – для Me_7C_3 – А. За цих умов розподіл хрому становить 1,8 – для Me_7C_3 – Ц та 7,2 – для Me_7C_3 – А [57].

Вміст хрому в ЗЧХ перебуває в межах 10…34 %. Він входить до складу чавунів як карбідоутворювальний метал та елемент, що забезпечує корозійну стійкість у кислому середовищі. При концентрації хрому в металевій основі понад 12 % сплави набувають корозійної стійкості в різних середовищах [13], [18], [19]. Хром сприяє утворенню фериту, підвищує його твердість та зменшує розчинність вуглецю в аустеніті. При 24 % хрому евтектична складова структури утворюється із вмістом вуглецю понад 0,4 % [19]. Особливість впливу хрому на структуру зносостійких чавунів полягає в тому, що при вмісті в металевій основі до 8 % він значно знижує температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення заліза [18] і цим сприяє утворенню структур гартування (мартенситу).

Вміст хрому у зносостійких чавунах забезпечує утворення карбідів із високою твердістю, крім того, він концентрується переважно в карбідах та α-Fe. Концентрація хрому в карбідах залежить від типу карбіду, термодинамічних та термокінетичних факторів. Вміст же хрому в основі визначається за залишковим принципом. Як зазначалося вище, у процесі первинної кристалізації утворюються неврівноважні фази. Під час охолодження виливків у формі й термічної обробки відбувається стабілізація карбідних фаз і, відповідно, перерозподіл хрому. Хром, що знаходиться у складі карбідів, не впливає на корозійну стійкість сплаву. За даними А. Герек і Л. Байка [5], 1 % С зв’язує від 6 до 16 % Cr, тому для забезпечення в основі концентрації хрому понад 12 % потрібно збі-

льшувати його вміст відповідно до збільшення вмісту вуглецю або підвищувати розчинність вуглецю в металевій основі. Отже, утворення нерівноважної карбідної фази, що має менший вміст хрому порівняно з рівноважною, сприяє збільшенню вмісту хрому в металевій основі, що зумовлює підвищення корозійної стійкості чавунів.

Марганець є карбідоутворювальним елементом і сприяє утворенню аустеніту та підвищує в ньому розчинність вуглецю. За даними [34], [58], вміст марганцю в чавунах до 1 % є технологічною домішкою, що використовується для зменшення вмісту кисню і практично не впливає на первинну структуру ЗЧХ. Збільшення вмісту марганцю у високохромистих чавунах на рівні 1,5…2,5 % сприяє утворенню структур загартування під час ТО та підвищує зносостійкість. Легування марганцем позитивно впливає на зносостійкість чавунів [59], [60]. За даними Г. І. Сільмана [55], у системі Fe-C-Mn для отримання чавунів із високою твердістю матриці вміст марганцю має бути в межах 2…5 %. У чавунах, що використовуються в умовах ударних навантажень, вміст марганцю має досягати 4...9 %. Це потрібно для утворення аустенітної металевої основи, що під час експлуатації може перетворитися на мартенсит деформації [17], [59]. Вміст марганцю в хромистих та хромонікелевих сталях понад 2 % незначно погіршує їхню корозійну стійкість, але це погіршення стає особливо відчутним, коли його кількість перевищує 6 % [21].

У системі Fe-Mn розчинність марганцю в α-Fe становить 3,5 %, а з γ-Fe марганець утворює безперервні тверді розчини. Таким чином, марганець концентрується у фазах із високим вмістом вуглецю (аустеніт, карбіди). За даними Н. Г. Гиршович [35], коефіцієнт розподілу марганцю у чавунах між цементитом та аустенітом становить близько 2, а за наявності легувальних елементів він перебуває в межах 1,5…4,5. У чавуні з 1 % Mn коефіцієнт його розподілу між цементитом (Me_3C) та аустенітом становить 1,5 [36]. У сталях, що леговані марганцем, співвідношення марганцю в карбідах до його вмісту в основі становить 4:1 [18]. Збільшення вмісту вуглецю збільшує кількість карбідів, що призво-

дить до зменшення коефіцієнта розподілу марганцю. Рівновага в розподілі марганцю відбувається після тривалої витримки за високих температур. У праці Г. І. Сільмана [61] наведено дані щодо розподілу марганцю між карбідами та аустенітом, а також між аустенітом та феритом залежно від загального вмісту марганцю та температури. Так, за умови збільшення вмісту марганцю від 0,26 % до 35,69 % коефіцієнт його розподілу зменшується із 2,5 до 1,18.

У високохромистих чавунах розподіл марганцю залежить від співвідношення Cr/C. У чавуні із 12 % Cr та 6 % Mn за 3 % C (Cr/C = 4) концентрація марганцю в основі становить 3,5 %, а при 2,0 % C (Cr/C = 6) вона підвищується до 6,5 % (майже у 2 рази). Підвищення вмісту хрому в чавуні до співвідношення Cr/C = 7 приводить до утворення карбідів Me_7C_3 із вмістом марганцю, що дорівнює його вмісту в аустеніті [36].

Нікель у системі Fe-Ni утворює безперервний ряд твердих розчинів із γ-Fe. У цій системі за умови охолодження нижче 950 °C відбувається розпад γ-(Fe,Ni) твердого розчину із утворенням α-Fe та $FeNi_3$. Максимальна розчинність нікелю в α-Fe становить 5,8 % при 475 °C [47], [62].

У системі Ni-C утворюється ендотермічний карбід Ni_3C, що є стабільним за температур понад 1500 °C та нижче 300 °C [63]. У сплавах Fe-C-Ni нікель не утворює самостійних карбідів, але може розчинятись у значних кількостях у цементиті, що сприяє його розпаду з утворенням вільного вуглецю [18]. Сприяючи утворенню аустеніту, нікель [64]–[67], на відміну від марганцю, зменшує розчинність вуглецю в γ-Fe, що приводить до збільшення кількості карбідів та підвищує зносостійкість чавунів [64]. За даними [18], у залізо-нікелевих сплавах із вмістом нікелю до 6 % формується феритна металева основа. При 6 % нікелю і більше починає утворюватися нікелевий мартенсит. Політермічні перетини системи Fe-Cr-Ni із різним вмістом нікелю та хрому наведено на рис. 1.2 [68].

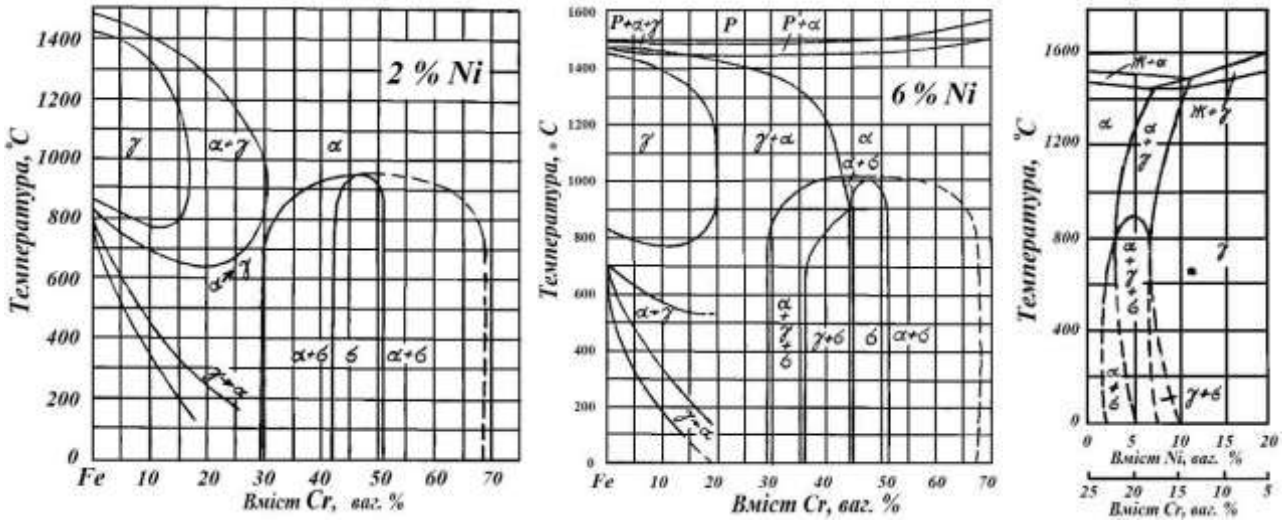


Рисунок 1.2 – Політермічні перетини у системі Fe-Cr-Ni [68]

Легування нікелем підвищує розчинність хрому в γ-Fe [19], [68], що сприяє зростанню корозійної стійкості хромистих сталей і чавунів. Так, вміст 2 % нікелю збільшує розчинність хрому в γ-Fe до 17 % Cr, а при 6 % Ni – до 20 % Cr (див. рис. 1.2). Вміст нікелю до 6 % зумовлює підвищення в'язкості руйнування ЗЧХ із різним вмістом хрому. У хромистому фериті розчинність нікелю без утворення σ-фази становить близько 2 % (див. рис. 1.2), що обмежує можливості його легування за потреби збереження феритної основи сплавів. Введення нікелю сприяє підвищенню корозійної стійкості сплавів, особливо різка зміна у властивостях відбувається за його концентрації понад 8 % [21].

На підставі вищесказаного можна стверджувати, що нікель переважно концентрується в металевій основі γ-Fe. Під час структурних перетворень, у разі утворення фериту, аустеніт буде збагачуватися нікелем. Карбіди Me_3C, що будуть формуватись із такого аустеніту, будуть містити нікель у значній кількості. За даними Е. Гудремона [18], [68], у сплавах заліза, легованих нікелем понад 4 %, відбувається значний гістерезис між перетвореннями під час нагрівання й охолодження.

Під час процесів комплексного легування чавунів вплив кожного із елементів є дуже складним і може відрізнятись від загальновизнаного, а іноді навіть суперечити, адже це залежить від наявності та концентрації інших компо-

нентів сплаву, а також різних термодинамічних чинників. У праці Н. Г. Гиршовича [35] було проведено оцінювання впливу Si, Mn, Ni, Cr, Cu та домішок P і S на положення критичних точок діаграми Fe-C, а також наведено залежності вмісту вуглецю в евтектиці ($C_{c'}$), насиченому аустеніті ($C_{E'}$) й евтектоїді ($C_{s'}$) від вмісту цих елементів та їх вплив на температуру перетворення на евтектоїд ($t_{s'}$), що мають вигляд рівнянь:

$$C_{C'}\,(\text{в }\%) = 4{,}3 - 0{,}3(\text{Si} + \text{P}) - 0{,}4\text{S} + 0{,}03\text{Mn} - 0{,}07\text{Ni} - 0{,}05\text{Cr}; \quad (1.3)$$

$$C_{E'}\,(\text{в }\%) = 2{,}03 - 0{,}11\text{Si} - 0{,}3\text{P} + 0{,}04(\text{Mn} - 1{,}7\text{S}) - 0{,}09\text{Ni} - 0{,}07\text{Cr}; \quad (1.4)$$

$$C_{S'}\,(\text{в }\%) = 0{,}80 - 0{,}11\text{Si} - 0{,}05(\text{Ni} + \text{Cr} + \text{Mn} - 1{,}7\text{S}); \quad (1.5)$$

$$t_{S'}\,(\text{в }^\circ\text{C}) = 723 + 25\text{Si} + 200\text{P} + 8\text{Cr} - 30\text{Ni} - 35(\text{Mn} - 1{,}7\text{S}) - 10\text{Cu}. \quad (1.6)$$

За допомогою рівняння (1.3) можна визначати ступінь евтектичності чавуну як відношення концентрації вуглецю у сплаві до вмісту вуглецю в евтектиці. Це дає змогу запобігати утворенню великих заевтектичних карбідів, що негативно впливають на зносостійкість виробів із цих сплавів [64]. Різниця рівнянь (1.4) і (1.5) дає можливість визначити кількість вуглецю, що утворює вторинні карбіди у металевій основі після нормалізації або гомогенізуючого відпалу.

За неповного гартування чавунів вміст вуглецю, що розчиняється в аустеніті, буде приблизно дорівнювати концентрації $C_{s'}$ в евтектоїді. Аналіз рівняння (1.5) засвідчив, що за значного вмісту Cr, Mn та Ni параметр $C_{S'}$ має негативні значення, що свідчить про те, що в цих сплавах не утворюється евтектоїд, а розчинність вуглецю в металевій основі практично дорівнює нулю. Тобто весь вуглець буде знаходитись у карбідній фазі. Рівняння (1.6) дає змогу ви-

значити температуру високого відпуску або відпалу, що виключає виділення вторинних карбідів під час охолодження.

Як зазначалося вище, фазовий склад металевої основи має велике значення для визначення зносостійких та корозійних властивостей чавунів. Для хромонікелевих сталей у литому стані під час комплексного легування елементами, що сприяють утворенню аустеніту та фериту, його можна визначити за допомогою діаграми Шеффлера (рис. 1.3) [19]. Застосування цієї діаграми для чавунів неможливе тому, що вона не передбачає наявності карбідної фази і побудована за умови, що весь вуглець знаходиться у твердому розчині.

Визначення коефіцієнтів розподілу легувальних елементів, а саме хрому, марганцю, кремнію та нікелю між карбідною фазою та металевою основою в ЗЧХ або отримання функціональних залежностей вмісту цих елементів в основі від вмісту інших елементів дає змогу створити умови для використання діаграми Шеффлера для легованих чавунів.

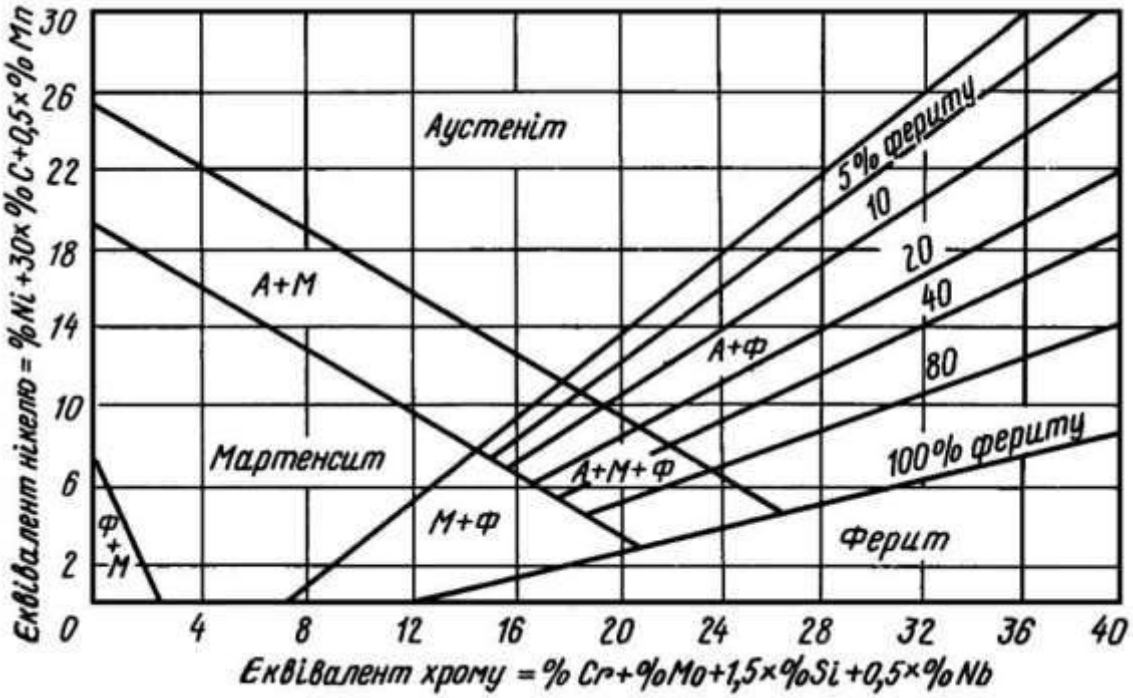


Рисунок 1.3 – Структурна діаграма Шеффлера для литих хромонікелевих сталей [19]

1.2.3 Формування карбідної фази у високохромистих чавунах

Карбідна фаза є важливою складовою структури ЗЧХ, що визначає їхні зносостійкі й експлуатаційні властивості. За своєю природою карбіди є бінарними (хімічними) сполуками Карбону (вуглецю) та карбідоутворювального елемента з різними стехіометричними пропорціями та кристалічними гратками. Особливістю цих сполук є їхня здатність утворювати тверді розчини. Відповідно, у карбідах можлива дифузія (розчинність) вуглецю та інших металів, зміна розчинності елементів залежно від температури, а також утворення пересичених твердих розчинів, що впливатиме на їхні властивості та стехіометричні пропорції елементів. Наприклад [62], розчинення 7 % хрому в карбіді титану збільшує його твердість, а розчинення молібдену в кількості 20…22 % – зменшує.

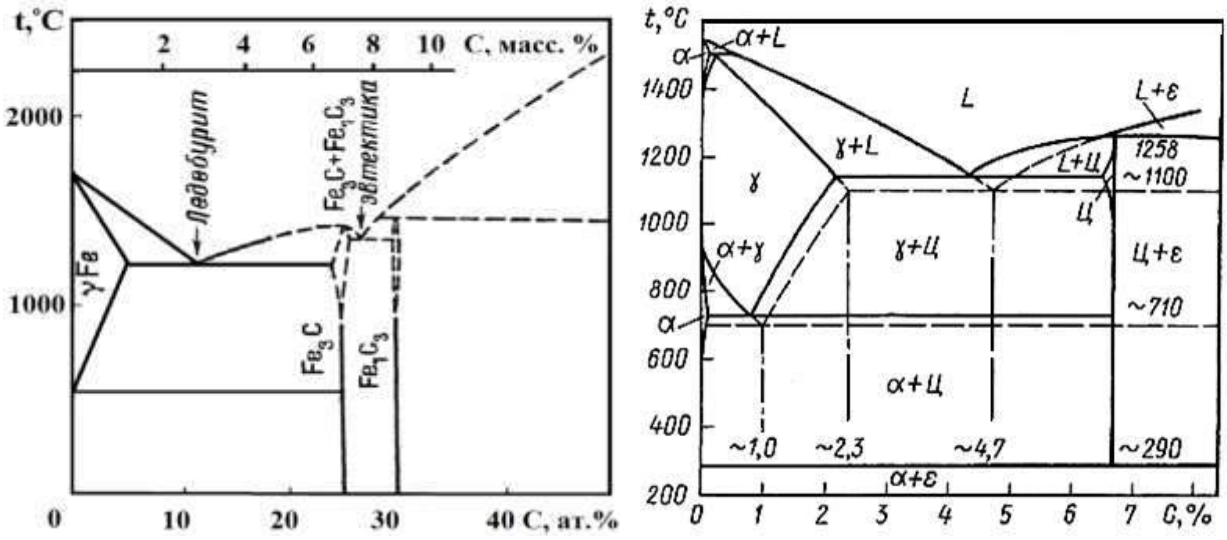
До карбідоутворювальних елементів належать Si, Ni, Fe, Mn, Cr, Mo, V, Nb та Ti, що розташовані у ряду зі збільшенням ступеня карбідоутворювальної здатності [65]. Кремній та нікель не утворюють самостійних карбідів у сплавах на основі заліза, проте вони можуть у значний кількості розчинятись у цементиті, що впливає на перерозподіл цих елементів під час формування рівноважних фаз. Хром і марганець також розчиняються в значній кількості у цементиті. У сплавах на основі заліза залізо розчиняється в карбідах марганцю та хрому [66]. Ізоморфні карбіди розчиняються один в одному.

Утворення карбідів має дифузійний характер, тому на їх склад впливають термокінетичні (швидкість дифузії, ступінь хімічної та структурної спорідненості початкової та кінцевої фази) та термодинамічні фактори (відхилення від рівноваги) [67], що визначаються легувальними елементами та умовами формування структури. Відповідно до цього, хімічний склад, кількість і тип карбідів будуть характерними для конкретного складу чавуну та умов отримання виробів [68].

1.2.3.1 Утворення карбідів у системах Fe-C, Cr-C, Mn-C та Ni-C

Карбідні фази, утворені в системах із двох елементів, є достатньо вивченими [39], [61], [68]–[71], проте постійно уточнюються на основі сучасних досліджень. Система Fe-C є найбільш дослідженою, проте до цього часу немає однозначної думки щодо карбідних фаз, які утворюються в ній у метастабільному стані. В. Юм-Розері [72] стверджує, що в системі Fe-C в умовах рівноваги гексагональний карбід заліза не існує, але в деяких сталях внаслідок фазових перетворень можуть утворюватися гексагональні та ε-карбіди як проміжні фази.

Сучасні дослідження в різних галузях підтверджують існування карбідів заліза: $Fe_{23}C_6$, Fe_7C_3, Fe_5C_2 та Fe_3C_2 [71]–[82]. Результати деяких з них відрізняються від сталих уявлень. Дослідження вуглецевої сталі [83] виявили, що під час збільшення температури до 600 °C вміст вуглецю у цементиті зменшується, хоча параметри орторомбічної гратки зберігаються, незважаючи на теплове розширення. Отже, цементит є фазою із певною гомогенністю. Автори [81] та [82] досліджували: структуру, властивості та умови утворення карбідної фази γ-$Fe_{23}C_6$. Було встановлено, що хром розчиняється у цій фазі у значний кількості. Для утворення цього карбіду у сталях і чавунах потрібно забезпечити повільне охолодження. У дослідженнях А. О. Жукова [73] наведено дані щодо системи Fe-C, у якій утворюється евтектика Fe_3C-Fe_7C_3 із карбідом Fe_7C_3, що має гратку, подібну до карбіду Cr_7C_3 (рис. 1.4 а). Результати термодинамічного аналізу діаграм Fe-C та Fe-C-Cr, проведеного Г. І. Сільманом [84], свідчать про існування карбіду Fe_7C_3 (ε-фази) у складі евтектики, що утворювалась у чавунах із вмістом вуглецю понад 6,67 % (рис. 1.4 б). Під час евтектичної кристалізації цементит утворює ледебуритну структуру у вигляді жорсткого каркасу. Н. Г. Гиршович [35] наводить дані щодо утворення карбідних фаз у чавунах, що відрізняються від цементиту, а саме ε-фази.



а б

а – діаграма Fe-C, за даними А. О. Жукова [73];

б – діаграма Fe-C, за розрахунками Г. І. Сільмана [84]

Рисунок 1.4 – Діаграми Fe-C, за даними А. О. Жукова та Г. І. Сільмана

Під час легування чавунів кремнієм утворюється карбід заліза Fe_3C, у якому вуглець може частково заміщуватися кремнієм. Це зумовлено тим, що в системі Fe-Si [52] утворюються сполуки Fe_2Si, Fe_5Si_3 тощо. Якщо вміст кремнію у сплаві не перевищує 10 %, то він розчиняється у залізі з утворенням твердого розчину. У γ- Fe розчинність кремнію становить 3,19 % (ат.), а це дає підстави вважати, що кремній частково заміщує атоми заліза в його карбідах. Таким чином, кремній у карбідах заліза може одночасно заміщувати як вуглець, так і залізо. У виробництві низьковуглецевих феросплавів кремній використовується як замінник вуглецю, що утворює сполуки із металами, подібними до карбідів [85].

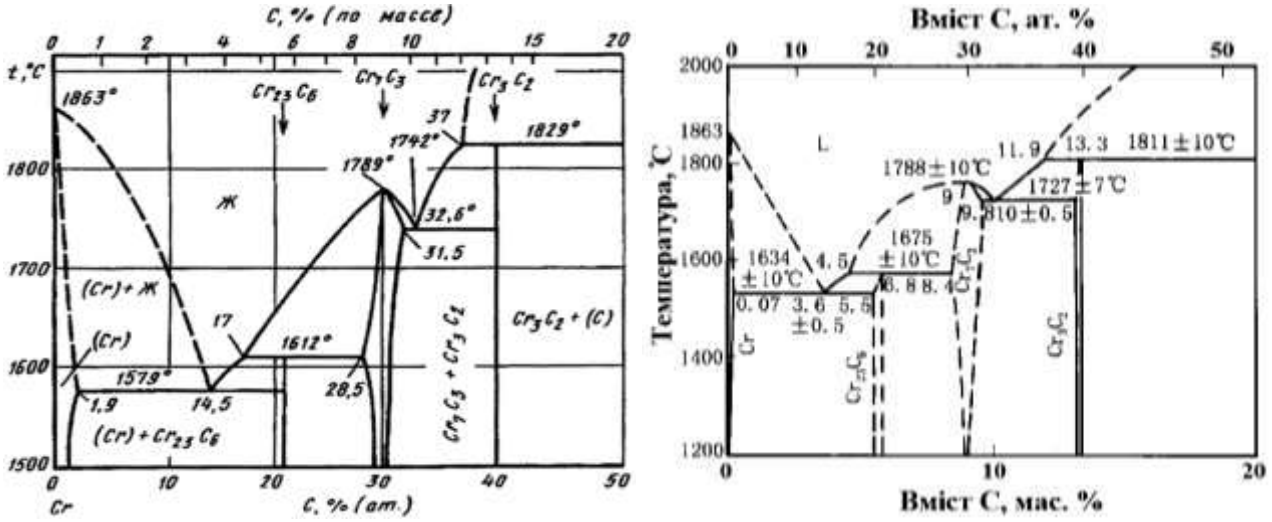
У разі додавання до чавуну хрому, марганцю чи інших елементів утворюється легований цементит: $(Fe,Mn)_3C$, $(Fe,Cr)_3C$, $(Fe,Mn,Cr)_3C$ тощо [86]. У карбіді Fe_3C розчиняється близько 18 ат. % Cr, що дорівнюють 21,18 мас. %; це стабілізує його та знижує енергію утворення до від'ємних величин [18]. Автори праці [74] стверджують, що хром розчиняється в цементиті до 18 % (ат.). Велика розчинність хрому в цементиті може бути пояснена існуванням ізоморфного

карбіду Cr_3C [87], [88]. За даними Г. І. Сільмана [61], у карбіді Fe_3C розчиняється до 30 % Mn, а в карбіді Fe_7C_3 – до 37,5 % залежно від температури. У системі Fe-Ni-C у карбіді Fe_3C може розчинятись значна кількість карбіду Ni_3C [88]. Карбід Fe_3C має низьку хімічну стійкість. Він розчиняється у воді за температури понад 150 °С та в розбавлених мінеральних кислотах за температури 80 °С і вище [62]. Твердість карбіду Fe_3C становить 600…800 HV_{50} [89], після розчинення в ньому хрому твердість збільшується до 1100 HV [7], [36], [90], [91].

У дослідженнях Ф. А. Шанка [71] наведено дані щодо існування карбіду Fe_7C_3 із граткою, подібною до Cr_7C_3, та карбіду Fe_3C_2, ізоморфного до Mn_3C_2. Про існування цих карбідів заліза свідчить велика розчинність заліза у карбідах хрому та марганцю, ізоморфних до цих карбідів. Відомо, що в карбіді Cr_7C_3 розчиняється 30 – 55 % Fe, а в $Cr_{23}C_6$ – до 35 % Fe [34], [36], [75], [92], [93]. Заміщення атомів хрому на атоми заліза в карбіді Cr_3C_2 відбувається в незначній кількості [91].

Авторами [78] встановлено умови формування різних карбідів заліза в процесі механічного сплавлення в системі $Fe(100 - x)C(x)$ до 32 % С (ат.). В умовах дослідження за низьких концентрацій вуглецю відбувалося утворення аморфної фази, за вмісту 20…25 % С (ат.) – карбіду Fe_3C, а в разі подальшого збільшення вуглецю – карбіду Fe_7C_3. Аналіз різних карбідів заліза, проведений авторами праці [94], довів, що Fe_7C_3 має найбільш стабільну структуру (просторова група $P6_3mc$) за атмосферного та надвисокого тиску.

У системи Cr-C (рис. 1.5) утворюються карбіди $Cr_{23}C_6$ (кубічний із 5,68 % С), Cr_7C_3 (орторомбічний із 9,0 % С) та Cr_3C_2 (ромбічний із 13,34 % С) [70], [74], [88], [92], [93], [96]–[98]. Швидке охолодження сприяє утворенню карбідів Cr_3C (ромбічний із 7,15 % С) та Cr_7C_3, а повільне $Cr_{23}C_6$ [62], [87].



а б

а – діаграма Cr-C, за даними Н. П. Лякишева [70];

б – діаграма Cr-C, за даними Z. Jian [98]

Рисунок 1.5 – Діаграма системи Cr-C

Дослідження [99] підтверджують існування карбідів Cr_5C_2 як проміжної форми в процесі переходу карбідів від кубічної структури до більш складної. Проте існування карбідів Cr_3C та Cr_5C_2 не відображено на існуючих діаграмах Cr-C (див. рис. 1.5). Результат аналізу карбідів у системі Cr-C (див. рис. 1.5) засвідчує, що вуглець має певну розчинність у карбідах хрому, що залежить від типу карбіду й температури. Розчинність вуглецю в карбіді Cr_7C_3 змінюється від 8,4 до 9,8 % за високих температур (див. рис. 1.5 б). Тобто спочатку формуються карбіди із меншою кількістю атомів у гратці, що значно зменшує вільну енергію системи з урахуванням кінетичних факторів та розміру потрібної хімічної флуктуації вуглецю чи карбідоутворювального елемента. Багато дослідників вважають, що кількість атомів в елементарній гратці карбідів дорівнює чотирьом хімічним формулам, а саме: у Cr_3C із 16 атомів; у Cr_3C_2 – 20; у Cr_7C_3 – 40 та $Cr_{23}C_6$ – 116 [69], [87], [95], [99]. За даними [100], гратка Cr_7C_3 складається із 80 атомів. Температура плавлення карбідів зростає при збільшенні в них вмісту вуглецю $Cr_{23}C_6$ (1520 °C), Cr_7C_3 (1780 °C), Cr_3C_2 (1895 °C) [64], [95], [98]. Карбіди хрому мають високу корозійну стійкість до дії розчинів кис-

лот та луги, що збільшується в ряду $Cr_{23}C_6$ – Cr_7C_3 – Cr_3C_2, а до впливу окислювального середовища, навпаки, зменшується [63], [97]. Твердість карбідів, за даними [36], [91], [101], становить: $Cr_{23}C_6$ – 1225…2280 HV_{50}, Cr_7C_3 – 1336…2200 HV_{50}, а Cr_3C_2 – 1350…2280 HV_{50}.

У системі Mn–C (рис. 1.6) марганець має чотири поліморфні форми і утворює найбільшу кількість різних типів карбідів, а саме $Mn_{23}C_6$ (5,39 % C), Mn_3C (6,79 % C), Mn_5C_2 (8,04 % C) та Mn_7C_3 (8,57 % C) тощо [63], [69], [70].

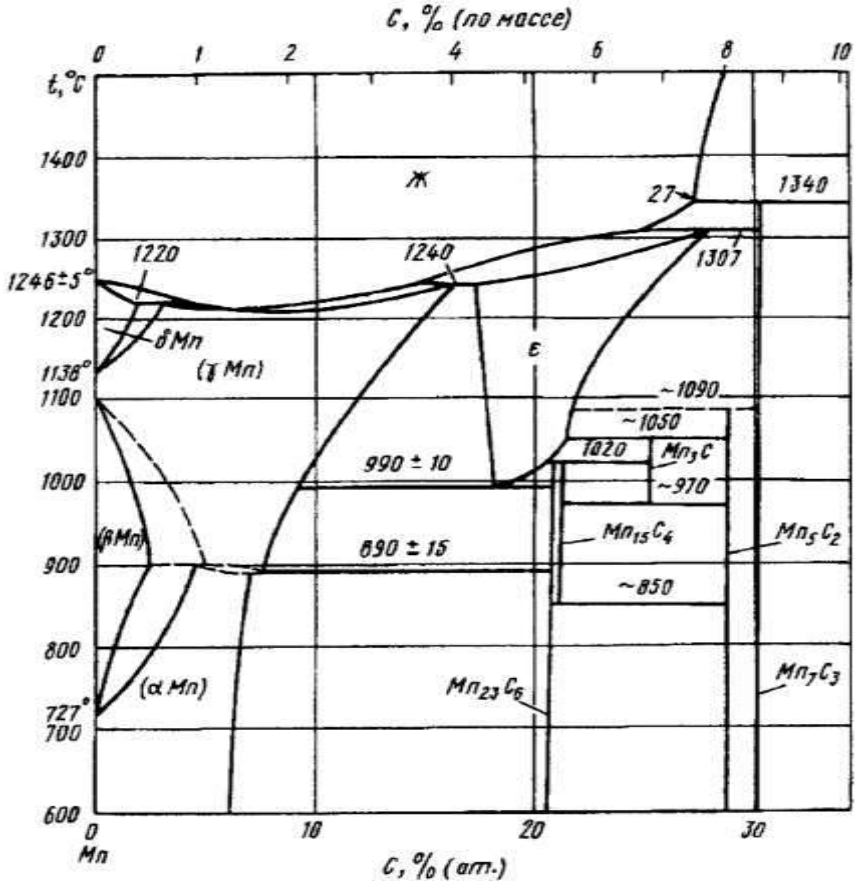


Рисунок 1.6 – Діаграма системи Mn–C, за даними Н. П. Лякишева [70]

Карбід Mn_3C – поліморфний та існує у двох модифікаціях α-Mn_3C і β-Mn_3C, із яких лише α-Mn_3C ізоморфна до цементиту. Карбіди Mn_3C та Mn_7C_3 необмежено розчиняються один в одному, водночас Mn_3C не розчиняє $Mn_{23}C_6$ [63]. Карбід $Mn_{23}C_6$ ізоморфний до $Cr_{23}C_6$, а Mn_7C_3 ізоморфний до Cr_7C_3. Як відомо, ізоморфні карбіди утворюють безперервні тверді розчини [63], [88]. Існуюча велика взаємна розчинність Fe, Mn та Cr в однотипних (ізо-

морфних) карбідах пояснюється близькістю параметрів їхніх кристалічних ґраток (табл. 1.1) та незначними відмінностями в атомних розмірах цих елементів. Карбідоутворювальні елементи з меншою атомною вагою збільшують масовий вміст вуглецю в карбіді, а з більшою, відповідно, зменшують. Карбіди марганцю мають низьку корозійну стійкість. Так, Mn_3C розкладається у воді та розбавлених мінеральних кислотах [63].

Таблиця 1.1 – Деякі параметри карбідів Fe, Mn та Cr [63], [76], [81], [87], [91], [97]

Тип карбіду		$M_{23}C_6$			M_3C			M_7C_3			M_3C_2		
		Fe	Mn	Cr	Fe	Mn	Cr	Fe	Mn	Cr	Fe	Mn	Cr
Вміст С, мас.%		5,31	5,4	5,68	6,67	6,77	7,15	8,44	8,57	9,0	12,54	12,72	13,34
Тип гратки		Кубічна			Орторомбічна			Орторомбічна			Ромбічна		
Параметри гратки, nm	a	10,64	10,61	10,66	4,52	4,53	4,51	4,54	4,55	4,53			5,53
	b				5,09	5,08	5,19	6,89	6,96	7,01			2,83
	c				6,74	6,77	6,65	11,91	11,98	12,14			11,47

У процесі виробництва марганцевих феросплавів утворюються сполуки сілікокарбідів марганцю різноманітного складу ($Mn_5Si_3C_x$) та безперервний ряд твердих розчинів на основі $(Mn_{1-X}, Fe_X)_8Si_2C$, у яких кремній частково заміщує як марганець, так і вуглець, а залізо – марганець [102]. За даними [18], [70], [103], [104], карбіди Cr_7C_3, Mn_7C_3, Fe_7C_3 мають гексагональну кристалічну гратку з близькими параметрами.

Під час утворення твердих розчинів заміщення атомів карбідоутворювальних елементів не супроводжується зміною типу карбіду та його стехіометрії, проте змінюється масове співвідношення елементів, а відповідно, і масовий вміст вуглецю у цих карбідах. Подібні зміни відбуваються у випадку розчинності однотипних карбідів $Me^1{}_3C$ та $Me^2{}_3C$. Стехіометричні зміни у карбідах відбуваються у випадку утворення великої кількості дефектів кристалічної струк-

тури, утворення твердих розчинів проникнення або вилучення, а також у випадку взаємної розчинності карбідів із різними кристалічними гратками, наприклад Me_3C та Me_7C_3.

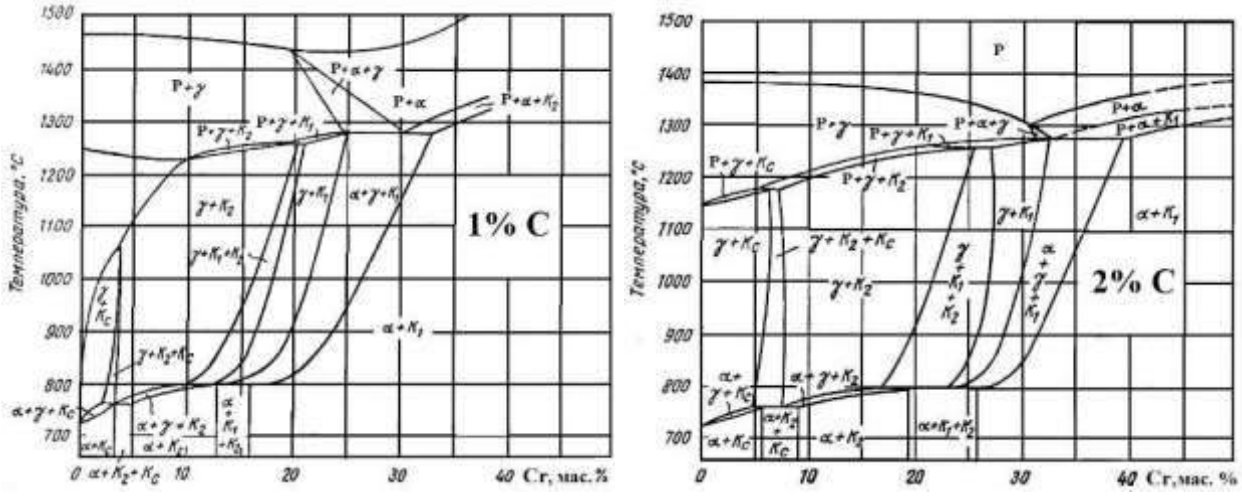
Аналіз двофазних систем Fe-C, C-C та Mn-C засвідчив, що в цих системах утворюються однотипні карбіди, які ізоморфні один до одного. Розчинення атомів заміщення в ізоморфних карбідах призводить до зміни параметрів їх кристалічної гратки, що може зумовити виникнення напружень у кристалічній гратці та змінити властивості карбідів. Заміщення в карбідах карбідоутворювальних атомів призводить до зміни масового співвідношення елементів.

1.2.3.2 Утворення карбідів у системах Fe-C-Cr, Fe-C-Mn та інших

У системі Fe-C-Cr існують поліморфні перетворення заліза, три перитектичних перетворення карбідів у рідкому стані та два перитектоїдних у твердому (рис. 1.7 та рис. 1.8) [18], [68]. Поліморфні перетворення Fe викликають зміну розчинності елементів у металевій основі. Відповідно, під час охолодження після затвердіння чи нагріву в ході ТО відбувається зміна розчинності вуглецю та хрому у твердих розчинах γ-(Fe,Cr) та α-(Fe,Cr), що впливає на процеси утворення та розчинення карбідів і викликає зміни в їх хімічному складі, а це призводить до трансформації одного типу карбіду в інший.

Збільшення вмісту Cr призводить до перетворення цементиту ($К_С$) у карбід Me_7C_3 ($К_2$), а потім – у $Me_{23}C_6$ ($К_1$). Під час нагріву карбіди $К_С$ та $К_1$ трансформуються у карбіди $К_2$. (див. рис. 1.7).

Збільшення вмісту вуглецю (див. рис. 1.8) призводить до перетворення карбідів за схемою: $К_1$ (5,68 %C) → $К_2$ (9,0 %C) → $К_С$ (6,67 %C). Відомо, що під час ізотермічної витримки в процесі отримання ковкого чавуну чи графітизованої сталі цементит перетворюється на графіт [105]–[107].

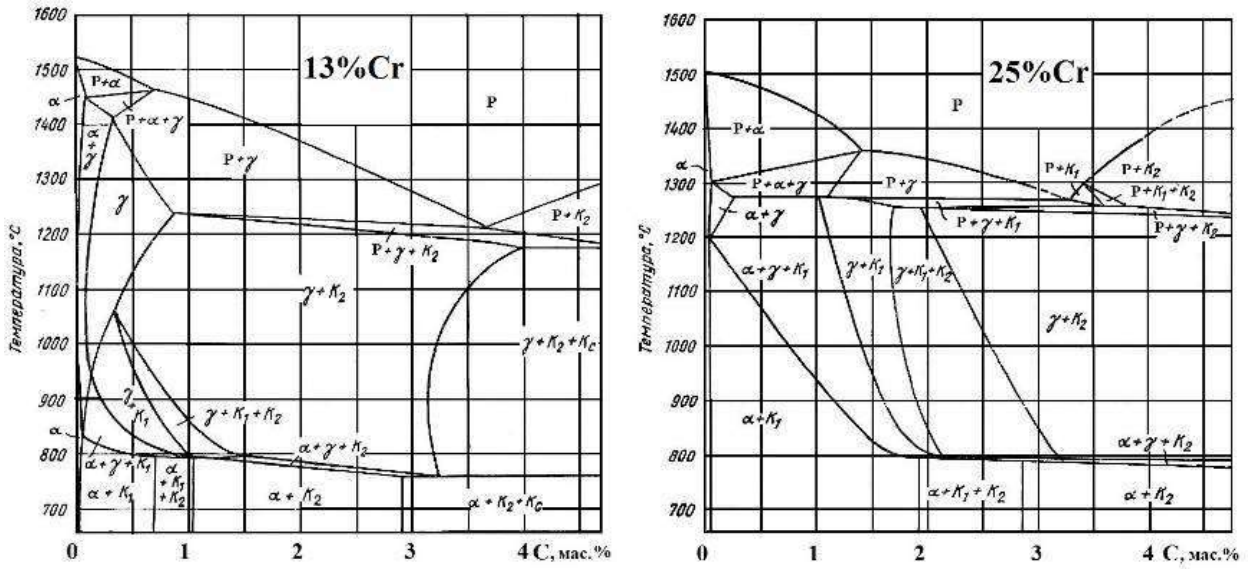


а б

а – діаграма Fe-C-Cr із вмістом 1 %С;

б – діаграма Fe-C-Cr із вмістом 2 %С

Рисунок 1.7 – Діаграми Fe-C-Cr із різним вмістом вуглецю [68]



а б

а – діаграма із вмістом 13 % Cr;

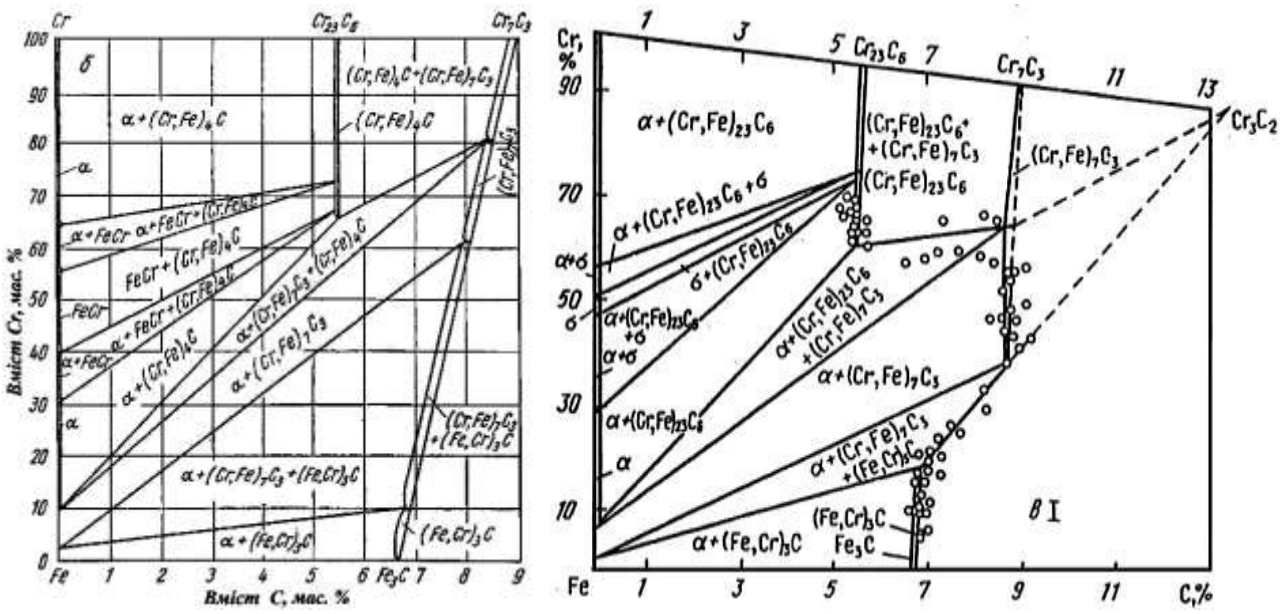
б – діаграма із вмістом 25 % Cr

Рисунок 1.8 – Діаграми Fe-C-Cr із різним вмістом хрому [68]

Відтак, така послідовність змін можлива лише за умови утворення термодинамічно дуже нестабільного цементиту, легованого хромом, що під час ТО

має перетворитися на карбідну фазу із більшим вмістом вуглецю M_7C_3, M_3C_2 або графіт. На діаграмі Fe-C-Cr із вмістом 13 % Cr та вуглецем понад 3,3 % (див. рис. 1.8 а) за температури вище ніж 750 °C видно, що карбіди K_2 та K_C існують одночасно.

Авторами праці [34] під час дослідження формування евтектик у системи Fe-C-Cr було встановлено, що за вмісту хрому понад 12 % ледебурит повністю заміщується карбідною евтектикою із карбідами Me_7C_3. Отже, у чавунах із 12 % хрому мають утворюватися фази із вмістом вуглецю більшим, ніж у цементиті, що не відображається на діаграмах. Вигляд діаграми Fe-C-Cr (рис. 1.9) змінювався відповідно до розвитку уявлень про утворення карбідних фаз у цій системі. Так, діаграма Fe-C-Cr, наведена W. Tofaute, C. Küttner, A. Bättinghaus [21] (див. рис. 1.9 а), відрізняється від діаграми, розробленої Th. Heczko, W. Dannohl [18] (див. рис. 1.9 б).



а б

а – діаграма Fe-C-Cr, за W. Tofaute, C. Küttner, A. Bättinghaus [21];

б – діаграма Fe-C-Cr, за Th. Heczko, W. Dannohl [18]

Рисунок 1.9 – Діаграми системи Fe-C-Cr при 20 °C

У хромистих чавунах тип карбіду визначається співвідношенням Cr/C [36]. При Cr/C < 3 формуються карбіди $(Fe, Cr)_3C$ – легований цементит, при збільшенні вмісту хрому 3 < Cr/C < 10 утворюються тригональні карбіди $(Cr,Fe)_7C_3$, за умови подальшого збільшення вмісту хрому або зменшення вмісту вуглецю Cr/C > 10 існують карбіди $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Аналіз діаграм Fe-C-Cr (див. рис. 1.7–1.9) та сучасні дослідження залізовуглецевих сплавів, легованих хромом, свідчать про те, що ці співвідношення не завжди збігаються із типом карбіду, що фактично утворюється. Дотепер на діаграмі Fe-C-Cr (див. рис. 1.9 б) не відображені всі існуючі карбідні фази. У праці [108] зазначено, що під час дослідження реплік, отриманих із зернистого бейніту сталі 24Х2НАч, було виявлено карбіди $(Fe, Cr)_{23}C_6$ округлої форми, що становили основну карбідну фазу. Ці карбіди існують, але вони не відображені на діаграмі Fe-C-Cr (див. рис. 1.9 б).

Авторами [34] зафіксовано, що в чавунах із вмістом понад 9,5 % хрому одночасно існували карбіди $(Fe, Cr)_3C$ (цементит) та $(Cr, Fe)_7C_3$. Е. Гудремон [18] виявив, що у хромистих сталях утворювались карбідні фази, що містили 24 % хрому. У свою чергу, Н. Г. Гиршович [35] наводить дані щодо розчинності в карбіді $Cr_{23}C_6$ 80 % заліза. М. Л. Бернштейном [68] показано, що карбіди $(Fe_4,Cr_3)_7C_3$ перебували в рівновазі із твердим розчином 0,75 % Cr у α-Fe.

За розрахунками енергії утворення різних карбідів, що підтверджені експериментальними вимірюваннями [109], у системі Fe-C-Cr утворюються карбіди $(Fe, Cr)_3C$, $(Cr, Fe)_3C_2$, $(Cr, Fe)_7C_3$ та $(Cr, Fe)_4C$ з максимальною розчинністю хрому у двох останніх 55 та 25 % відповідно. Таким чином, виникає термінологічна невідповідність, що спотворює уявлення про карбідні фази, які утворюються в системі Fe-C-Cr. На цей час не існує єдиної думки щодо утворення карбідних фаз у системі Fe-C-Cr. Деякі дослідники не визнають утворення карбіду Fe_7C_3 у сплавах заліза із вуглецем, проте існує безліч карбідів, чий хімічний склад не відповідає існуючим уявленням, тому їх неможливо ідентифікувати.

За даними [34], у чавуні із 12 % Cr одночасно існують фази: аустеніт, що містить 7 % Cr; цементит із вмістом 18 % Cr та хромистий карбід, у складі якого вміст хрому становив 24 %. Максимальна розчинність хрому в цементиті становить 18 ат. % [87], що відповідає 21,18 мас. %, тому карбіди, які містили 24 мас. % хрому, не можуть бути ані цементитом, ані карбідом хрому. Для ідентифікації карбідної фази на основі хрому його вміст у металевій складовій має бути більшим за 50 ат. %. Отже, ця фаза може бути ідентифікована як карбід на основі заліза, у якому хром може розчинятись у кількостях більших, ніж у цементиті.

М. А. Коняєвою та Н. І. Медведевою [87] були проведені дослідження впливу домішок хрому на електронну структуру та стабільність бінарних карбідів Fe_3C та Fe_7C_3 при заміщенні атомів заліза на атоми хрому в інтервалі величин x від 0 до 1 для обох систем з метою визначення концентраційних залежностей властивостей за поступового заміщення на хром у послідовностях: $Fe_3C \rightarrow (Fe,Cr)_3C \rightarrow Cr_3C$ та $Fe_7C \rightarrow (Fe,Cr)_7C \rightarrow Cr_7C$. Розрахунки у змінах енергії утворення $Fe_{3(1-x)}Cr_{3x}C$ та $Fe_{7(1-x)}Cr_{7x}C_3$ наведено на рис. 1.10.

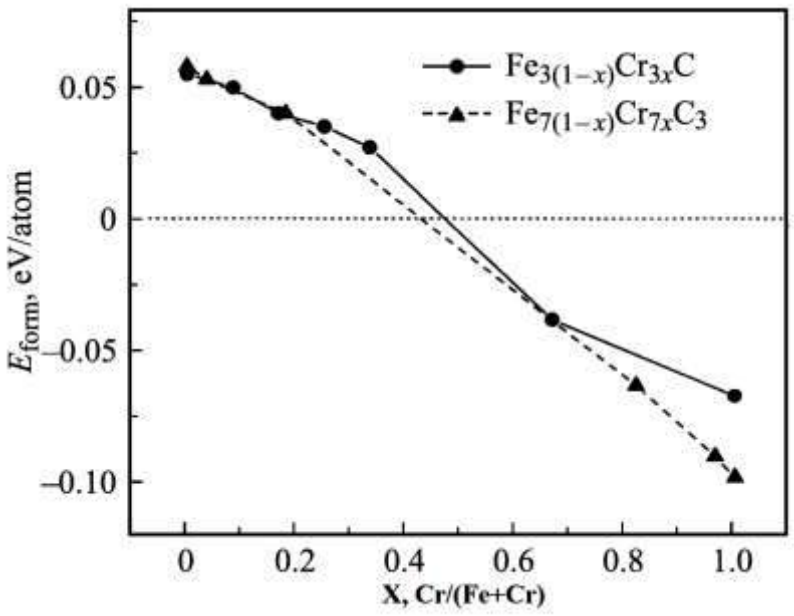


Рисунок 1.10 – Залежність зміни вільної енергії утворення від вмісту хрому в карбідних системах $Fe_{3(1-x)}Cr_{3x}C$ та $Fe_{7(1-x)}Cr_{7x}C_3$ [87]

За даними досліджень [87], збільшення вмісту хрому у карбідах заліза стабілізує їх та понижує енергію утворення до від'ємних величин (див. рис. 1.10). Енергії утворення Fe_3C та Fe_7C_3 є позитивними і майже однаковими. За вмісту хрому понад 20 % утворення карбіду $(Fe,Cr)_7C_3$ є більш енергетично вигідним, ніж цементиту, легованого хромом, що пояснює трансформацію:

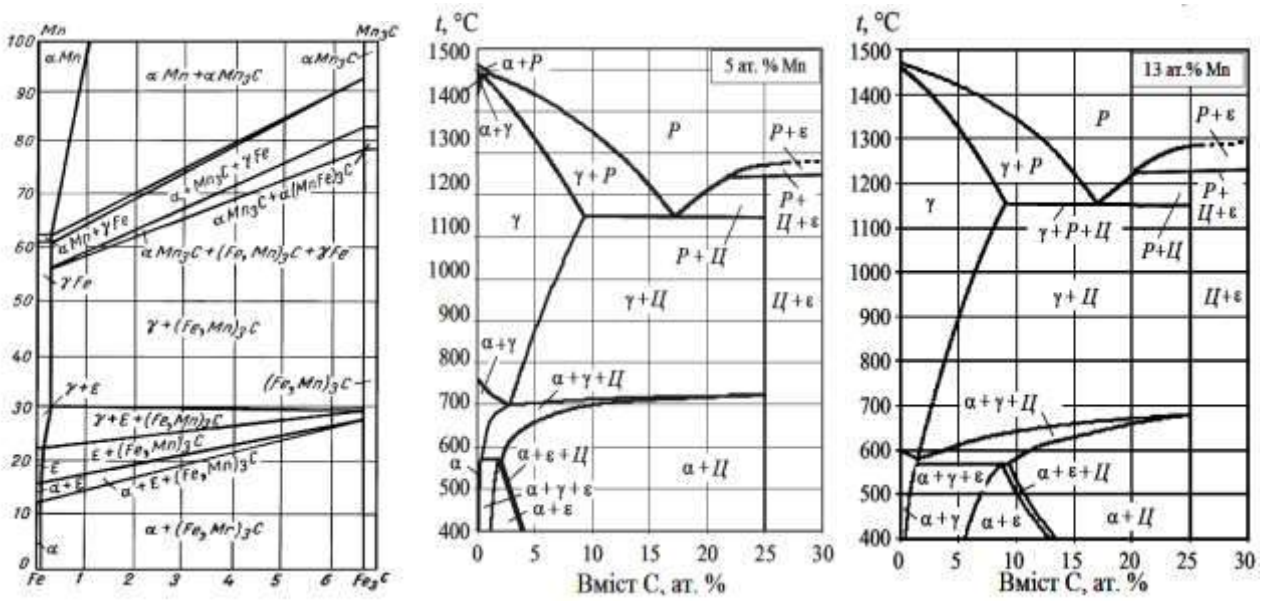
$$(Fe,Cr)_3C \rightarrow (Cr,Fe)_7C_3 \rightarrow Cr_7C_3. \quad (1.7)$$

Трансформація $(Fe,Cr)_3C \rightarrow (Cr,Fe)_7C_3$ передбачає значну зміну концентрації хрому в карбіді з 20 % до 50 %. Для такої трансформації потрібна велика концентрація хрому в металевій основі та значний час витримки під час термічної обробки. Аналіз даних, наведених у [87], дає змогу зробити висновок, що трансформація карбідів заліза в карбіди хрому має відбуватися з урахуванням утворення карбіду $(Fe,Cr)_7C_3$, а саме:

$$(Fe,Cr)_3C \rightarrow (Fe,Cr)_7C_3 \rightarrow (Cr,Fe)_7C_3 \rightarrow Cr_7C_3. \quad (1.8)$$

Ці невідповідності пояснюються тим, що на час проведення зазначених досліджень були відсутні дані щодо карбідів заліза $Fe_{23}C_6$, Fe_7C_3 та Fe_3C_2, а більша частина досліджень метастабільних діаграм проводилась після відпалу за 1000 °С і більше, а це приводило до певної стабілізації системи із підвищенням вмісту хрому в карбідах. Крім того, всі дослідження (металографічне травлення та ідентифікація фаз) проводились при 20 °С, і, відповідно, не враховувалося те, що під час охолодження у межах 800…700 °С (див. рис. 1.7–1.8) також відбувалися процеси трансформації карбідних фаз та відповідний перерозподіл елементів. На існування цієї проблеми звертають уваги автори [76], [110]–[113], які досліджували фазові та структурні перетворення у сплавах на основі заліза в системі Fe-C-Cr.

Система Fe-C-Mn (рис. 1.11–1.12) є більш складною порівняно із системою Fe-C-Cr через значну кількість поліморфних перетворень марганцю та заліза, а також через формування різноманітних карбідів, тип яких залежить від температури та поліморфних перетворень зі зміною хімічного складу [56], [68], [114]–[117].



а б в

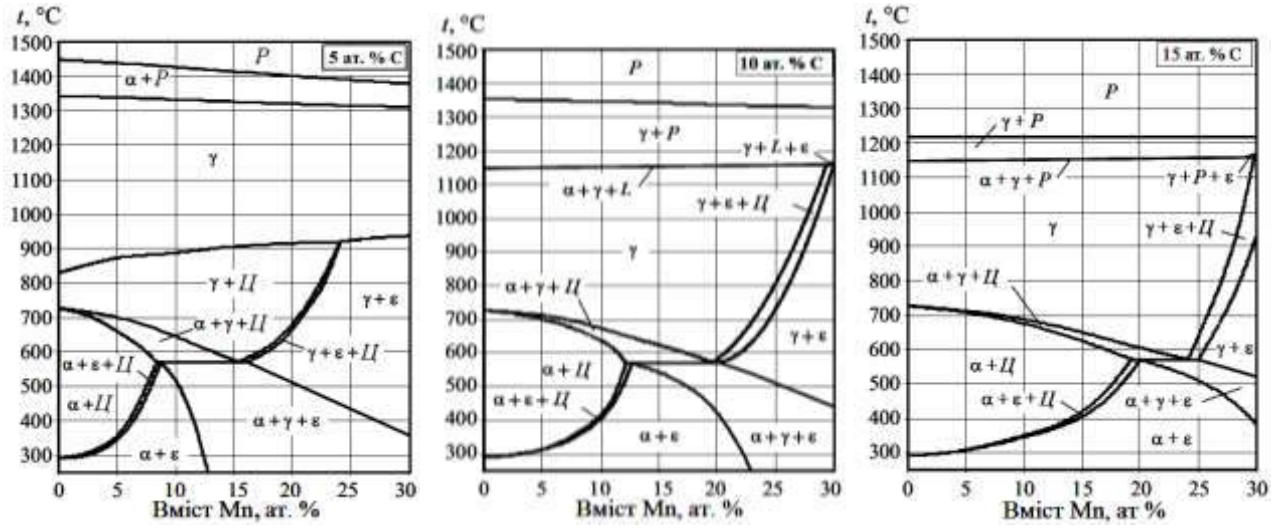
а – діаграми Fe-Mn – Fe_3C-Mn_3C, за даними І. Є. Конторовича [116];

б – діаграми Fe-C-Mn, за даними Г. І. Сільмана з 5 ат.% Mn [115];

в – діаграми Fe-C-Mn, за даними Г. І. Сільмана з 13 ат.% Mn [115]

Рисунок 1.11 – Діаграми системи Fe-C-Mn при 20 °C

На підставі аналізу діаграм Fe-C-Mn при 20 °C (див. рис. 1.11) є можливість прогнозувати структуру та фази, що утворюються в системі Fe-C-Mn. У цій системі, у дослідженому інтервалі вмісту марганцю та вуглецю, карбідна фаза представлена карбідами заліза та марганцю (M_3C, M_7C_3), у яких ці метали розчиняються у значній кількості із утворенням безперервного твердого розчину на основі карбідів одного типу відповідно до коефіцієнта розподілу елементів.



а б в

а – 5 ат. % С (1,12 мас. %);

б – 10 ат. % С (2,33 мас. %);

в – 15 ат. % С (3,64 мас. %)

Рисунок 1.12 – Діаграми Fe-C-Mn із різним вмістом С при 20 °С [115]

Тверді розчини карбідів є системами, у яких відбувається поступове заміщення одного карбідоутворювального елемента на інший відповідно до зміни кількості елемента в системі. Ці зміни відбуваються за постійності типу кристалічної гратки та мають вигляд:

$$Fe_3C \rightarrow (Fe, Mn)_3C \rightarrow (Mn, Fe)_3C \rightarrow Mn_3C. \quad (1.9)$$

У системі Fe-C-Cr-Mn за малих концентрацій хрому та марганцю утворюється легований цементит, а при збільшенні вмісту цих металів формуються відповідні карбіди, у яких залізо розчиняється у кількості, що визначається термодинамічними та термокінетичними факторами. У сплавах складного хімічного складу карбідна фаза формується у вигляді карбідів різноманітного типу: $(Fe, Cr, Mn)_3C$, $(Fe, Cr, Mn)_7C_3$, $(Fe, Cr, Mn)_{23}C_6$, $(Fe, Cr)_7(C, Si)_3$, $Cr_5Si_3C_x$ тощо відповідно до коефіцієнтів розподілу карбідоутворювальних елементів, вуглецю та кремнію [118]–[126].

1.3 Особливості термічної обробки високохромистих чавунів

Одним із активних факторів, що впливають на структуру та властивості чавуну у твердому стані, є термічна обробка [17], [116], [127]–[130]. Відповідно до цього, існує два основних процеси ТО – із поліморфними перетвореннями або без них. У свою чергу, процес із поліморфними перетвореннями поділяється на два види перетворення аустеніту: дифузійний (розпад на ферит та карбідну фазу) та бездифузійний (утворення мартенситу) [131].

Термічна обробка передбачає три основних етапи: нагрівання, витримка за температури нагріву та охолодження. Головною метою ТО є зміна енергетичного стану окремих фаз або всієї системи, що відбувається залежно від швидкості перебігу окремих етапів процесу. Відповідно до цього, ТО поділяють на два види: ту, що стабілізує фази та сприяє зменшенню вільної енергії системи, і ту, що збільшує її метастабільність.

До першого виду належать: графітизація, рекристалізація, сфероїдизація, старіння, гомогенізація, розпад аустеніту та його проміжних продуктів. Для виконання цих процесів застосовують різноманітні відпали та відпуски. До другого виду належать: різні види гартування (із поліморфним перетворенням та без нього), що поділяють за температурою нагріву та швидкістю охолодження. Основною метою цих процесів є фіксація системи у стані, що утворився під час нагрівання.

Сучасні технологічні процеси передбачають поєднання різних видів ТО (гартування із різними відпусками). Вибір параметрів режиму визначається метою ТО та температурою фазових перетворень у конкретному сплаві. Під час термічної обробки у чавунах відбуваються процеси: поліморфного перетворення заліза, що формує металеву основу та карбідів (карбідні трансформації із зміною типу решітки), зміни розчинності вуглецю та легувальних елементів в основі та карбідах, утворення нових фаз та перерозподіл елементів між ними

тощо. На відміну від сталей, під час термічного впливу на чавуни частина карбідної фази (евтектична та заевтектична складова) не розчиняється в металевій основі, тому переважно відбувається формування металевої основи та стабілізація фаз. Слід зауважити, що ці процеси в чавунах із перерозподілом елементів у більшості випадків не мають зворотної дії. Під час проведення ТО слід враховувати наявність гістерезису температури поліморфного перетворення. Зворотне перетворення під час охолодження може відбуватись за більш низьких температур або взагалі не відбуватись.

Стандартом [30] передбачається декілька видів ТО високохромистого чавуну, а саме:

- нормалізація від 1050…1100 °С із витримкою – 1…2 год та охолодження на повітрі для підвищення твердості чавунів;

- гомогенізація при 980…1040 °С із витримкою – 4…6 год та охолодження на повітрі для зниження твердості та підвищення пластичності (характерно для високохромистих, марганцевих та нікелевих чавунів за винятком марок ЧН4Х2 і ЧГ7Х4);

- відпал або високий відпуск при 690…750 °С із витримкою 6…12 год та подальшим охолодженням із піччю для покращення оброблюваності високолегованих чавунів.

Рекомендаціями цього стандарту не враховані сучасні системи легування, що інколи призводить до протилежних наслідків. Так, після відпуску при 560…580 °С із витримкою 2 год у чавуні ЧХ28Н2 показники міцності ($\sigma_и$) не зменшились, а навіть збільшились із 590 до 650 МПа; так само у чавуні ЧХ12М після відпалу і гартуванні на повітрі (нормалізації) від 930 °С та відпуском при 200…230 °С із витримкою 2 год твердість чавуну не зменшилась, а збільшилась із 48…53 до 60…64 HRC [6].

Впливу ТО на структуру та властивості високолегованих чавунів зумовлений тим, що легувальні елементи змінюють температуру поліморфних перетворень та кінетику процесу охолодження [6], [35], [43], [132]. Так, легування

хромом змінює тип карбідної фази, що з'являється на початку розпаду аустеніту, зокрема, під час охолодження в інтервалі 770…700 °С у сталі із 0,47 % С та 16 % Cr розпад починається з утворення кубічного карбіду $(Cr,Fe)_{23}C_6$, що містить близько 60 % Cr, а в сталі з 0,3…0,4 % С та 4…8 % Cr – з утворення тригонального карбіду $(Fe,Cr)_7C_3$ [133].

Температура початку розпаду аустеніту впливає на швидкість дифузійних процесів, тому за значного переохолодження можуть утворюватися метастабільні карбідні фази, максимально близькі за структурою та хімічним складом до початкової фази [133], тобто аустеніту. У свою чергу, процес утворення карбідів має дифузійний характер, швидкість дифузії вуглецю та хрому може визначати тип карбідної фази. Для утворення карбіду $(Cr, Fe)_{23}C_6$ із елементарною решіткою, що містить 116 атоми, потрібна флуктуація вуглецю на рівні 5,6 % та хрому понад 60 %; для карбіду $(Fe, Cr)_3C$ із 16 атомами в решітці флуктуація вуглецю становить 6,6 % та хрому до 20 % (максимальна розчинність у цементиті); для $(Cr, Fe)_7C_3$ із 40 (за деякими даними 80) атомами у решітці потрібна флуктуація вуглецю 9,0 % та хрому понад 50 %. У зв'язку з цим виникають сумніви в тому, що на початку процесу розпаду аустеніту (за швидкого охолодження) формуються карбіди, у яких головним карбідоутворювальним елементом є хром, а не залізо. Процеси утворення карбідів $M_{23}C_6$ відбуваються так швидко, що їх неможливо зупинити гартуванням [18]. Слід зауважити, що розпад аустеніту може починатись із утворення пересиченої вуглецем α-фази, а потім відбувається формування карбідів [134].

Температура дестабілізаційної термічної обробки може впливати на кількість карбідної фази. Так, максимум виділень цементиту у сталі 10Х13Н16Б відбувалось після відпуску при 510 °С [135]. Кількість карбідної фази залежить не тільки від температури ТО, а й від кількості легувальних елементів, що змінюють розчинність вуглецю в основі [52]. Під час ТО можуть відбуватись перетворення карбідів із утворенням більш стабільних форм [136], зокрема, висо-

котемпературна витримка зумовлює послідовність змін [137] за збільшенням вмісту вуглецю:

$$Cr_{23}C_6 \rightarrow Cr_7C_3 \rightarrow Cr_3C_2. \quad (1.10)$$

Усі ці процеси стабілізації чи перетворення карбідної фази супроводжуються перерозподілом елементів [138], [139]. Швидкість охолодження та додаткове легування впливає на кількість залишкового аустеніту та твердість чавуну [140]–[142]. У працях [111], [143] наведено дані про те, що під час ТО при 1050…1150 °С у середині карбідів утворювались зони аустеніту (рис. 1.13).

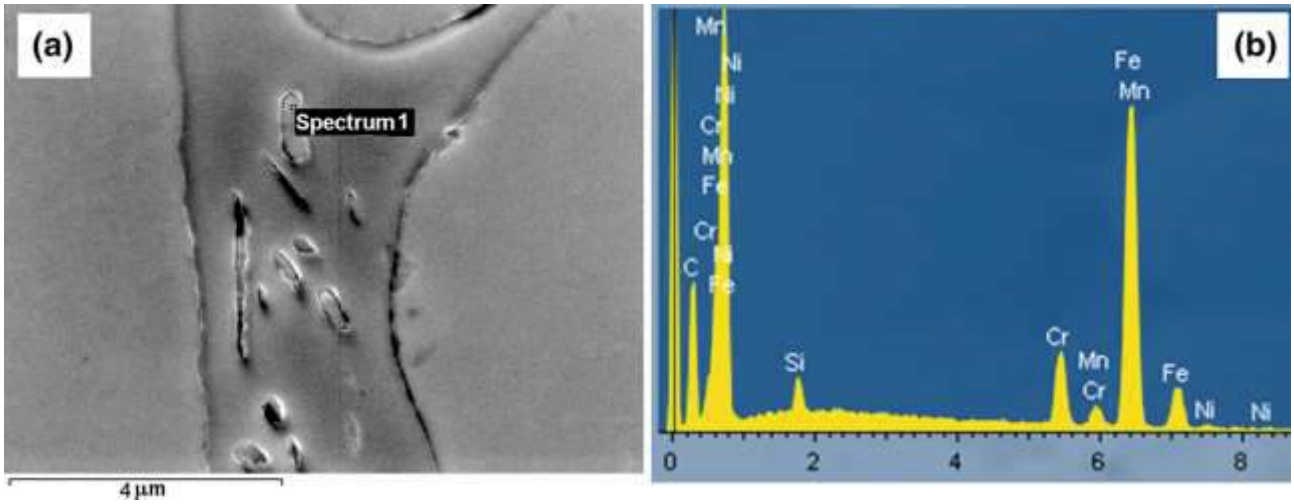


Рисунок 1.13 – Зони аустеніту, що утворилися всередині карбідів під час термічної обробки [143]

Поєднання гартування із відпуском може забезпечити значне збільшення твердості високохромистого чавуну або викликати появу вторинної твердості із зростанням твердості з 36…46 HRC до 60…63 HRC [6], [36], [144], [145]. Водночас відхилення від режиму ТО чи неправильно вибрані параметри можуть призвести до підвищення крихкості [146].

Різними дослідниками [144]–[153] було розроблено ефективні режими термічної обробки для конкретних сплавів (сталей і чавунів) з метою створення

певних мікроструктур, оптимальних для конкретних умов експлуатації й технологічних потреб. Загалом особливості термічної обробки високохромистих чавунів полягають у тому, що вона викликає перерозподіл хімічних елементів та сприяє утворенню структур, що можуть забезпечити максимальну експлуатаційну стійкість деталей за конкретних умов або підвищити їх технологічні можливості, але тільки тоді, коли відбуваються α↔γ перетворення заліза. На вибір режиму термічної обробки впливає хімічний склад чавуну, умови експлуатації виробів та багато інших вимог.

Проведення значної кількості досліджень із впливу термічної обробки на формування структури високохромистих чавунів стосується обробки виливків після вибивки та охолодження. Для виливків масою 5…20 кг температура вибивки становить 450…650 °С, а час витримки у формі – 20…70 хвилин залежно від конструкції. Процеси формування структури виливка, а саме розподілу елементів та стану металевої основи на межі розділу фаз, під час охолодження у формі, від моменту закінчення кристалізації (1250 °С) до вибивки (600 °С) майже не досліджені.

Про важливість цього етапу свідчать дані, наведені Е. Гудремоном (рис. 1.14) [18]. Так, під час ізотермічної витримки сталі, що містила 0,45 % С та 3,34 % Cr, при 700 °С протягом 16 хвилин вміст Cr в карбідах змінився із 24 % до 36 %, а за більшого часу витримки підвищився до 48 % (див. рис. 1.14).

У період охолодження виливків у формі відбуваються процеси гомогенізації хімічного складу основи та карбідів, стабілізація фаз (зменшення вільної енергії системи), трансформації карбідної фази та зменшення розчинності вуглецю в металевій основі (виділення вторинних карбідів). В інтервалі температур 1250…950 °С переважає процес гомогенізації та стабілізації фаз. За подальшого охолодження з 950 °С до 600 °С процес гомогенізації значно уповільнюється, а процес стабілізації фаз продовжується разом із трансформаціями карбідної фази та зменшенням розчинності вуглецю в металевій основі.

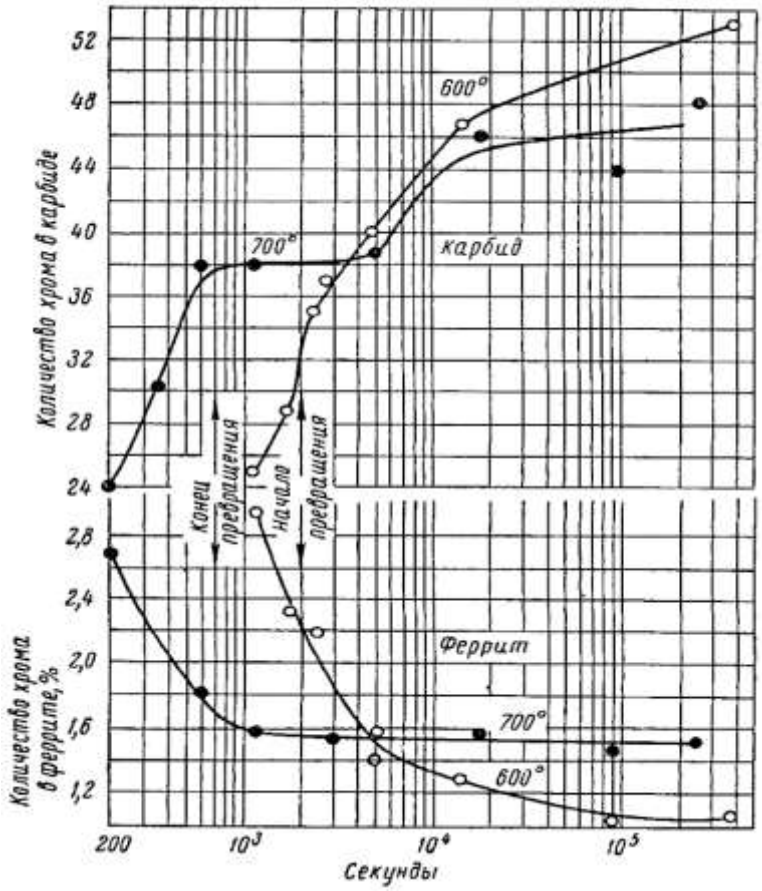


Рисунок 1.14 – Зміни вмісту хрому в карбідах та фериті при перетвореннях у перлітній зоні хромистої сталі із 0,45 % C та 3,34 % Cr [18]

Зростання вмісту хрому в карбідах зумовлено його більшою спорідненістю із вуглецем, ніж у заліза і відбувається шляхом заміщення атомів заліза на атоми хрому. Заміщені атоми заліза концентруються біля карбідів, що зменшує вміст хрому у цих зонах. Отже, за подальшого зниження температури відбуваються зміни в хімічному складі карбідної фази і металевій основі біля карбідів. За охолодження 950 °С…600 °С процеси гомогенізації металевої основи майже відсутні. Тому вирівнювання концентрації хрому в металевій основі не відбувається. Процес трансформації карбідів, спрямований на зменшення вільної енергії в інтервалі температур 298…1673 °К, відбувається за такими рівняннями [39]:

$$23/6\ Cr + C = 1/6\ Cr_{23}C_6; \qquad \Delta F° = -16{,}38 - 1{,}54\ T,\ кал/моль, \qquad (1.11)$$

$7/27\ Cr_{23}C_6 + C = 23/27\ Cr_7C_3;\ \ \Delta F° = -10{,}05 - 2{,}85\ T$, кал/моль, (1.12)

$3/5\ Cr_7C_3 + C = 7/5\ Cr_3C_2;\ \ \Delta F° = -3{,}2 - 0{,}20\ T$, кал/моль. (1.13)

Відповідно до рівнянь (1.11)–(1.13), трансформації карбідів хрому спрямовані на збільшення вмісту вуглецю зі зміною типу кристалічної будови. Таким чином, під час охолодження виливка у формі в карбідній фазі можуть відбуватися процеси одночасного збільшення вмісту хрому та вуглецю.

1.4 Вплив хімічного складу й термічної обробки на службові властивості Cr-Mn-Ni чавунів

Ефективність використання зносостійких матеріалів залежить від їхнього хімічного складу, методів отримання й термічної обробки, але це можливо лише після всебічного врахування умов експлуатації, виду руйнівних процесів, характеристик впливу середовища, температури, агресивності та інших факторів.

1.4.1 Вплив агресивного середовища на вироби з чавунів

Процес зношування є невідворотним та закономірним результатом, що супроводжує експлуатацію машин і механізмів. Найбільш поширеним процесом зношування є абразивне, оскільки його інтенсивність перевищує інші види зношування. Воно відбувається внаслідок взаємодії поверхні деталей із абразивною частинкою та визначається фізичними властивостями матеріалу виробу та

цієї частинки, а також умовами взаємодії. Оцінка зносостійкості визначається безпосередньо для кожного виробу. Найбільш поширеними критеріями зносостійкості є втрати лінійного розміру (об’єму) і маси деталі.

Дослідження абразивного зношування та класифікація його різновидів [154]–[167] дають змогу зробити висновок щодо значної складності цього процесу та його багатофакторності. Під час експлуатації виробів із високохромистих чавунів вони піддаються таким видам зношування: абразивному (шнеки, черпалки, ножі, лопати та ін.) та гідроабразивному й газоабразивному (корпуси насосів, лопати, пульпопроводи, деталі гідротранспорту тощо). Абразивне та гідроабразивне зношування є процесом руйнації поверхні виробів. Воно визначається не тільки фізико-хімічними властивостями матеріалу й абразиву, але й поверхневими явищами, що виникають під час взаємодії із рідким середовищем та значно інтенсифікують процес руйнування [168]–[170].

Процес абразивного зношування має два етапи: втілення твердої абразивної частинки та її переміщення. На втілення частинки у поверхню впливають властивості матеріалу деталі, співвідношення твердості матеріалу та абразиву, енергія руху частинок, кут взаємодії, шорсткість поверхні, зміни властивостей поверхні тощо. На переміщення частинки по поверхні впливає її матеріал, глибина втілення, форма частинки, тиск (енергія контакту), швидкість руху, властивості поверхні та її зміни під час контакту тощо.

Властивості матеріалу та зміни у його структурі під час контакту впливають на процес руйнації як на першому, так і на другому етапах. Важливе значення для характеру руйнації має процес пластичного деформування матеріалу [101], що може призвести до змін у структурі (наклеп, поява мартенситу) та фізичних (зміцнення) і фізико-хімічних (корозія за напруженнями) властивостях.

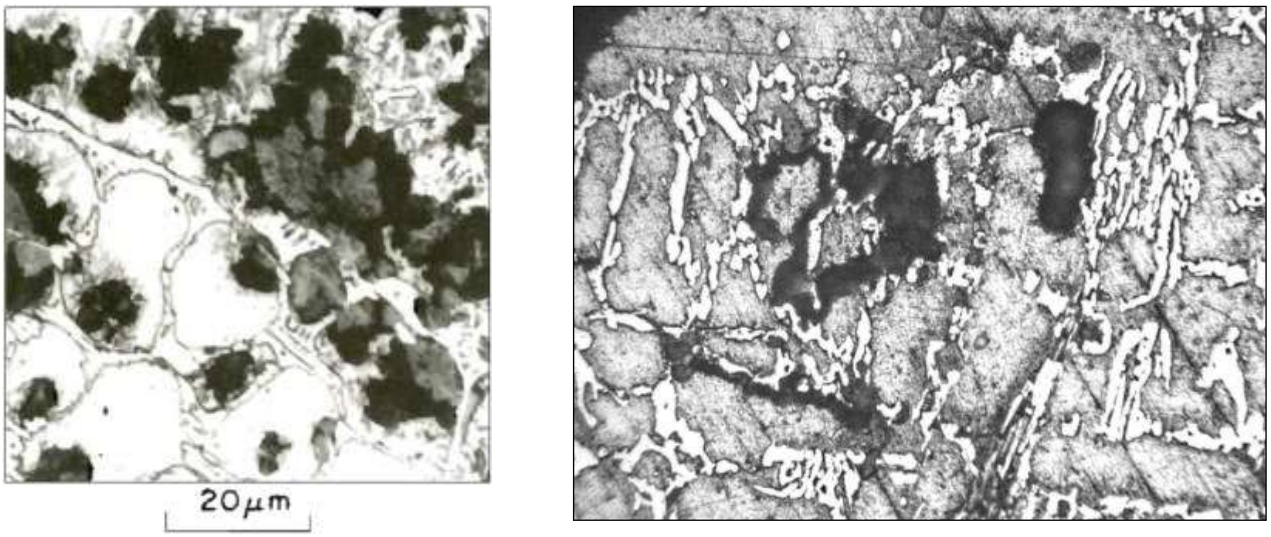
У зв’язку з тим, що процеси руйнації відбуваються на поверхні, вони залежать від взаємодії із навколишнім середовищем. Відповідно до цього, абразивне зношування поділяють на сухе й гідроабразивне. Останнє може бути як у нейтральному, так і в корозійному середовищі.

Вплив рідкого середовища супроводжується виникненням ефекту Ребіндера, що знижує поверхневу енергію матеріалу та полегшує його пластичне деформування [168], [169]. Ефект виникає лише у випадку взаємодії середовища із зонами напруженого стану і має адсорбційну природу та сприяє дії механічних напружень. За відсутності напруженого стану або рідини, на відміну від корозійних процесів, що діють окремо та незалежно від напруженого стану, він зникає. Іони з рідини адсорбуються на дефектах кристалічної будови та нових поверхнях. Слід зауважити, що ефект Ребіндера переважно виникає саме на нових поверхнях, що утворюються під час деформації. Дефекти кристалічної будови виконують роль каналів, якими рухаються іони середовища до устя тріщини. Наявність рухомого середовища призводить до виникнення гідродинамічного клина, що викликає додаткові напруження в дефектах та сприяє руйнації матеріалу в мікрооб’ємах. Підвищення міцності матеріалу (наклепом, дисперсійним твердінням, легуванням чи структурними перетвореннями) сприяє посиленню впливу середовища на руйнівні процеси [171]. Забезпечення мінімальної шорсткості поверхні та наявність стискальних напружень підвищує експлуатаційну стійкість сталей і чавунів у слабких поверхнево-активних середовищах [172].

Гідроабразивне зношування має більшу інтенсивність руйнування через одночасний вплив абразивних часток, що збільшують енергетичний стан поверхні (подряпини, риски тощо) та рідини (ефект Ребіндера). Процес руйнації під час гідроабразивного зношування починається із впливу середовища, а саме зменшення поверхневої енергії за рахунок фізичної адсорбції [173]. Максимальні руйнування поверхні твердого тіла були зафіксовані у піщано-водневій суміші за 5–6 % води [174], збільшення кількості води зменшувало зношування. В. Є. Марчуком [175] встановлено, що зменшення зернистості абразиву збільшує зношування за рахунок збільшення локальних контактів. На інтенсивність гідроабразивного зношування також впливає кут атаки поверхні абразив-

ними частинками. При малих кутах атаки твердість має вирішальне значення. Зносостійкість матеріалу прямо пропорційна кількості карбідів у ньому [176].

Руйнівний ефект від впливу рідини на тверді тіла [168], [174], [177] використовується під час розмелювання порід, подрібнення твердих матерів [178], [179], абразивно-очисних робіт [180] та пришвидшення буріння гірських масивів [181], [182]. Ефект Ребіндера можна спостерігати під час буріння гірських порід алмазним інструментом в умовах швидкісного буріння [183], [184] через руйнацію стінок свердловин. За зовнішнім виглядом вплив ефекту Ребіндера нагадує корозійне руйнування (рис. 1.15) [185], [186].



а б

а – вплив ефекту Ребіндера [185];

б – вплив корозійного середовища (HCl з pH 2,5) [186]

Рисунок 1.15 – Вигляд поверхні після впливу рідини (ефект Ребіндера) та корозійного середовища

На підставі наведеного вище можна зробити висновок, що руйнації поверхні виробів під впливом середовища (за ефекту Ребіндера) починаються на межах розподілу фаз, зонах напружень та дефектах поверхні, що утворились під час виготовлення деталей або в процесі експлуатації. Процес руйнації залежить від появи ефекту Ребіндера та багатьох інших факторів, насамперед на-

пруженого стану поверхні [171], шорсткості поверхні [172], [187], співвідношення води до абразивних часток [174] та їх розміру [175] тощо. Активізація поверхні сприяє корозійній дії середовища, навіть за нейтрального pH, що призводить до посилення руйнівних процесів. Вивчення поведінки матеріалів під час тертя, зношування і мащення, а також впливу середовища на ці процеси призвело до виникнення триботехнічного матеріалознавства, що набуло розвитку у працях [188]–[193]. Аналіз умов зношування деталей промислових змішувачів, проведений науковцями [194], [195], засвідчив, що універсальних рішень підвищення абразивної стійкості за різних умов експлуатації не існує, так само, як не існує універсальних матеріалів та засобів підвищення стійкості.

Корозійний процес руйнації матеріалів є термодинамічно невідворотнім процесом, пов'язаним із термодинамічною нестабільністю. Корозія виникає внаслідок хімічної або електрохімічної взаємодії металів із навколишнім середовищем. Аналіз корозійних процесів дав змогу їх систематизувати та визначити найважливіші фактори й найбільш вразливіші місця у структурі матеріалів, що знижують стійкість матеріалів до впливу агресивного середовища [195]–[205]. Мимовільний корозійний процес може бути тільки в напрямі зменшення вільної енергії [200]. Відповідно до сучасних уявлень кінетичної теорії електрохімічної корозії, руйнування металів починається із утворення межі розподілу фаз метал – електроліт [196].

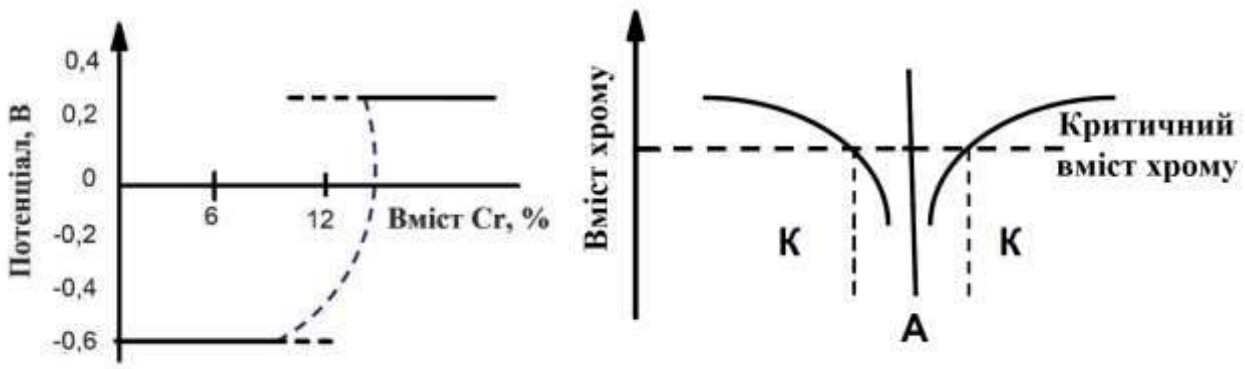
На поверхні будь-якого металу, що знаходиться у середовищі електроліту, виникають короткозамкнені гальванічні елементи [196], [198], [199]. Гальванічні пари утворюють: неоднорідності металевої основи (ділянки із різним вмістом компоненту), фази із більшим електродним потенціалом; різні фази (ферит-цементит); кристалічні дефекти, що виходять на поверхню (межі зерен та блоків, вихід дислокацій, анізотропія кристалу), зони із різним рівнем внутрішньої енергії, дефекти структури, зерна із різними розмірами, скупчення атомів із однаковим потенціалом, пори, місця під продуктами корозії, ділянки із різним ступенем деформації та напруженого стану тощо

[196], [199]. За даними Е. Гудремона [18], у ферито-аустенітних сталях аустеніт через обмежену розчинність хрому в γ-Fe кородує, у першу чергу, внаслідок меншого вмісту хрому порівняно з феритом.

Швидкість корозійного процесу залежить від внутрішніх факторів, зумовлених природою металу (хімічний склад, тип структури), стану внутрішніх напружень, технології виготовлення та стану поверхні, а також зовнішніх чинників: агресивності середовища (наявність хімічних речовин та pH), умов взаємодії (температура, тиск, швидкість руху середовища тощо) [201].

Не менш важливим фактором впливу на процеси руйнування є енергія взаємодії навколишнього середовища із поверхнею деталей. Авторами праці [206] встановлено, що гідроабразивне зношування прямо пропорційне збільшенню енергії удару абразивних часток, незалежно від твердості поверхні. Тобто для ефективної роботи в умовах ударного впливу середовища матеріали повинні мати аустенітну або аустеніто-мартенситну основу. Поєднання впливу абразиву та корозійного середовища пришвидшує руйнування. Обидва ці процеси стимулюють один одного через циклічне руйнування на поверхні деталі продуктів корозії абразивними частинками із наступним їх видаленням потоком абразиву та активізації поверхні [16]. Який з цих процесів є вирішальним залежить від багатьох факторів.

Автори праці [207] зазначають, що характер гідроабразивного зношування залежить від швидкості водного потоку, умов обтікання деталей (поява турбулентності та кавітації), кута атаки твердими частинками та стану поверхні. На підставі вищесказаного місцева й особливо міжкристалічна корозія високохромистого чавуну може виникнути у воді через підвищення енергетичного стану поверхні та наявності хімічної неоднорідності, а саме об’ємів матеріалу із вмістом хрому менше ніж 12 % (межі зерен – анод) та більше ніж 12 % (середина зерен – катод) (рис. 1.16) [196].



а – вплив концентрації Cr на зміни електрохімічного потенціалу сталі;

б – модель виникнення міжкристалічної корозії на межі зерен

Рисунок 1.16 – Утворення міжкристалічної корозії на межі зерен [196]

Отже, стійкість високохромистих чавунів до місцевої або міжкристалічної корозії визначається: станом поверхні, дефектами кристалічної структури, концентрацією хрому в металевій основі, особливо на межі розділу фаз карбід – основа, адсорбційно-електрохімічними процесами, що виникають під час експлуатації та наявності абразиву. На думку Г. А. Прейса та А. Г. Дзюби [208], спрощення процесу руйнування плівок із продуктів корозії, утворених в умовах корозійно-активного середовища, не пояснює взаємного впливу механічного та корозійного фактора. Вони вважають, що корозія під час тертя є специфічним випадком в умовах напруження. Тому, аналізуючи процес зношування, слід враховувати всі можливі прояви та види корозії, циклічну дію механічного впливу та виникнення утомно-корозійного руйнування. Відповідно до цього, поверхня металу повинна мати не тільки високу зносостійкість, а ще й максимально можливу корозійну стійкість. Синергетичний вплив різних факторів призводить до пришвидшення руйнівних процесів та виникнення корозійної втоми. Схильність до втоми, особливо корозійної, залежить від хімічного складу та структури сплаву, мікродеформацій внаслідок навантажень, співвідношення твердості матеріалу і частинок, умов взаємодії частинок із поверхнею, руйнування пасивувальних плівок та локалізації корозійних процесів і визначається адсорбційно-електрохімічними процесами [202], [203].

1.4.2 Вплив хімічного складу і термічної обробки чавунів на їх опір дії агресивного середовища

Головним критерієм зносостійкості вважається твердість. Між ними існує пряма залежність. Так, максимальну зносостійкість в абразивному середовищі мають чавуни, що містять до 3,8 % С та 12…18 % Cr, у яких утворюються карбіди Me_7C_3. За умов абразивно-корозійного зношування вміст хрому збільшують до 30 % [188]. Легування марганцем у кількості 3…5 % додає високохромистим чавунам стійкості до ударного впливу абразивних часток. ГОСТ 7769-82 [30] передбачає 9 марок зносостійких білих чавунів, із яких тільки 6 (ЧХ9Н5, ЧХ16, ЧХ16М2, ЧХ22, ЧХ28Д2, ЧХ32) містять хром у кількості, що забезпечує максимальну абразивну стійкість. Дослідження [209] свідчать про те, що матеріали з однаковою початковою твердістю мали різні показники зносостійкості. Чавуни з аустенітною структурою мають низьку твердість (до 35 HRC) і, відповідно, низьку зносостійкість в абразивному середовищі, але під ударами у їх структурі відбуваються перетворення аустеніту на мартенсит деформації, що в декілька разів підвищує зносостійкі властивості [188].

Одним із напрямів підвищення опору впливу агресивного середовища є матеріалознавчий підхід, а саме встановлення зв’язку між складом, структурою і фізико-механічними властивостями матеріалів та їх корозійною і гідроабразивною стійкістю, що дає змогу рекомендувати матеріали для застосування за певних умов експлуатації з урахуванням технології виробництва та режимів термічної обробки [149], [157], [158], [165], [178], [192], [206]. Для деталей, що працюють в умовах абразивного та гідроабразивного зношування, найбільш ефективними матеріалами є білі зносостійкі чавуни [4], [210]–[213].

Авторами праць [16], [17], [214]–[218] було зроблено дослідження впливу хімічного складу хромистих чавунів на корозійну та гідроабразивну стійкість у різних середовищах. Дослідженнями [16] встановлено залежність зносостійко-

сті чавунів (I) із мартенситною основою у водопіщаному нейтральному середовищі від вмісту хрому та вуглецю:

$$I = 23[C] + 3{,}2[C]^2 + 0{,}03[Cr] - 28{,}56, \quad (1.14)$$

де [C] – вміст вуглецю, мас. %; [Cr] – вміст хрому, мас. %.

Аналіз рівняння 1.14 [16] засвідчив, що в умовах досліджень максимальну зносостійкість у нейтральному середовищі мали чавуни із 3,5 % С та 30…35 % карбідів, незалежно від вмісту хрому. Збільшення хрому понад 18 % погіршувало стійкість чавуну через утворення крихких заевтектичних карбідів. За наявності абразивно-корозійного середовища стійкість матеріалів залежить тільки від концентрації хрому в металевій основі, що потребує зменшення вмісту вуглецю за збільшення вмісту хрому. На підставі проведених досліджень авторами праці [16] рекомендовано чавун марки 190Х30ГД, що мав найкращі показники зносостійкості у кислому середовищі із pH = 2…6.

Слід зауважити, що загальний вміст хрому в чавуні не є критерієм корозійної стійкості. За даними [216], чавун 320Х20Н мав більшу корозійну стійкість порівняно з 300Х28Н2. Це може бути пояснено тим, що в чавуні 300Х28Н2 утворювалися заевтектичні високохромисті карбіди $(Cr,Fe)_7C_3$, що збіднювали металеву основу хромом під час охолодження виливка у ливарній формі [119]. Таким чином, для оцінювання стійкості чавунів потрібно враховувати вміст хрому в металевій основі на межі розділу фаз карбід – основа. У зв’язку з тим, що карбіди значно впливають на зносостійкість чавунів, виникає потреба у більш детальнішому вивченні умов їхнього формування [89].

Під час дослідження зносостійкості високохромистих чавунів в умовах ударної дії абразиву у сухому та корозійно-активному середовищі, авторами праці [214] було встановлено, що характер руйнування залежав від наявності рідини, pH середовища, типу пульпи, режиму ТО та вмісту хрому. Так, під час сухого ударно-абразивного зношування найбільшу зносостійкість мали чавуни,

що містили 17,2…20,0 % Cr, при 2,24…2,36 % C, 2,07…2,47 % Mn та 0,78…1,19 % Si із твердістю 61…62 HRC. Зменшення твердості до 54…55 HRC збільшувало втрати маси. За наявності рідини твердість чавунів не впливала на зношування. Найбільші руйнування відбувалися у середовищі із pH=7. Мікрогальванічні елементи утворювалися у парах карбід – основа та на ділянках із різним ступенем деформування. Підвищення вмісту хрому сприяло збільшенню опору електрохімічній корозії.

Аналіз матеріалів для деталей систем гідрозоловидалення теплових електростанцій, проведений авторами праці [217], засвідчив, що збільшення вмісту хрому до 21,1 % істотно покращує експлуатаційні властивості марганцевого чавуну. За результатами цих досліджень рекомендовано чавун із вмістом 18…20 % Cr та 3,8…4,5 % Mn. Легування цього чавуну нікелем (1,5 % Ni) підвищувало його твердість із 42 до 50 HRC, але зменшувало відносну зносостійкість. Для окремих литих деталей багерних насосів вміст нікелю може становити 0,3…1,0 %. Збільшення вмісту хрому сприяє підвищенню феритної складової в структурі, що знижує зносостійкість. Утворення м’яких продуктів розпаду аустеніту суттєво знижує зносостійкість чавунів [176]. Позитивний вплив марганцю на властивості хромистих чавунів та матеріалів для виробів, що працюють в ударно-абразивних умовах, повідомляється багатьма дослідниками [17], [219]–[223], водночас ці матеріали мають низьку стійкість за відсутності ударного впливу середовища. Позитивний вплив марганцю пояснюється утворенням метастабільного аустеніту [224]–[227]. Для забезпечення високих зносостійких властивостей ЗЧХ повинні містити аустенітутворювальні елементи [224].

У праці [228] було проаналізовано зношування робочих поверхонь розчинонасосів під дією рухомих незакріплених частинок піску та встановлено, що поліпшення характеристик, які збільшують міцність, суттєво сприяє зменшенню зносу, а підвищення модуля пружності E призводить до збільшення зношування. Аналіз матеріалів, що застосовуються для роботи в умовах впливу

агресивного середовища за відсутності абразивної складової, наведено в дослідженні [229]. Авторами розроблено рекомендації щодо використання систем легування для різних умов експлуатації, а саме для сухого тертя, у воді без хімічно активних компонентів та в середовищі із середньою та високою хімічною активністю. Особливістю цих систем є те, що вони містять 11…19 % Cr, 1…2 % Cu, до 2 % Ni та до 3 % різних елементів, але не містять марганцю. Ці дані привертають увагу, адже хромомарганцевий чавун 210Х30Г3 набув широкого застосування як зносостійкий та корозійностійкий [230], а чавун Х12Г5 як зносостійкий в умовах абразивного зношування за малих кутів атаки абразивними частинками [231]. Для забезпечення високих зносостійких властивостей структура чавунів має складатися із міцної основи (мартенситу) та твердих евтектичних карбідів (Me_7C_3) [209]. Основа чавуну може бути із метастабільного аустеніту, як що він під час зношування буде перетворюватися на мартенсит. Отже, триботехнічні властивості чавунів визначаються структурою і залежать від стану металевої основи та кількості карбідів. Збільшення вмісту карбідів до 30 % підвищує зносостійкість чавунів [232], [233]. У разі енергії удару понад 4 Дж/см^2 потрібно застосовувати чавуни із вмістом карбідів 20…25 % та аустенітною матрицею [233].

Оптимальними режимами ТО для забезпечення високих зносостійких властивостей високохромистих чавунів є нормалізація від 850…1150 °С або ізотермічне гартування із відпуском, залежно від конкретного складу чавуну та кінцевої структури і властивостей [234]–[239]. Під час термічної обробки відбувається перерозподіл легувальних елементів між основою і карбідами, а саме вміст хрому в карбідах збільшується [240]. За даними І. Е. Лева [241], у хромистих чавунах у стані литва коефіцієнт розподілу хрому становить 1,52, а після гартування у воді при 1000 °С – 1,78, за відпалу при 700 °С із витримкою 5 годин – 4,0. Отже, термічна обробка сприяла посиленню нерівномірного розподілу хрому між карбідами і основою [241].

Процес ТО може викликати появу великої кількості дрібних карбідів та твердих фаз [242]–[245], що формуються на дефектах різних типів (межах зерен, дислокаціях), а також у матриці і є різними в різних сплавах [245]. Виділення вторинних фаз може впливати на експлуатаційні властивості як позитивно, так і негативно, залежно від умов експлуатації. Вибираючи режим термічної обробки, треба звертати увагу на можливість незворотних карбідних перетворень. Так, легований цементит збагачується хромом та вуглецем і перетворюється на карбід Me_7C_3 за одночасного збільшення кількості легованого аустеніту за реакцією [115]:

$$3(Fe,Cr,Mn,V)_3C \rightarrow (Fe,Cr,Mn,V)_7C_3 + 2Fe_\gamma(C,Cr,Mn,V). \quad (1.15)$$

Подібні перетворення відбуваються і в карбідах M_7C_3 [111], [115], [143], [245]. Високотемпературний відпал також впливає на стан зв’язків на межі поділу фаз неметалеві включення – матриця [246], що може бути вирішальним за умов гідроабразивного зношування. Отже, термічна обробка як фактор формування структури має суттєвий вплив на експлуатаційну стійкість виробів через те, що спротив матеріалу до впливу агресивного середовища визначається станом меж зерен і зон на межі розподілу фаз: карбід – основа, мартенсит – ферит, аустеніт – ферит, аустеніт – мартенсит та концентрацією в них хрому.

1.4.3 Вплив хімічного складу й термічної обробки на оброблюваність високохромистих чавунів різанням

Обробка металів різанням є складовою технологічного процесу виготовлення виливків у ливарно-механічних цехах. Зменшення собівартості продукції полягає в поєднанні особливостей отримання виливків та можливостей їхньої

обробки різанням. Зменшити витрати на обробку ЗЧХ різанням цілком можливо, використовуючи сучасні методи литва із мінімальними припусками на механічну обробку, але це потребує значних витрат на технологічне обладнання. Електроерозійна обробка чавуну 290Х12М сприяла утворенню тріщин до 0,7 мм та знижувала механічні властивості [4]. Найбільш ефективним засобом зменшення витрат на механічну обробку різанням є використання вставок із легко оброблюваної сталі [3], але цей метод може бути застосований лише під час виготовлення виливків для формування шпонкових пазів, отворів для нарізання різьби тощо. Ці вставки не повинні мати контакту із абразивним та корозійним середовищем через низьку стійкість. Процес різання супроводжується значним впливом фізичних і теплових процесів на оброблюваний матеріал [246], [247], що може призвести до зміни структури та властивостей чавунів. Тому вибір складу зносостійкого чавуну та режиму термічної обробки може бути вирішальним у визначенні вартості продукції, особливо для деталей із великим обсягом механічної обробки різанням (точіння) за наявності універсального металооброблювального обладнання.

Високолеговані чавуни мають значну твердість (до 65 HRC) та містять тверду складову – карбіди із твердістю до 2400 HV_{50}, що майже дорівнює твердості різального інструменту. Для поліпшення оброблюваності цих матеріалів застосовують пом’якшувальну ТО при 850…1150 °С (для різних марок чавунів) із метою отримати у структурі феритну основу із дрібними карбідами округлої форми [4], [16], [22], [144], [241], [248]–[253], а також застосовують підігрів деталей під час різання [25], [254]. Водночас у працях [216], [255], [256] показано, що термічною обробкою неможливо поліпшити оброблюваність чавунів ЧХ28Н2 та ЧХ17Н3Г3.

Аналіз впливу легувальних елементів на структуроутворення та оброблюваність чавунів, за даними [4], [16], [255], [257]–[263], засвідчив, що утворення структур, сприятливих до оброблюваності, відбувається, якщо: вміст вуглецю становить менше ніж 3 %; вміст хрому перебуває в межах 11…23 %; кі-

лькість марганцю не перевищує 4,5 %; вміст нікелю менше ніж 2 %, а кремнію 1,6 %. Це пов'язано з тим, що зі збільшенням вмісту вуглецю зростає кількість карбідів, що погіршує оброблюваність різанням; марганець у значній кількості сприяє утворенню мартенситу або аустеніту, схильного до наклепу, що також погіршує оброблюваність; нікель та кремній сприяють твердорозчинному зміцненню фериту та, відповідно, значне зміцнення негативно впливає на оброблюваність різанням.

Для поліпшення оброблюваності чавунів ГОСТ 7769-82 [30] рекомендує проведення відпалу при 690…750 °С із витримкою 6…12 год та охолодженням із піччю. Рекомендації стандарту вже не відповідають сучасним розробкам та новим системам легування зносостійких чавунів. Запропонований авторами праці [216] чавун марки 320Х20Н після відпалу при 870…950 °С мав твердість 30…32 HRC, а після нормалізації від 900…950 °С твердість становила 59…63 HRC. Після відпалу структура чавуну була феритною із дрібними вторинними карбідами, а після нормалізації металева основа стала мартенситною. Слід зауважити, що проведення двох термічних обробок при 900…950 °С (пом'якшувальної (відпал), а потім зміцнювальної (нормалізація)) – дуже витратний процес, що не завжди може бути економічно виправданим для поліпшення оброблюваності.

Отже, сучасний зносостійкий матеріал повинен мати задовільну оброблюваність у стані литва без термічної обробки, а потім, після проведення механічної обробки різанням та зміцнювальної ТО, досить високу зносостійкість. Під час вибору хімічного складу чавуну необхідно: одночасно враховувати вплив основних легувальних елементів на формування структури і властивостей чавунів, а також на зносостійкість (у конкретних умовах експлуатації), оброблюваність різанням та можливість проведення зміцнювальної ТО.

1.5 Цілі й завдання дослідження

Під час аналізу літературних джерел встановлено, що процеси руйнування виробів із високохромистих чавунів, які працюють в умовах гідроабразивного зношування та корозії, починаються на межі розподілу фаз карбід – основа. Головна мета роботи полягала в розвитку наукових і технологічних основ підвищення властивостей високохромистих чавунів та керування фазовими трансформаціями карбідів, що відбуваються під час кристалізації, охолодження виливка у формі та в процесі термічної обробки (відпалу або нормалізації), що дасть змогу виявити додаткові можливості відомих чавунів та досягти зменшення витрат на їх виробництво при збереженні або підвищенні експлуатаційних і технологічних властивостей виробів з цих матеріалів, а також створити на цій основі нові марки чавунів для різних умов експлуатації із урахуванням технологічних вимог.

Оскільки механічні, технологічні й експлуатаційні властивості ЗЧХ визначаються їх хімічним складом, структурою металевої основи та кількістю карбідної фази для підвищення їх властивостей, необхідно було вирішити такі наукові та практичні завдання:

- провести систематизацію карбідних фаз та внести доповнення у діаграму Fe-C-Cr;
- вивчити закономірності й удосконалити теоретичні основи формування структури ЗЧХ на всіх етапах технологічного процесу виготовлення виливків;
- дослідити вплив карбідоутворювальних елементів (Cr та Mn) на формування металевої основи біля карбідів, а саме зони на межі розподілу фаз карбід – основа під час охолодження виливків у формі й термічної обробки;

- вивчити закономірності розподілу та перерозподілу легувальних елементів між фазами в процесі кристалізації, охолодження виливків у формі й термічної обробки;
- встановити взаємозв’язок між хімічним складом і структурою ЗЧХ, з одного боку, та їх твердістю, корозійною й гідроабразивною стійкістю та оброблюваністю різанням лезовим інструментом, – з іншого;
- розробити на підставі отриманих даних склади високохромистих комплекснолегованих чавунів та режими їх термічної обробки для різних умов експлуатації з урахуванням оброблюваності різанням;
- перевірити отримані результати під час виготовлення виливків із ЗЧХ на підприємствах України та надати рекомендації промисловій сфері щодо виробництва виливків із високохромистих комплекснолегованих чавунів. Використати матеріали досліджень у навчальному процесі.

РОЗДІЛ 2
МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Досліджувані матеріали

Досліджуваним матеріалом були чавуни системи Fe-C-Cr-Mn-Ni із вмістом 0,8…1,3 % Si та домішками S та P. Мінімальний вміст кремнію 0,8 % забезпечує розкислення чавуну, а максимальний вміст 1,3 % підвищує твердість металевої основи, але ще не викликає крихкості [50]–[53]. Склад досліджуваних чавунів наведено в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад досліджуваних чавунів

Хімічний елемент, мас. %						
C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
1,04…3,94	0,80…1,30	0,56…6,49	11,17…30,68	0,16…3,05	до 0,02	0,03…0,06

Плавлення сплавів проводили в печах ІСТ-0,06, ІСТ–0,16/0,32/91 та дуговій печі ДСП–1,5 із кислою футеровкою. Для підвищення точності хімічного складу чавунів, що були використані в плані експерименту, попередньо були виплавлені модельні сплави, у які додавалися легувальні елементи з урахуванням угару. Як шихтові матеріали використали: лом сталевий 1А ГОСТ 2787.2-93; лом ЧХ Б 65 ГОСТ 2787.2-93; ферохром ФХ800 ГОСТ 4757-91; феромарганець ФМн – 75 ГОСТ 4755-91 та нікель Н3, Н4 ГОСТ 849-76. Розкислювання проводили алюмінієм вторинним ГОСТ 295-98 із розрахунку 1 кг/т. Чавун розливали у форми, що були попередньо висушені, за температури заливки 1390 – 1410 °С. Із отриманих стрижнів довжиною 350 мм та діаметром 30 мм виготовляли зразки діаметром 25 мм з висотою 10 мм (рис. 2.1). З бокової поверхні зразків було зроблено маркування, що мало зберігатися за будь-яких умов дос-

лідження. На боковий (циліндричній) поверхні та внизу справа маркувався номер складу досліджуваного чавуну, а над ним – номер зразка.



Рисунок 2.1 – Вигляд зразків до випробувань

Для порівняння експлуатаційних та технологічних властивостей виробів із нових чавунів було використано універсальний чавун 300Х28Н2 згідно з ТУУ 27.5-00194731-013-2002, що виплавляли у ливарно-механічному цеху № 10 ДП «ЗТМК» м. Запоріжжя та інших підприємствах України. Властивості цього чавуну під час корозійного, абразивного та гідроабразивного зношування й оброблюванності різанням за наведеними методиками показано в табл. 2.2.

Таблиця 2.2 Властивості чавуну 300Х28Н2 під час корозійного, абразивного та гідроабразивного зношування й оброблюванності різанням

Показники	Середовище	Зношування	
		Без ТО	Нормалізація 1050°С, 4,5 год
$I_К$	Р-р HCl, pH=2,5	0,72 г/м^{2}ч	–
$I_{ЗНОС}$	Електрокорунд 5,5мм	0,07 г/м^{2}ч	0,07 г/м^{2}ч
$I_{Г-А}$	Е/корунд 3,5 мм + H_2O	1,5 г/м^{2}ч	1,4 г/м^{2}ч
$I_{ПУЛЬП}$	Е/корунд 0,001…3,5мм + H_2O	3,0 г/м^{2}ч	2,8 г/м^{2}ч
$I_Р$	Без МОР	39,6 мкм/м	–

Склад чавунів, що досліджували із застосуванням методів математичної статистики, наведено в табл. 2.3.

Таблиця 2.3 – Хімічний склад досліджуваних чавунів із застосуванням методів математичної статистики

Склад, № з/п	Хімічний елемент, мас. %			
	C	Cr	Mn	Ni
1	3,53	23,51	4,66	2,62
2	1,49	23,49	4,69	0,59
3	3,52	13,53	4,75	0,61
4	1,53	13,49	4,7	2,59
5	3,48	23,53	1,29	0,58
6	1,51	23,48	1,32	2,65
7	3,52	13,49	1,35	2,58
8	1,51	13,51	1,28	0,62
9	1,04	18,52	3,01	1,61
10	3,94	18,56	3,05	1,62
11	2,50	11,36	2,99	1,60
12	2,46	25,69	2,97	1,58
13	2,57	18,54	0,56	1,59
14	2,51	18,46	5,48	1,61
15	2,56	18,49	3,03	0,16
16	2,49	18,50	2,95	3,05
17	2,46	18,58	3,00	1,64
18	2,50	18,39	3,03	1,57
19	2,49	18,52	2,92	1,62
20	2,53	18,48	3,08	1,63
21	2,51	18,53	2,94	1,59

2.2 Методики досліджень структури та властивостей чавунів

Лабораторні дослідження виконували із використанням обладнання Запорізького національного технічного університету та підприємств Запорізького регіону. Зразки чавунів досліджували у стані литва без ТО та після різної ТО:

- відпалу при 690 °С з витримкою 9 год та охолодженням у печі;
- відпалу при 720 °С з витримкою 9 год та охолодженням у печі;
- нормалізації від 1050 °С із витримкою 1,5 год;
- нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год.

Зразки для металографічних досліджень були виготовлені відповідно до стандартних методик та оброблені реактивами Виллела та Марбле [264]–[267]. Після травлення α-фаза мала темний колір, а γ-фаза – світлий. Дослідження мікроструктури та зон розподілу фаз виконували на мікроскопах МІМ-8, «Sigeta ММ-700», «Neophot-21» за збільшення х100…1000, а також на мікроскопі РЕМ 106М, оснащеному системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу при прискорювальній напрузі від 20 до 30 кВ та силі струму зонда від 4 μА до 30 μА у вторинних та відбитих електронах з діаметром зонду від 1000 до 200 нм при збільшенні х1000…5000.

Аналіз структури та кількості карбідної фази виконували на випадкових полях зору у кількості 19 за збільшення х200 із застосуванням лінійного методу А. Розиваля для визначення структурного об’ємного складу сплаву [268], [269] та визначення величини середнього квадратичного відхилення із похибкою менше ніж 5 % та вірогідністю 0,95 (фактична похибка становила 4,1 %), а також інших загальновизнаних методик [270]–[275]. Розподіл легувальних елементів між фазами в литому та термообробленому станах визначали через коефіцієнт розподілу ($К_Е$), що вираховували як співвідношення концентрацій елемента у фазах:

$$K_E = E_{кар} / E_{осн}, \quad (2.1)$$

де $E_{кар}$ – концентрація елемента в карбідній фазі;

$E_{осн}$ – концентрація елемента в основі.

Ступінь евтектичності (S_e) чавуну визначали через відношення вмісту вуглецю у чавуні (С, %) до його концентрації в евтектиці ($C_{C'}$, %) за формулою (1.3) (див. розділ 1) :

$$S_e = C / C_{C'}. \quad (2.2)$$

Визначення вмісту елементів у фазах проводили на мікроскопі РЕМ 106М, оснащеному системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу за прискорювальної напруги від 20…30 кВ та сили струму зонду 4…30 μА у вторинних та відбитих електронах з діаметром зонду 1000…200 нм. Вміст хімічного елемента встановлювали за порівняння інтенсивності випромінювання зразка із випромінюванням еталона, що постачався в комплекті із програмним забезпеченням.

Пошук карбідів, що утворились у рідкому стані чавуну та не контактували із металевою основою під час охолодження, проводили, досліджуючи усадкові раковини та рихлоти. Оцінювання вмісту хімічних елементів у фазах чавуну виконували згідно зі схемою, що наведена на рис. 2.2. Вимірювання виконували від межі (поверхні) розділу фаз у напрямках А, Б, В та Г.

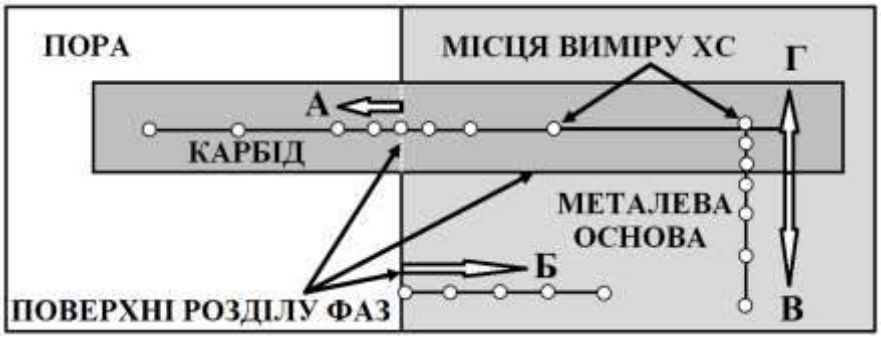


Рисунок 2.2 – Схема вимірювань хімічного складу фаз в окремих точках

Досліджували такі зони розділу фаз: пора – основа, карбід – основа та карбід (частина, що була у порі) – карбід (частина, що була в основі). Вимірювання виконували поточкові, щоб виключити випадки одночасного вимірювання складу карбіду та основи. Концентрацію елементів у карбідах та металевій основі на відстані від межі розділу фаз карбід – основа виконували згідно зі схемами показаними на рис. 2.3 та рис. 2.4.

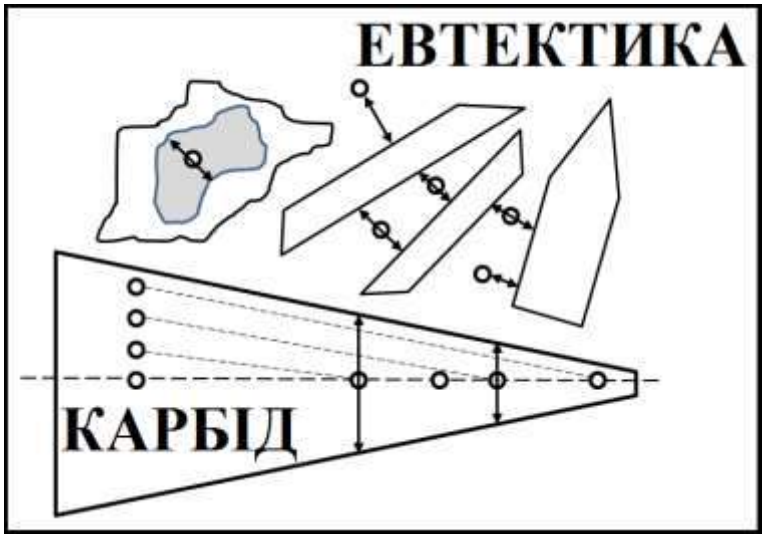


Рисунок 2.3 – Схема вимірювання складу карбідів та основи на відстані від межі розділу фаз карбід – основа

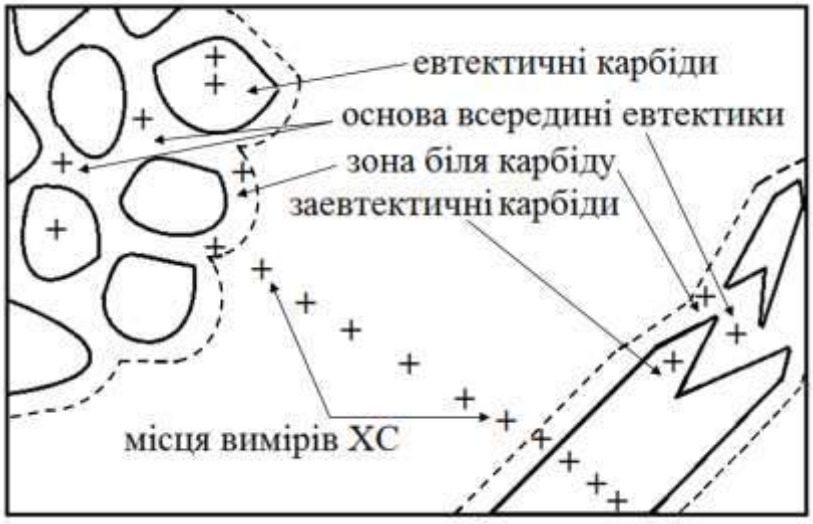


Рисунок 2.4 – Схема вимірювання сегрегації хімічних елементів у карбідах і основі на відстані від межі розділу фаз карбід – основа

Для карбідів із товщиною понад 1 мкм відстань від краю карбіду визначали як ширину карбіду, поділену навпіл. Методика [138], [236], [240], подібна до схем, показаних на рис. 2.3 й рис. 2.4, була використана В. З. Куцовою [274] та іншими дослідниками при вивчені розподілу елементів у чавунах після різних режимів термічної обробки. Вміст елементів в основі, що утворилася всередині евтектики, вимірювали на відстані від краю карбіду; для малих ділянок відстань від карбіду визначали як розмір основи між карбідами, поділений навпіл (див. рис. 2.3). Визначення змін у хімічному складі основи на відстані від межі розділу карбід – основа виконували на певній відстані від карбіду. З метою виключення грубих помилок точки виміру хімічного складу аналізували за вмістом нікелю, що був практично відсутнім у карбідах. Додатковим маркером, окрім Ni, був Si, що не містився у карбідах після ТО. Коефіцієнт розподілу елементів визначали через відношення його концентрації у фазі до загального вмісту в чавуні:

$$Кр_E = E_Ф / E_{ЗАГ}, \quad (2.3)$$

де $Кр_E$ – коефіцієнт розподілу елемента в чавуні; $E_Ф$ – концентрація елемента Е у фазі, мас.%; $E_{ЗАГ}$ – вміст елемента Е у чавуні, мас.%;

Коефіцієнт нерівномірності розподілу елемента – $Кс_E$ (сегрегації) в основі визначали як відношення максимального вмісту елемента до його мінімального вмісту за формулою:

$$Кс_E = E_{осн}^{макс} / E_{осн}^{мін}, \quad (2.4)$$

де $E_{осн}^{макс}$ – максимальна концентрація елемента Е в основі, мас.%;

$E_{осн}^{мін}$ – мінімальна концентрація елемента Е в основі, мас.%.

Коефіцієнт розподілу елемента поміж фазами ($К_E$) визначали як відношення його середніх концентрацій у карбіді до середнього вмісту в основі:

$$K_E = E_{кар} / E_{осн}, \quad (2.5)$$

де $E_{кар}$ – концентрація елемента Е в карбіді, мас.%;

$E_{осн}$ – концентрація елемента Е в основі, мас.%.

Визначення вмісту елемента в основі ($E_{осн}$), у разі незалежності його розподілу між фазами від вмісту інших елементів розраховується за формулою:

$$E_{осн} = (E_{заг} – E_{кар}К) / (1 – К), \text{ мас. \%}, \quad (2.6)$$

де К – кількість карбідів.

Макротвердість чавунів вимірювали на приладі Роквелла за шкалою HRC, а мікротвердість структурних складових (карбідів, основи) на приладах ПМТ-3 та Duramin–1 із навантаженням 10, 25, 50 грамів з подальшим перерахунком на HV_{50}, з використанням стандартних методик. Кількість повторних вимірювань твердості і мікротвердості становила 5…10 вимірів, що забезпечувало вірогідність 0,95.

Оцінювання фізичного та механічного впливу різця на структуру ЗЧХ виконували за схемою точіння, наведеною на рис. 2.5.

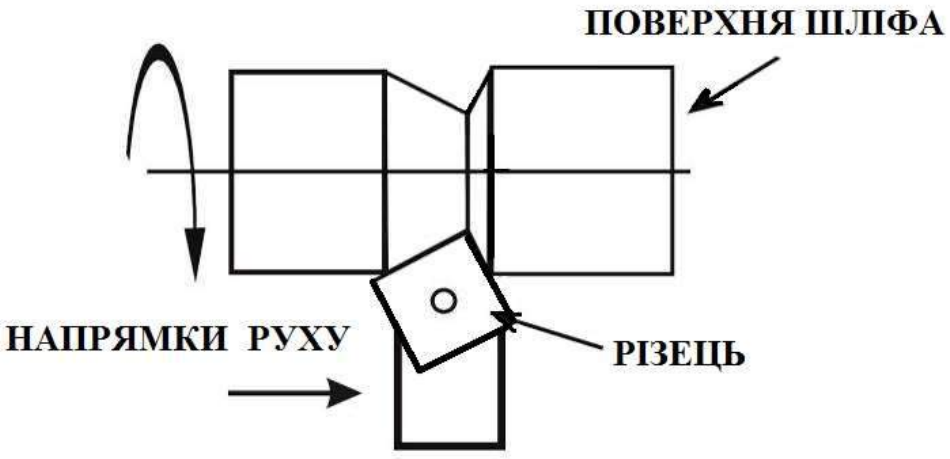
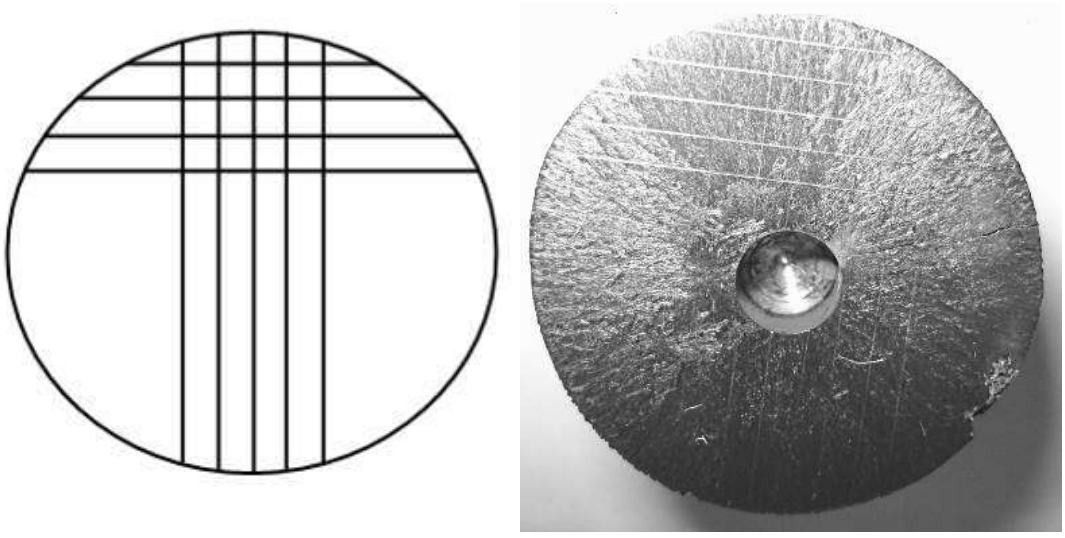


Рисунок 2.5 – Схема точіння зразка

Зразок чавуну, що містив 3,33 % C, 19,2 % Cr, 5,86 % Mn, 2,84 % Ni та 1,1 % Si, перед випробуванням був проточений до діаметра 25 мм та укорочений до 50 мм. Для виключення впливу ливарної кірки та пригару на оброблюваність різанням виконували чорнове точіння, а потім чистове точіння для видалення зони деформованого металу за режиму: n – 400 хв$^{-1}$; t – 0,1 мм; s – 0,2 мм/об. Для чорнового точіння використовували різці із пластинами 10х10 мм зі сплаву ВК6 ГОСТ 19051–80. Для чистового точіння використовували різці із пластинами 10х10 мм зі сплаву ВК8 за ГОСТ 19051–80 Перед точінням торцева поверхня зразку була оброблена як металографічний шліф реактивом Марбле та мала нанесені координатні риски через 2 мм (рис. 2.6).



а б

Рисунок 2.6 – Схема нанесення координатних рисок (а) та вигляд зразка із рисками після травлення (б)

Перед точінням та після нього проводили оцінювання мікроструктури зразка та визначали мікротвердість основи й карбідів на певній відстані від поверхні різання. Точіння зразка та оцінювання впливу різця на структуру та властивості складових проводили двома етапами. Перший етап:

- свердління з торця на глибину 5 мм свердлом діаметром 6мм зі сталі Р6М5;

- точіння за режиму: n – 400 хв$^{-1}$; t – 0,8 мм ; s – 0,2 мм/об;
- оцінювання змін у структурі та твердості металевої основи.

Другий етап:

- точіння за режиму: n – 400 хв$^{-1}$; t – 1,5 мм ; s – 0,2 мм/об;
- оцінювання змін у структурі та твердості металевої основи.

Аналіз структури поверхневих шарів чавуну в зоні свердління та точіння виконували на мікроскопах зі збільшенням до х4000. За кожним етапом точіння вимірювали мікротвердості основи від поверхні різання до центру.

Відповідно до технологій механічної обробки [247], [275], оцінювання оброблюваності чавунів різанням при точінні виконували за методом А. С. Кондратова. Метод еквівалентної інтенсивності зношування різця (А. С. Кондратова) [247] полягає в тому, що зразки оброблюються за постійної глибини різання та подачі різця на різних швидкостях різання V_1, V_2, ..., V_i. За відповідної швидкості різання (V_i) вимірюється величина зношування різця Δh_1, Δh_2, ..., Δh_i за певний проміжок часу τ_1, τ_2, ..., τ_i та визначається інтенсивність зношування (I_i):

$$I_i = \frac{\Delta h_i}{\tau_i}. \qquad (2.7)$$

Потім будується графік залежності $I = f(V)$ у подвійній логарифмічній шкалі, який має вигляд прямої лінії. Тангенс кута φ нахилу прямої до вісі I дорівнює показнику відносної стійкості m у залежності швидкість – стійкість:

$$V = C_V/T^m. \qquad (2.8)$$

Відповідно до цього:

$$C_V = V_{екв}\, T^m. \qquad (2.9)$$

Для визначення $V_{екв}$ будують графік $I = f(V)$. Еквівалентна стійкість ($I_{екв}$) за весь період різання T визначається за формулою:

$$I_{екв} = \frac{\sum \Delta h_i}{\sum \tau_i} = \frac{\sum \Delta h_i}{T}. \qquad (2.10)$$

За величиною $I_{екв}$ та графіком $I = f(V)$ визначають $V_{екв,}$ що відповідає еквівалентному зносу, та розраховують коефіцієнт C_V. Знаючи C_V та m, визначають швидкість різання матеріалів, що відповідає періоду стійкості T = 60 хв, а потім визначають коефіцієнт відносної оброблюваності. Для оцінювання оброблюваності чавунів, окрім методу еквівалентної інтенсивності зношування різця, використовували величину зносу різця до довжини різання (I_P) за однакових режимів різання та певного часу. Режими різання становили: глибина різання (t) – 0,8 мм, повздовжня подача (s) – 0,15 мм/об, частота обертання шпинделя (n) – 200…630 хв$^{-1}$. Мастильно-охолоджувальну рідину не використовували. При розробці чавуну із підвищенною оброблюванністю як прототип було використано чавун 300Х28Н2 та зносостійкий чавун згідно з патентом 2124066 Росія [278].

Оцінку загальної корозійної стійкості чавунів виконували у водному розчині HCl (кислотне середовище) із pH = 2,5 за температури 18…21 °С. Зразки (усі одночасно) знаходились у підвішеному стані в розчині кислоти. Контроль pH середовища відбувався через 2-3 дні з оцінюванням змін у середовищі та коригуванням кислотності до рівня pH = 2,5. Оцінку загальної корозії обраховували за втратою маси з одиниці площі поверхні зразків за певний час (г/м^{2}год). Час витримки становив 480 год.

Більшість виробів із ЗЧХ експлуатується в умовах вільного впливу абразивних частинок, тому вплив абразивного й гідроабразивного середовища на зносостійкість чавунів у масі абразивних частинок досліджували в установках барабанного типу [276]. В. П. Гаврилюк та інші [277] звертають увагу на необ-

хідність одночасних випробувань зразків в умовах гідроабразивного зношування. Як установку для випробувань використали бетонозмішувач побутовий БРС – 130. Випробування проводили із закритим отвором для запобігання втратам абразивного пилу та води. За еталон для порівняльного аналізу зношування був використаний універсальний чавун 300Х28Н2. Оцінку зношування виконували за втратою маси з одиниці площі поверхні зразків за певний час (г/м^{2}год). Поверхню після зношування досліджували на мікроскопах зі збільшенням до х5000. Всі зразки одночасно перебували в таких умовах:

- щебінь гранітний фракція 5…20 відповідно до ГОСТ 8267 – 93 у кількості 50 кг. Температура – 20…25 °С. Час випробування – 480 год;
- електрокорунд нормальний марки 14А, зерно F12 ТУ У 26.8-00222226-016:2006 (розмір фракції 3,5 мм) у кількості 50 кг. Температура – 20…25 °С. Час випробування – 70 год;
- електрокорунд нормальний марки 14А, зерно F12 ТУ У 26.8-00222226-016:2006 (розмір фракції 3,5 мм) у кількості 50 кг та 9 літрів питною води. Щоденна промивка. Температура – 20…25 °С. Час випробування – 70 год;
- електрокорунд нормальний марки 14А, зерно F12 ТУ У 26.8-00222226-016:2006 (розмір фракції 3,5 мм) з питною водою у пропорції: 50 кг електрокорунду та 9 літрів води. Час випробування – 124,5 год.

Обробку результатів дослідження виконували із використанням методів математичної статистики й активного планування експерименту [279]–[285]. Побудову математичних моделей залежностей властивостей чавуну та його структурних складових від хімічного складу проводили у відповідності до рівнів та інтервалів варіювання факторів, наведених у табл. 2.4. Загальна кількість досліджень становила 21, з яких 5 – на нульовому рівні. Модель досліджуваних параметрів подавали у вигляді полінома другого ступеня, що мав такий вигляд [282]:

$$У = a_0 + a_1X_1 + a_2X_2 + a_3X_3 + a_4X_4 + a_{12}X_1X_2 + a_{13}X_1X_3 + a_{14}X_1X_4 + a_{23}X_2X_3 +$$
$$+ a_{24}X_2X_4 + a_{34}X_3X_4 + a_{11}X_1^2 + a_{22}X_2^2 + a_{33}X_3^2 + a_{44}X_4^2. \quad (2.11)$$

Таблиця 2.4 – Рівні та інтервали варіювання факторів до плану 2^{4-1}

Рівні варіювання факторів		Стала	Змінні фактори, мас. %			
		Si (X_0)	C (X_1)	Cr (X_2)	Mn (X_3)	Ni (X_4)
Базовий	0	0,8…1,0	2,50	18,50	3,00	1,60
Інтервал	Δ	0,8…1,0	1,00	5,00	1,70	1,00
Зоряне плече	1,414Δ	0,8…1,0	1,41	7,07	2,40	1,41
Верхні рівні	+1	0,8…1,0	3,50	23,50	4,70	2,60
	+1,414	0,8…1,0	3,91	25,57	5,40	3,01
Нижні рівні	-1	0,8…1,0	1,50	13,50	1,30	0,60
	-1,414	0,8…1,0	1,09	11,43	0,60	0,19

Регресійні залежності були отримані з використанням методу мінімізації квадратів відхилень функції. Дисперсійний аналіз отриманих залежностей проводили відповідно до стандартних методик з використанням критеріїв: адекватності *F – критерієм* (Фішера); значущості *t – критерієм* (Стьюдента) та відтворення *G – критерієм* (Кохрена). Значення критеріїв Фішера, Стьюдента та Кохрена, що відповідають плану матриці 2^{4-1}, наведено в табл. 2.5.

Таблиця 2.5 – Табличні значення критеріїв Фішера, Стьюдента та Кохрена для оцінювання отриманих функцій згідно з планом досліджень

Критерії	*F – критерій*	*t – критерій*	*G – критерій*
Табличне значення	6,39	2,776	0,3434

Довірча ймовірність становила P = 0,95. Рівень значущості становив q = 0,05. Рівняння визначались достовірними, якщо фактичні значення усіх цих

критеріїв (одночасно) не перевищували своїх табличних значень. Розрахунки проводилися із використанням ліцензійного програмного забезпечення Microsoft Excel 2010.

Точність вимірювання розміру зразків для визначення площі контакту становила 0,01 мм. Точність вимірювання втрат маси за абразивного та гідроабразивного зношування становила 0,01 грам. Точність вимірювання втрат маси при корозійному впливі середовища становила 0,0001 грам.

Розрахунки проводилися із використанням ліцензійного програмного забезпечення Microsoft Excel 2010. Перерахунок масових відсотків в атомарні і навпаки виконували з округленням атомної маси елементів до 0,001 %. Достовірність отриманих результатів та наукових положень дисертації забезпечена застосуванням методів математичної статистики та практичними випробуваннями на підприємствах України.

2.3 Висновки

1. Використання сучасного обладнання для дослідження мікроструктури, локального мікрорентгеноспектрального аналізу, вимірювання твердості, мікротвердості, швидкості корозії, оброблюваності різанням та зносостійкості за гідроабразивного зношування, що пройшло метрологічну повірку, дало змогу отримати результати з достатньою точністю.

2. Достовірність отриманих результатів було забезпечено використанням відомих методик, які базувалися на основних фундаментальних положеннях матеріалознавства, фізичного металознавства, корозійного та абразивного зношування, основ металообробки різанням, а також даних практичних випробувань на підприємствах України.

3. Обробка результатів проводилась із використанням методів математичної статистики та кореляційного й регресійного аналізів. Регресійні залежності були отримані з використанням методу мінімізації квадратів відхилень функції. Дисперсійний аналіз отриманих залежностей проводили відповідно до стандартних методик із використанням критеріїв: адекватності *F – критерій* (Фішера); значущості *t – критерій* (Стьюдента) та відтворення *G – критерій* (Кохрена).

РОЗДІЛ 3
ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ У СИСТЕМІ Fe-C-Cr-Mn-Ni

Структура високохромистих чавунів складалася із металевої основи та карбідної фази. Металева основа ЗЧХ поділяється на дві частини. Одна частина металевої основи – це дендрити, а інша – складова евтектики, що сформувалася після утворення евтектичних карбідів. Металева основа евтектики містить меншу кількість карбідоутворювальних елементів. Фактично існують дві металеві основи з різним хімічним складом. Карбідна фаза ЗЧХ може складатися із цементиту (M_3C) з максимальною розчинністю хрому до 20 % або спеціальних карбідів ($M_{23}C_6$, M_7C_3) із більшим вмістом хрому. Карбідна фаза за своєю природою може бути доевтектичною, евтектичною та заевтектичною. Використання заевтектичних чавунів обмежене через негативний вплив первинних заевтектичних карбідів на їх властивості. У доевтектичних чавунів формування карбідної фази відбувається двома етапами: під час кристалізації в процесі утворення евтектики (первинні евтектичні карбіди) та під час охолодження або термічної обробки (виділення вторинних карбідів) внаслідок зміни розчинності вуглецю в металевій основі. Легування чавунів марганцем із більшою спорідненістю із вуглецем, ніж у заліза призводить до утворення у високохромистих чавунах карбідних фаз, що одночасно містять Cr, Fe та Mn.

Карбіди, що утворюються у рідкому стані, впливають на властивості чавунів, структурні й фазові перетворення, перерозподіл елементів під час охолодження виливків та їх термічної обробки. У свою чергу, це визначає хімічний склад металевої основи, її стан і властивості, а також впливає на стан зон розподілу фаз. Вміст хрому і марганцю в основі має вирішальне значення і суттєво впливає на терміни експлуатації виробів із цих матеріалів та їх опір до дії навколишнього середовища.

3.1 Основи формування структури та розподілу елементів між фазами

Метастабільний характер кристалізації та структуроутворення призводить до виникнення фаз, нерівноважних за хімічним складом, що стабілізуються під час охолодження виливка у формі або в ході термічної обробки. При стабілізації фаз відбувається перерозподіл елементів між ними, що зумовлює зміну хімічного складу фаз, типу їх кристалічної гратки та об’єму. Перерозподіл елементів між фазами за відсутності гомогенізації призводить до виникнення хімічної неоднорідності фаз на межі їх розподілу.

3.1.1 Формування структури чавунів у рідкому стані та під час охолодження у формі

Процес утворення структури в доевтектичному чавуні, зокрема карбідної фази, розглянемо на прикладі чавуну із 17 % Cr та 3 % C. Згідно з діаграмою Fe-C-Cr (рис. 3.1), процес кристалізації починається під час охолодження, з утворення кристалів аустеніту. Під час охолодження вміст вуглецю у кристалах збільшується, а в рідині – зменшується. Характерно, що на поверхні кристалів аустеніту вміст вуглецю буде більшим, ніж у внутрішніх шарах, що зумовлено змінами в розчинності вуглецю при охолодженні. Проте внаслідок дифузійних процесів ця різниця в концентраціях буде зменшуватися. Максимальна розчинність вуглецю в аустеніті спостерігається за температури, що відповідає початку кристалізації евтектичної складової (див. рис. 3.1). Аустеніт, що утворюється в системі Fe-C-Cr, має обмежену розчинність хрому. Під час утворення аустеніту в чавуні вміст хрому у рідині буде зменшуватися або збільшуватися відповідно до максимальної розчинності хрому (див. рис. 1.7).

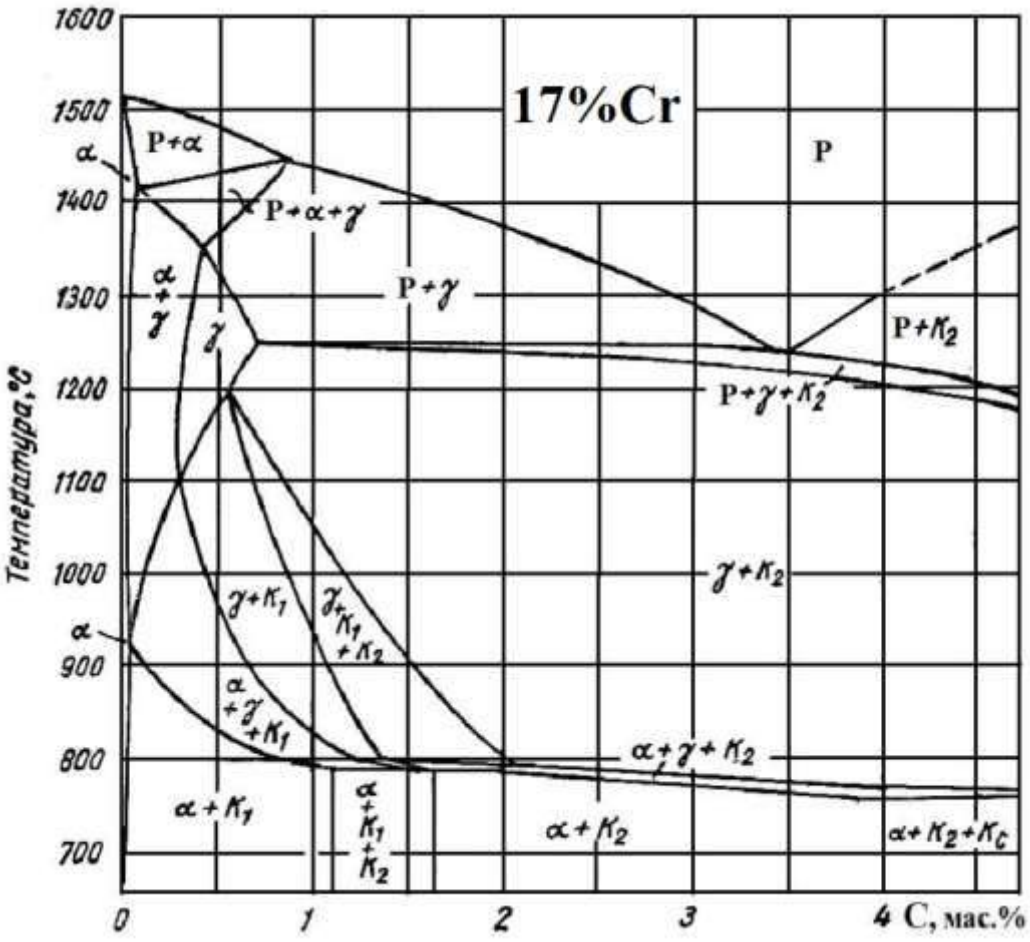


Рисунок 3.1 – Діаграма Fe-C-Cr із вмістом хрому 17 % [68]

При охолодженні сплаву до температури утворення евтектичної складової із рідини починають формуватися карбіди. Хімічний склад цих карбідів буде максимально наближеним до хімічного складу рідини, тобто почнуть утворюватися карбіди $(Fe, Cr)_3C$ із вмістом вуглецю 6,67 % та максимальною розчинністю хрому до 20 %. У подальшому ці карбіди почнуть перетворюватися на карбіди $(Fe, Cr)_7C_3$ (K_2) із вмістом вуглецю близько 8,5 % та хрому понад 22 %. Утворення карбідів із вмістом вуглецю понад 8,5 % С та хрому понад 22 % змінює стан системи та сприяє утворенню евтектики, що складатиметься із цих карбідів та аустеніту із вмістом вуглецю близько 0,7 % (див. рис. 3.1).

Формування евтектичної складової структури чавунів починається за температури, нижчої за 1250 °С (див. рис. 3.1). Кристалізація евтектики хромистих чавунів відбувається в інтервалі температур, що зумовлено процесами формування фаз із значною різницею у хімічному складі. Зміни в розчинності

хрому та вуглецю в карбідах й аустеніті сприяють утворенню фаз із змінним хімічним складом від внутрішніх шарів до поверхневих.

За подальшого охолодження вміст хрому в карбідах буде збільшуватися, а в аустеніті зменшуватися. Зниження температури зумовлює зменшення розчинності вуглецю в аустеніті, що сприяє подальшому утворенню карбідів. Збільшення вмісту хрому в карбідах порушуватиме термодинамічний баланс та його розподіл між рідкою й твердою фазами. У свою чергу, зменшення вмісту хрому в рідині зумовлюватиме появу карбідної фази із меншим вмістом хрому порівняно з карбідами, що утворилися на початку кристалізації.

Крім того, з утворенням карбідів у рідині буде зменшуватися вміст вуглецю. Збіднення рідини на хром та вуглець впливає на співвідношення Cr/C і зумовлює утворення карбідів із меншим вмістом вуглецю (зокрема, цементиту або $(Fe, Cr)_{23}C_6$). Отже, карбідна фаза, що утворилась під час кристалізації, має у внутрішніх шарах вміст хрому більший, ніж на поверхні. Поверхневі шари карбідів за своєю структурою будуть цементитом, а всередині – карбідом $(Fe, Cr)_7C_3$.

Після закінчення кристалізації, під час охолодження у формі, у виливках відбуваються процеси, подібні до термічної обробки. Вибивка виливків відбувається за температури 650 °С і нижче, залежно від ваги. При масі виливка понад 1 тону час охолодження у формі може становити понад 6 год. Схему процесу охолодження виливків у формі, вагою до 150 кг, від кристалізації до вибивки наведено на рис. 3.2.

Отже, для виливка, вагою 20 кг або із товщиною стінки до 20 мм, час охолодження у формі до вибивки становить більше ніж 40 хвилин, а для виливка, вагою 150 кг – більше 2 год. Під час охолодження у формі відбуваються процеси: гомогенізація, зміна розчинності в металевій основі вуглецю та хрому, трансформації карбідної фази та перерозподіл елементів між фазами.

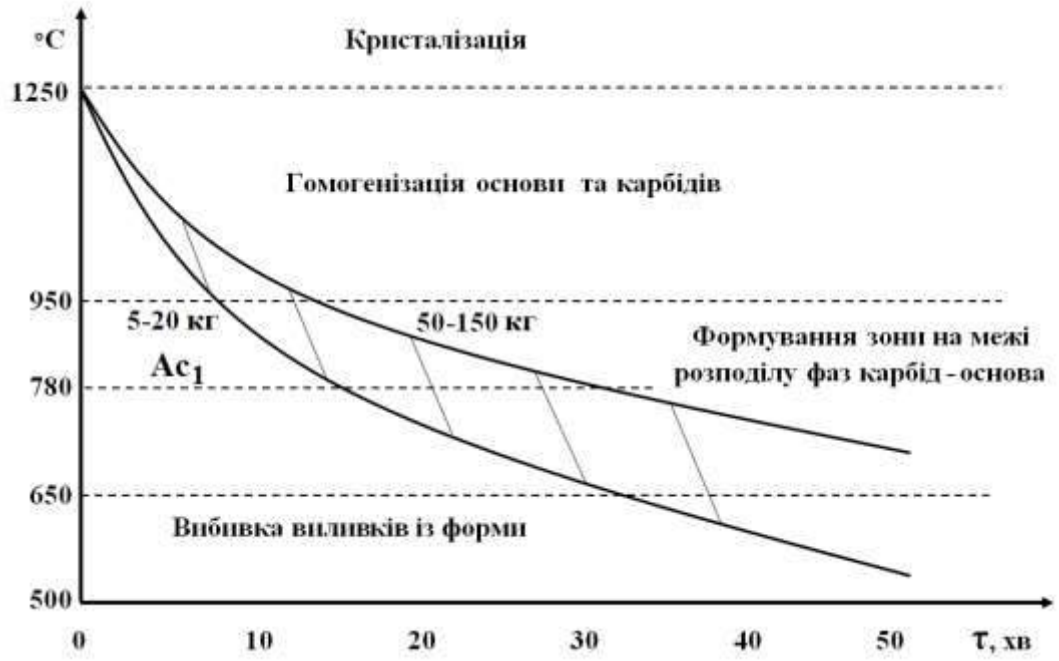


Рисунок 3.2 – Схема процесів, що відбуваються під час охолодження виливків у формі від кристалізації до вибивки

При утворенні карбідних фаз у системі Fe-C-Cr зменшення вільної енергії системи відбувається в напрямку підвищення вмісту хрому та вуглецю. Відповідно до термодинамічних характеристик карбідів, карбідні фази $(Fe, Cr)_3C$, $(Fe, Cr)_7C_3$, та $(Fe, Cr)_{23}C_6$ мають перетворитись на більш стабільні карбіди $(Cr, Fe)_7C_3$ або $(Cr, Fe)_3C_2$ із меншою вільною енергією. За вмісту хрому 11…30 % Cr у чавунах відбувається перетворення цементиту на карбід $(Cr, Fe)_7C_3$ при температурі близько 780 °C за трансформацією:

$$3(Fe, Cr)_3C \rightarrow (Fe, Cr)_7C_3 + 2\ (\alpha\text{-}Fe, Cr). \qquad (3.1)$$

При охолодженні нижче 780 °C, під час подальшої трансформації карбідної фази, відбувається процес перетворення γ-Fe на α-Fe із виділенням вуглецю, що сприяє утворенню карбідів із більшим вмістом вуглецю.

Аналізуючи систему Fe-C-Cr, слід враховувати атомарне співвідношення елементів у карбідах. Для $Me_{23}C_6$ воно становить 3,83, для Me_3C – 3, для Me_7C_3 – 2,33, а для Me_3C_2 – усього 1,5. За низького вмісту вуглецю та відповід-

них термокінетичних факторах будуть утворюватися карбіди $Me_{23}C_6$ (5,5 % С), що в подальшому трансформуватимуться у більш стабільні карбіди Me_7C_3 (9,0 % С).

За більшого вмісту хрому в чавуні (25 %) відбуваються процеси, подібні до системи із вмістом 17 % Cr, проте вони відрізняються тим, що в рідкому стані замість карбідів заліза $(Fe, Cr)_7C_3$ будуть утворюватися карбіди хрому $(Cr, Fe)_7C_3$, а замість $(Fe, Cr)_3C$ – $(Fe, Cr)_7C_3$. При зменшенні вмісту вуглецю до 2,5 % у чавуні із 25 % Cr виникає «дефіцит» вуглецю, що призводить до утворення в рідкому стані тільки карбідів $(Cr, Fe)_{23}C_6$ – ($К_1$), які під час охолодження трансформуються в карбіди $(Cr, Fe)_7C_3$ – ($К_2$) (див. рис. 1.8). Під час кристалізації чавунів, що містять 13 % хрому та 3 % вуглецю, також відбуваються подібні процеси, що відрізняються трансформацією під час поліморфного перетворення заліза (див. рис. 1.8):

$$\gamma\text{-Fe} + (Fe, Cr)_7C_3\ (К_2) \rightarrow \alpha\text{-Fe} + (Fe,Cr)_7C_3\ (К_2) + (Fe, Cr)_3C\ (К_C). \qquad (3.2)$$

Про утворення карбідної фази зі значною ліквацією хрому та перетвореннями у твердому стані, подібними до наведених, сказано у працях С. В. Бобиря, Г. І. Сільмана, В. З. Куцової та інших [62], [115], [286]–[291]. Для визначення хімічного складу карбідів, що утворилися в рідкому стані, досліджували усадкову поруватість виливків із різних чавунів, хімічний склад яких наведений у табл. 3.1.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад чавунів, у яких були виявлені карбіди, що утворилися в рідкому стані

Склад		Хімічний елемент, мас. %				
		C	Cr	Mn	Ni	Si
1	250Х12Г3Н3	2,32	11,48	3,45	2,41	1,02
2	320Х22Г5Н3	3,28	21,76	5,26	2,84	0,88

Структура чавунів складалася із аустеніту та евтектичних карбідів. Місця вимірювання хімічного складу в локальних точках у чавуні 250Х12Г3Н3 наведено на рис. 3.3–3.6.

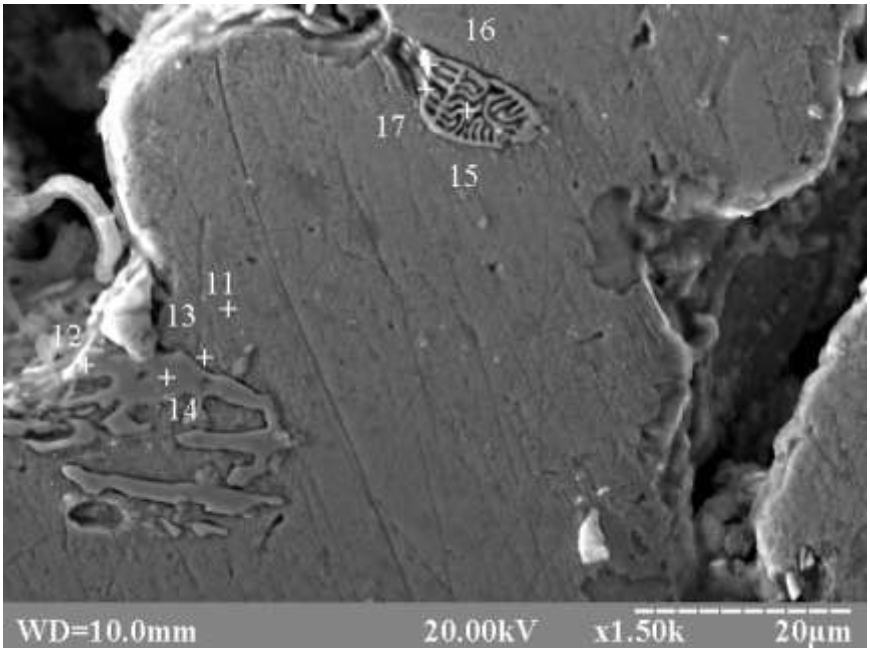


Рисунок 3.3 – Усадкові пори із карбідами у чавуні 250Х12Г3Н3 та точки (11–17) вимірювання хімічного складу в локальних об’ємах

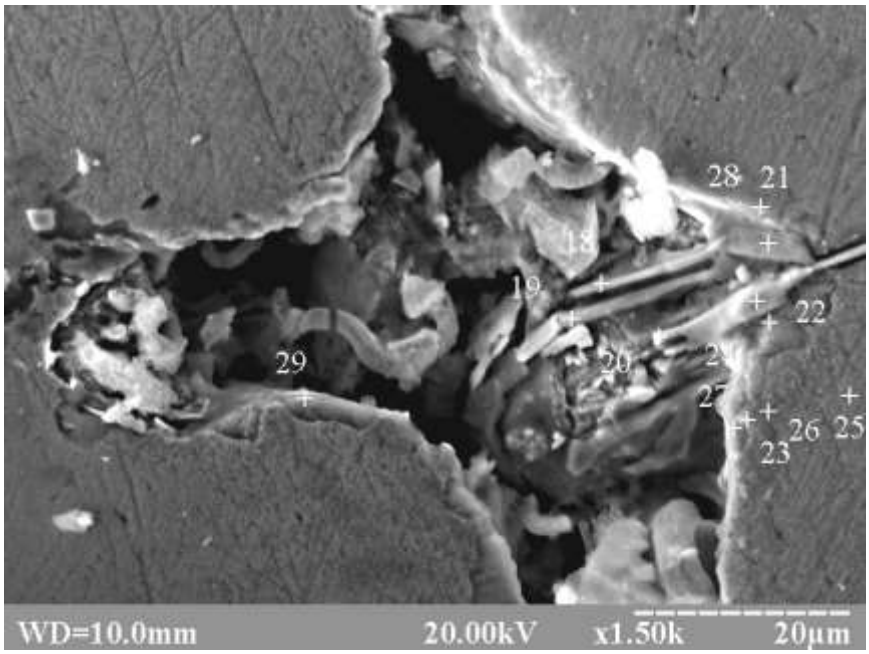


Рисунок 3.4 – Усадкові пори із карбідами в чавуні 250Х12Г3Н3 та точки (18–29) вимірювання хімічного складу в локальних об’ємах

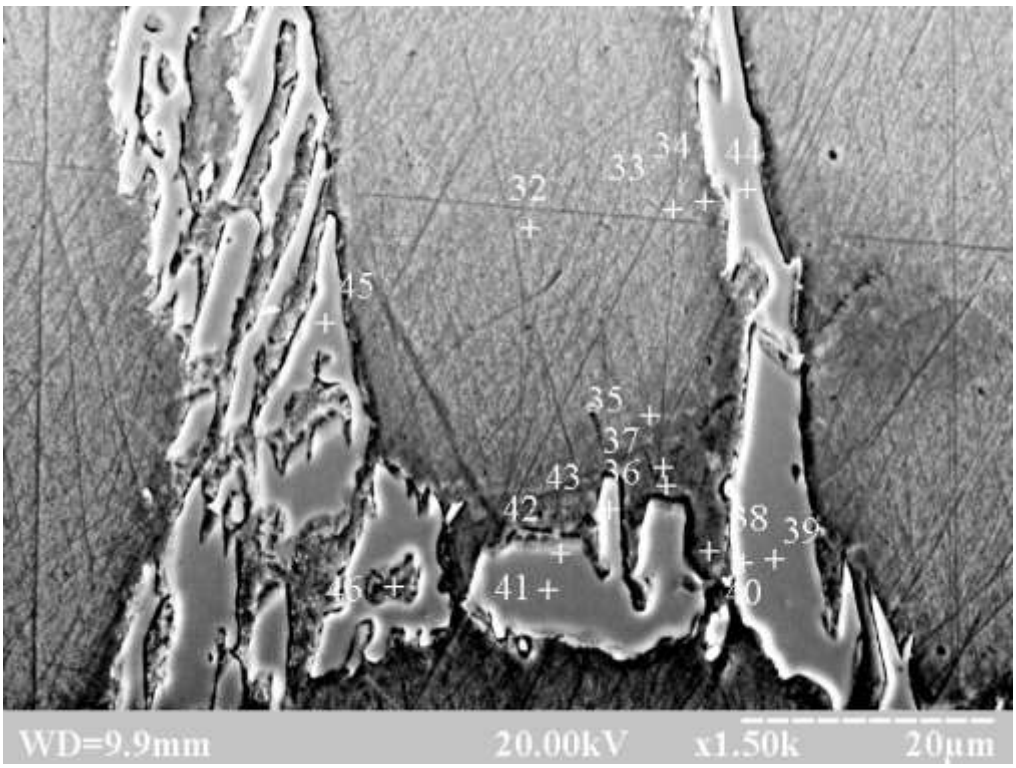


Рисунок 3.5 – Мікроструктура чавуну в чавуні 250Х12Г3Н3 та точки (32–46) вимірювання хімічного складу в локальних об’ємах

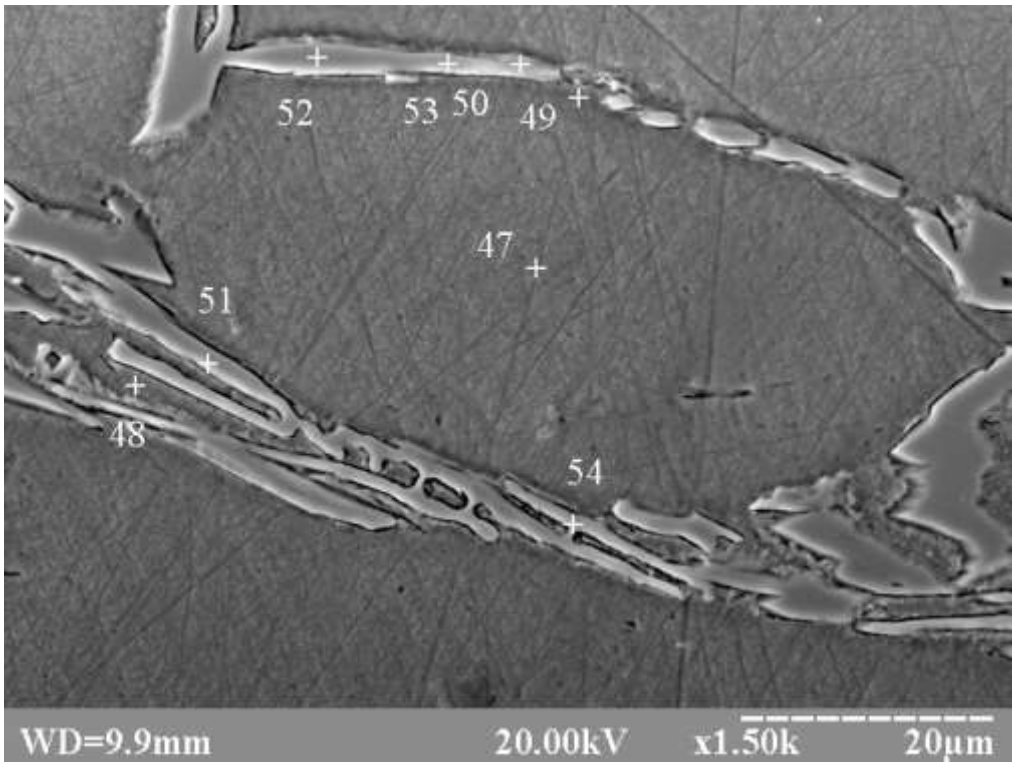


Рисунок 3.6 – Мікроструктура чавуну в чавуні 250Х12Г3Н3 та точки (47–54) вимірювання хімічного складу в локальних об’ємах

Хімічний склад частин карбідів, що утворилися в рідкому стані чавуну 250Х12Г3Н3 та не контактували з основою під час охолодження, наведено в додатку А рис. А.1 (т. 12) та додатку А рис. А.2 (т. 18). Хімічний склад карбідів, що утворилися із рідкого стану сплаву 1 та контактували з основою під час охолодження, наведено в додатку А рис. А.3 та додатку А рис. А.4 (т. 39).

Хімічний склад металевої основи на краю пори (т. 27) наведено в додатку А рис. А.5, а склад основи в середині евтектики – у додатку А рис. А.6 (т. 46) та додатку А рис. А.7 (т. 48). Хімічний склад металевої основи всередині зерен наведено в додатку А рис. А.8 (т. 32) та додатку А рис. А.9 (т. 47), а в зонах біля карбідів на відстані 0,5…1,5 мкм – у додатку А рис. А.10 (т. 36) та додатку А рис. А.11 (т. 38). Вміст елементів у різних частинах карбідів та зонах металевої основи в чавуні 250Х12Г3Н3 наведено в табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Хімічний склад карбідів, основи та зон на межі розподілу фаз у чавуні 250Х12Г3Н3

Фази та зони		Карбіди		Основа			
		у порі	в основі	у порі	у центрі	біля карбіду	в евтектиці
Елемент, мас. %	Cr	36,01…36,09	41,12…46,96	8,63	7,33…7,68	6,08…6,22	5,77…5,82
	Mn	6,66…7,42	6,27…7,61	5,65	4,06…4,45	5,74…5,96	4,95…5,96
	Si	0,70…0,80	0,36…0,53	1,25	1,03…1,16	1,17…1,21	1,08…1,24
	Ni	0,06…0,31	0,00…0,05	1,58	1,39…1,55	1,52…1,58	1,71…1,88

Отже, у зонах біля карбідів та всередині евтектики металева основа була більше збіднена на хром та збагачена марганцем, нікелем і кремнієм порівняно із зонами всередині зерен. Це свідчить про те, що під час охолодження виливка між карбідами та основою відбувався процес перерозподілу елементів, а саме заміщення в карбідах атомів Fe, Mn, Ni та Si на атоми Cr. Низька швидкість дифузії не дала змоги гомогенізувати хімічний склад зерен. Нікель практично

весь концентрувався в металевій основі, коефіцієнт його розподілу між фаз становив $К_{Ni}$ = 0,01…0,03. Коефіцієнт розподілу кремнію між фаз становив $К_{Si}$ = 0,3…0,6.

Отже, аналіз хімічного складу карбідів та металевої основи в чавуні, що містив 11 % хрому та 5,1 % Mn, дає змогу стверджувати, що:

- у рідкому стані чавунів утворилися первинні карбіди заліза $(Fe, Cr)_7C_3$ із вмістом хрому 36…37 % та 6,7..7,4 % марганцю;

- у карбідах при контакті з металевою основою під час охолодження виливка вміст хрому збільшився і становив 43…47 %, а вміст марганцю майже не зменшився;

- збільшення вмісту хрому понад 44,0 % свідчить про те, що відбулося перетворення карбідів на основі заліза на карбіди на основі хрому.

- заміщення в карбідах атомів Fe, Ni, Mn та Si на атоми Cr призвело до появи біля карбідів зон, збіднених хромом та збагачених атомами заміщених елементів;

- металева основа всередині евтектики, що не мала сполучення із зерном (була «ізольована»), містила менше хрому і більше марганцю, кремнію та нікелю порівняно із зоною біля карбідів, що мала сполучення із зернами.

Подібні процеси відбувалися і за кристалізації чавуну 320Х22Г5Н3, але за інших концентрацій елементів. Усадкові пори в чавуні 320Х22Г5Н3 та місця виміру хімічного складу в локальних об’ємах карбідів, що утворилися в чавуні 320Х22Г5Н3 і не контактували з металевою основою під час охолодження та металевої основи на краю пори, наведено на рис. 3.7–3.8. Мікроструктура чавуну 320Х22Г5Н3 та місця вимірювання хімічного складу карбідів, металевої основи всередині евтектики та в центрі зерен і в зонах біля карбідів на відстані 0,5…1,5 мкм наведено на рис. 3.9–3.11.

Хімічний склад частин карбідів, що утворилися у рідкому стані в чавуні 320Х22Г5Н3 (див. табл. 3.1) та не контактували з основою під час охолодження, наведено в додатку А рис. А.12 (т. 2) та додатку А рис. А.13 (т. 7). Хімічний

склад карбідів, що утворилися із рідкого стану 320Х22Г5Н3 та контактували з основою під час охолодження, наведено в додатку А рис. А.14 (т. 14) та додатку А рис. А.15 (т. 23).

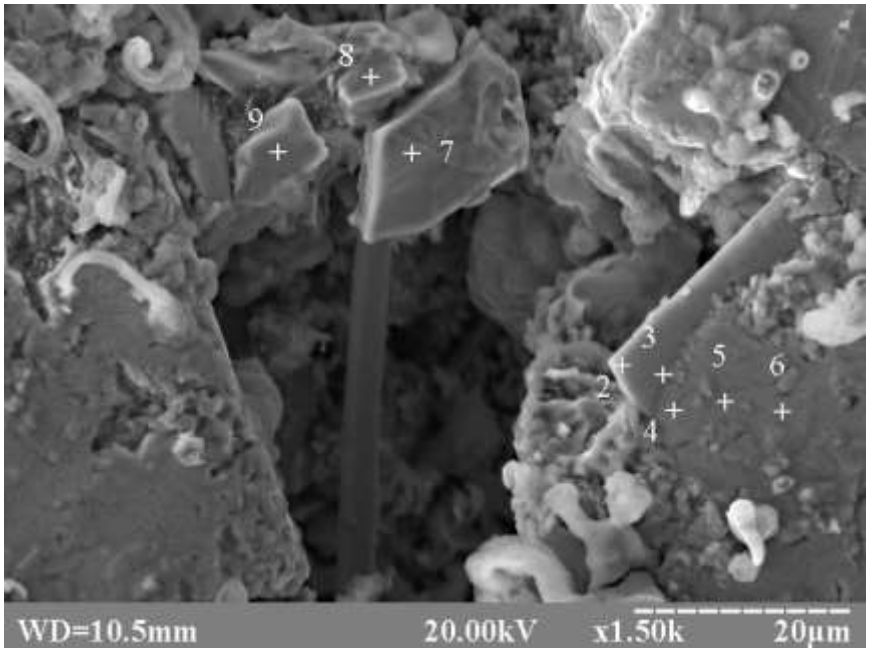


Рисунок 3.7 – Усадкова пора в чавуні 320Х22Г5Н3 та місця вимірювання хімічного складу основи й карбідів, що не контактували з основою (т. 2–9)

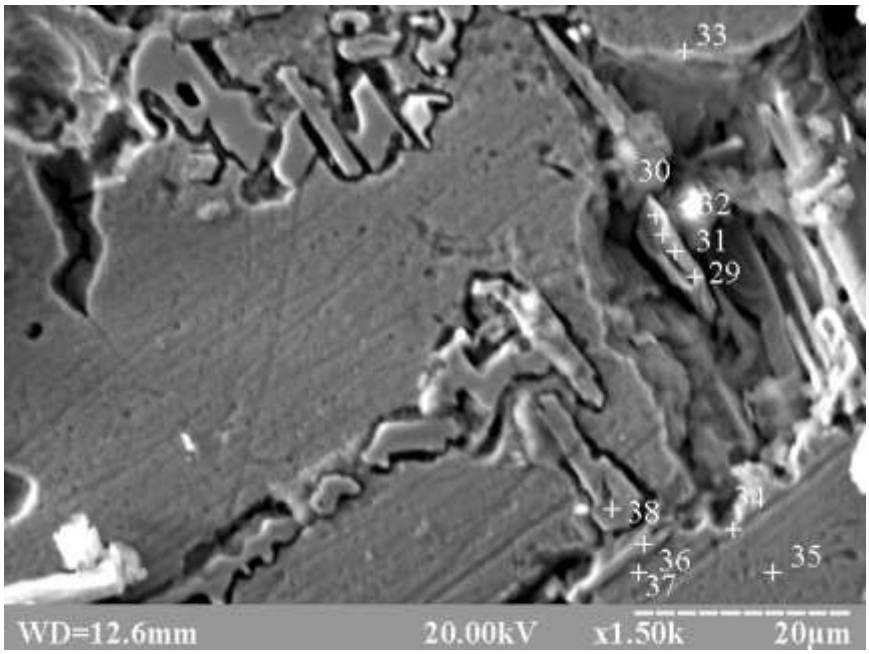


Рисунок 3.8 – Усадкова пора в чавуні 320Х22Г5Н3 та місця вимірювання хімічного складу основи й карбідів, що не контактували з основою (т. 29–38)

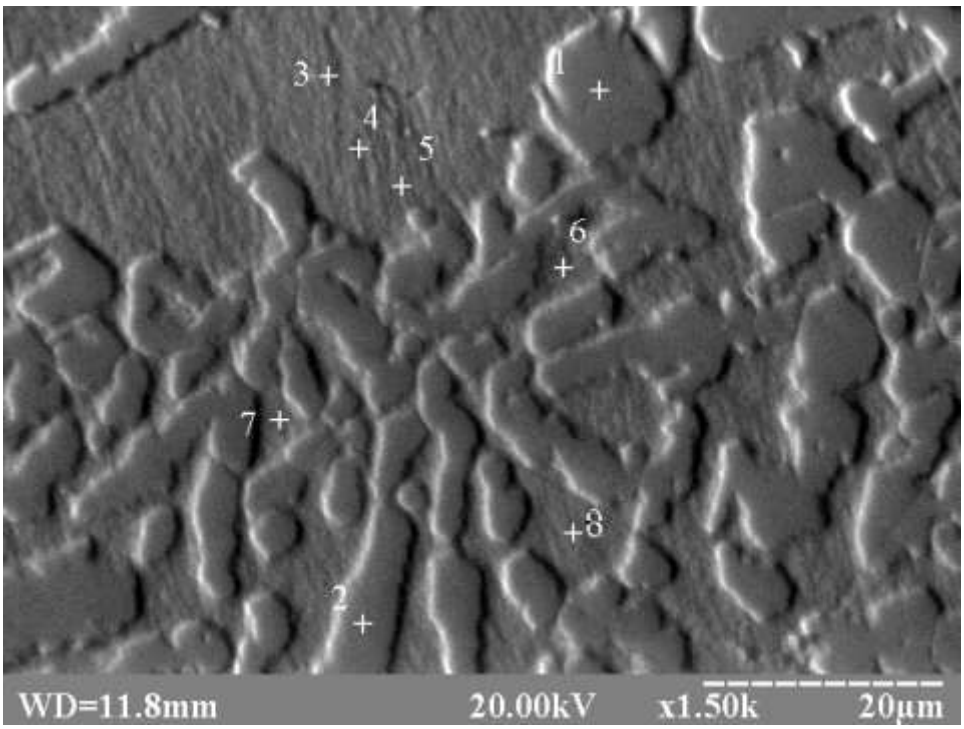


Рисунок 3.9 – Мікроструктура чавуну 320Х22Г5Н3 та місця вимірювання хімічного складу (т. 1–8)

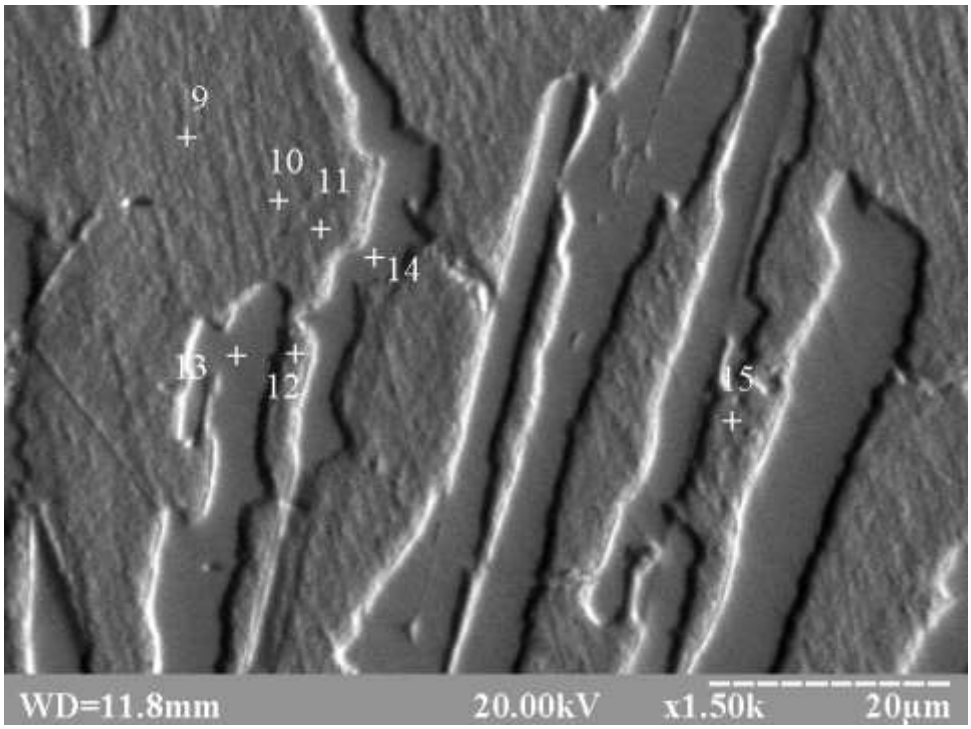


Рисунок 3.10 – Мікроструктура чавуну 320Х22Г5Н3 та місця вимірювання хімічного складу (т. 9–15)

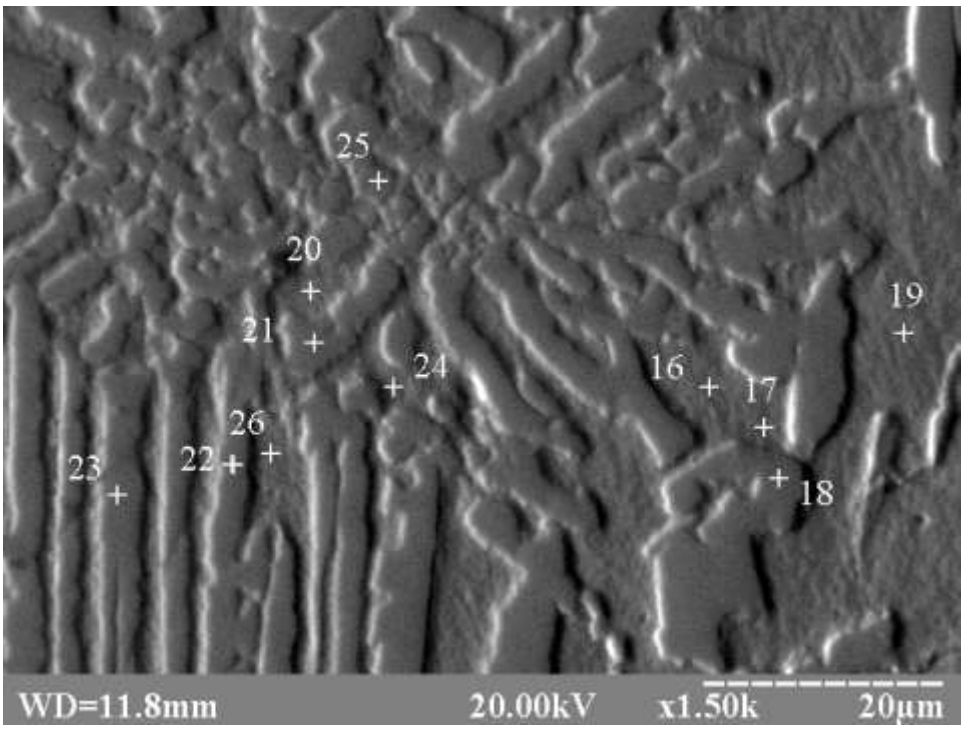


Рисунок 3.11 – Мікроструктура чавуну 320Х22Г5Н3 та місця вимірювання хімічного складу (т. 16–26)

Хімічний склад металевої основи на краю пори (т. 33) наведено в додатку А рис. А.16 та склад основи всередині евтектики – у додатку А рис. А.17 (т. 12) і додатку А рис. А.18 (т. 20). Хімічний склад металевої основи всередині зерен наведено в додатку А рис. А.19 (т. 4) й додатку А рис. А.20 (т. 9) та в зонах біля карбідів на відстані 0,5…1,5 мкм – у додатку А рис. А.21 (т. 11) та додатку А рис. А.22 (т. 17). Вміст елементів у різних карбідах та зонах металевої основи чавуну 320Х22Г5Н3 наведено в табл. 3.3.

За збільшення вмісту Cr в чавуні до 22 %, нікель практично був відсутній у складі первинних карбідів. Він увесь концентрувався в металевій основі. Збільшення вмісту Mn в чавуні підвищило його концентрацію в первинних карбідах, що не контактували з основою при охолодженні, але не вплинуло на характер його розподілу. Коефіцієнт розподілу Si поміж фазами майже не відрізнявся від його розподілу у чавуні складу 1 (12 % Cr) і становив K_{Si} = 0,40…0,58.

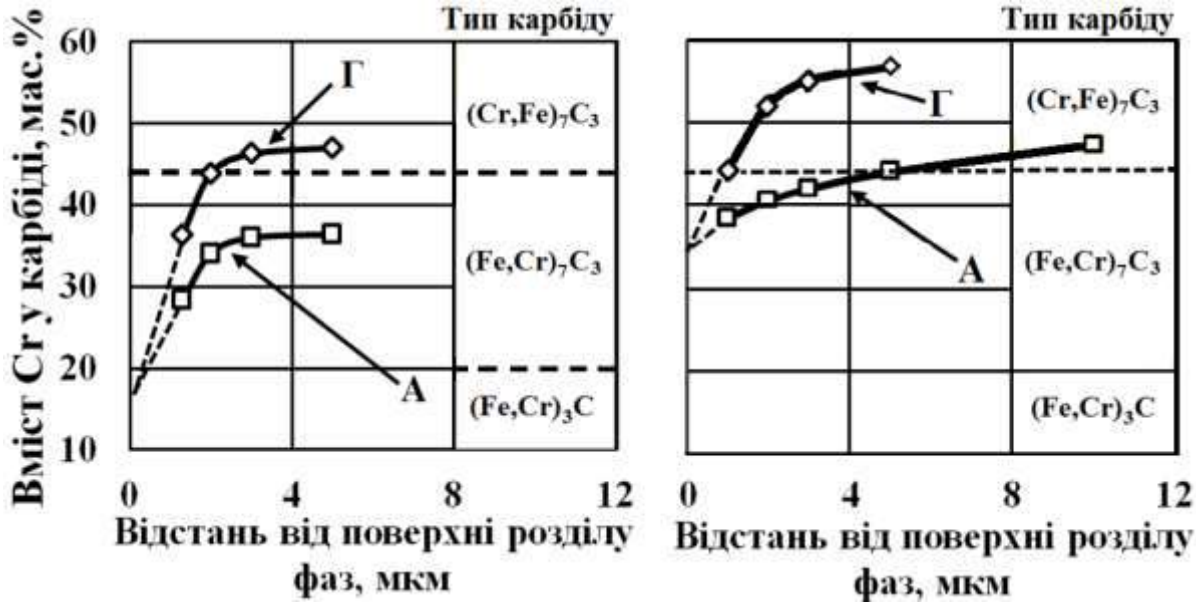
Результати проведених досліджень дають змогу стверджувати, що: під час кристалізації утворюються карбідні фази із значною хімічною та структур-

ною неоднорідністю; під час охолодження виливок у формі відбувається перерозподіл хімічних елементів між карбідами та основою, що призводить до появи зон біля карбідів, збіднених хромом та збагачених Mn, Ni і Si.

Таблиця 3.3 – Хімічний склад карбідів, основи та зон на межі розподілу фаз у 320Х22Г5Н3

Фази та зони		Карбіди		Основа			
		у порі	в основі	у порі	у центрі	біля карбіду	в евтектиці
Елемент, мас. %	Cr	41,70…46,27	51,87…56,80	9,37	10,81…11,01	9,05…9,73	8,73…8,83
	Mn	9,17…9,67	5,85…6,41	7,17	6,00…6,36	6,65…7,57	6,50…6,70
	Si	0,38…0,57	0,30…0,35	1,18	0,77…0, 78	0,83…0,85	0,85…0,90
	Ni	0,00…0,11	0,00…0,13	1,96	2,35…2,41	2,11…2,3	2,19…2,60

Зміни хімічного складу в карбідах та основі досліджених чавунів на відстані від межі розподілу фаз наведено на рис. 3.12–3.13.



а б

Рисунок 3.12 – Зміни вмісту хрому в карбідах чавунів 250Х12Г3Н3 (а) та 320Х22Г5Н3 (б) на відстані від межі розподілу фаз у напрямках А та Г

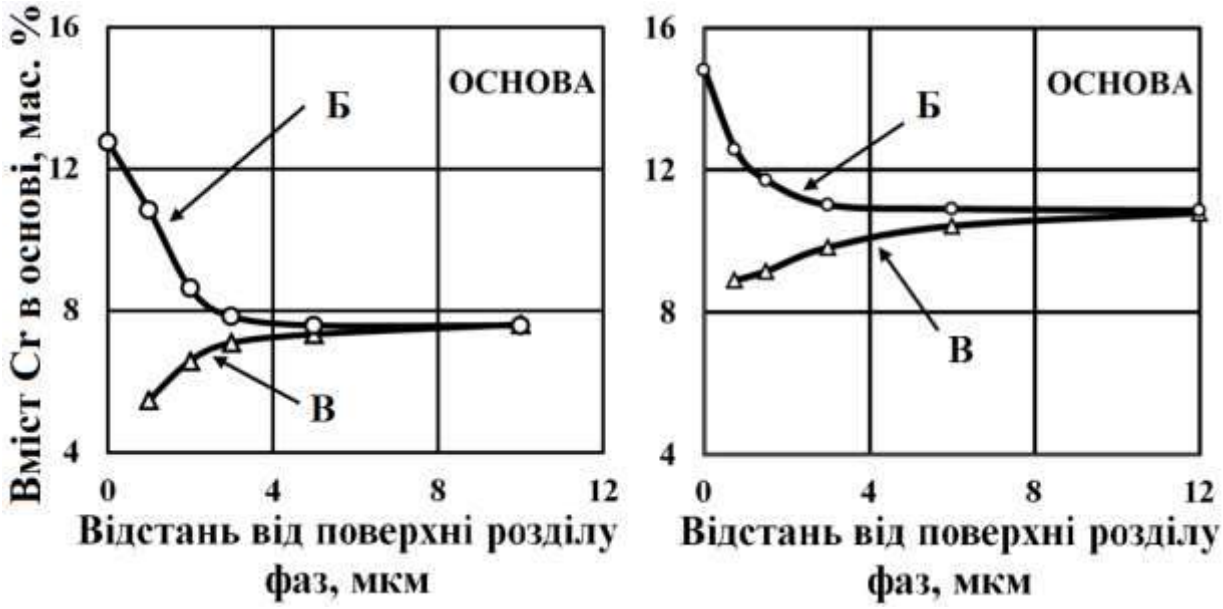


Рисунок 3.13 – Зміни вмісту хрому в основі чавунів 250Х12Г3Н3 (а) та 320Х22Г5Н3 (б) на відстані від межі розподілу фаз у напрямках Б та В

Таким чином, первинні карбіди, що утворюються у високохромистих чавунах під час кристалізації, мають складну структуру (шарувату будову), а саме всередині їх знаходяться об'єми з карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$ або $(Fe, Cr)_{23}C_6$, а на поверхні залежно від вмісту Cr і C і термокінетичних факторів – шари із цементиту або $(Fe, Cr)_7C_3$ (рис. 3.14). Фактично вони є безперервними твердими розчинами різних карбідів, у яких відбувається поступова заміна карбідоутворювального елемента заліза на хром, що має більшу спорідненість із вуглецем.

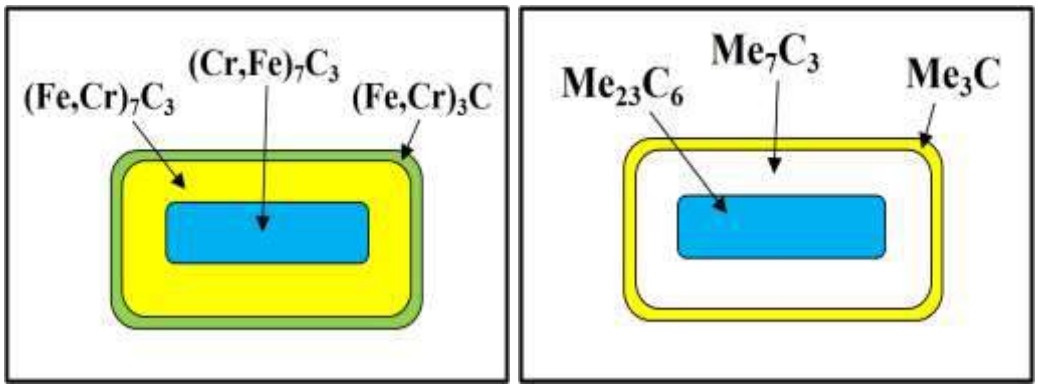


Рисунок 3.14 – Модель шаруватих карбідів, що утворюються із рідини під час кристалізації виливка із ЗЧХ

Пошаровий процес формування карбідів (Cr, Fe)$_7$C$_3$ детально описано в працях Ю. М. Тарана, К. П. Буніна та інших дослідників [34], [66], [292]. Слід зауважити, що формування шарів карбіду відбувається при постійному зменшенні концентрації хрому в рідині. Модель, що відображає формування карбідної фази під час кристалізації евтектичної частини високохромистих чавунів із утворенням шаруватих карбідів, які мають хімічну та структурну неоднорідність, наведено на рис. 3.15.

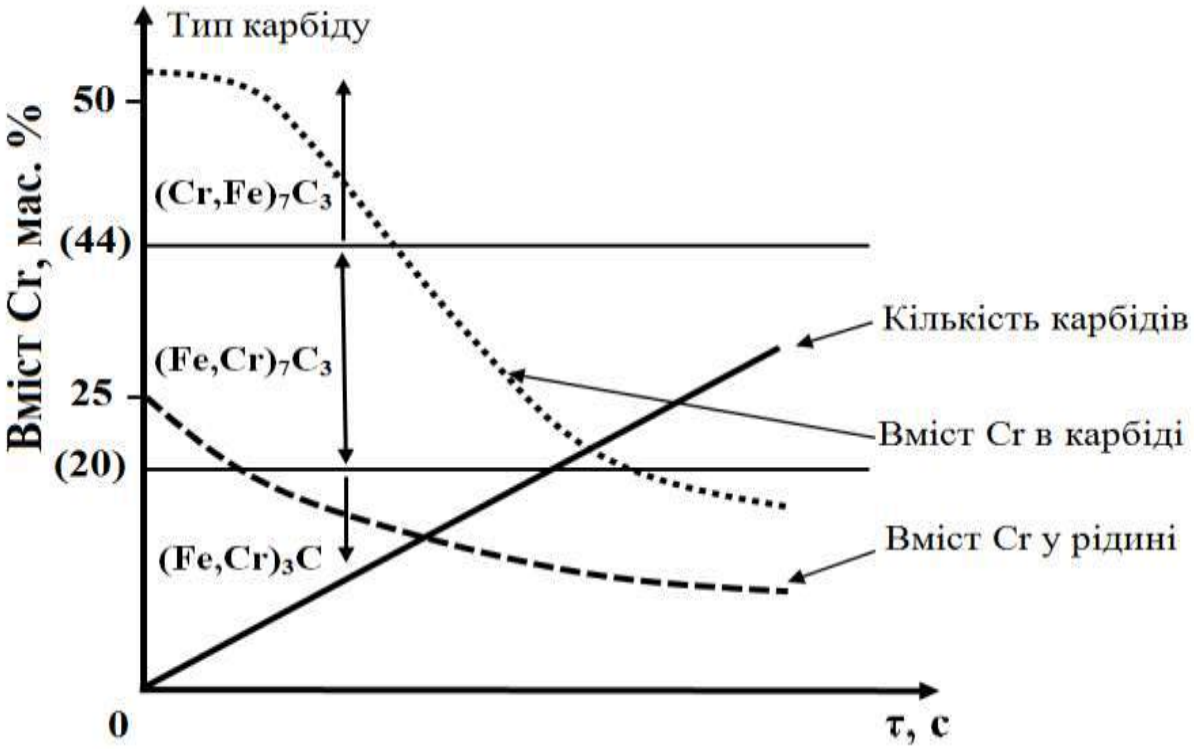


Рисунок 3.15 Модель, що відображає формування карбідної фази та зміни вмісту хрому в карбідах під час кристалізації

У результаті аналізу розподілу елементів між фазами у сплавах 1 і 2 (див. табл. 3.2–3.3) були отримані дані: для нікелю – K_{Ni} = 0,02…0,04; для кремнію – K_{Si} = 0,4…0,6. Автори праці [293] також відзначають, що нікель та кремній майже повністю концентруються в матриці комплекснолегованого чавуну. Коефіцієнт розподілу нікелю в чавуні $Кр_{Ni}$ становить 0,018…0,023. За такого значення $Кр_{Ni}$ формула (2.4) може бути спрощеною:

$$Ni_{осн} = Ni_{заг} / (1 – К), \text{ мас. \%}, \quad (3.3)$$

де $Ni_{заг}$ – вміст нікелю в чавуні, мас.%;

К – кількість карбідів (частка).

В обчисленнях вмісту нікелю в основі ($Ni_{осн}$) за спрощеною формулою похибка становить менше ніж 1 %. В обчисленнях вмісту кремнію в основі можливе використання коефіцієнта $К_{Si}$ = 0,55, що забезпечить достатню точність (похибка становитиме менше ніж 5 %), а спрощена формула матиме вигляд:

$$Si_{осн} = (Si_{заг} – 0{,}55К) / (1 – К), \text{ мас. \%}. \quad (3.4)$$

де $Si_{заг}$ – вміст кремнію в чавуні, мас.%;

К – кількість карбідів (частка).

Вміст хрому та марганцю в основі залежав від кількості інших легувальних елементів у сплаві. Наявність значної сегрегації Cr та Mn у фазах, що утворюються у хромистих чавунах детально описано у працях [289], [293].

3.1.2 Систематизація карбідів, що утворюються в системі Fe-C-Cr-Mn

Тип карбіду значною мірою залежить від співвідношення хрому до вуглецю, тому первинна карбідна фаза може мати не тільки хімічну неоднорідність але й структурну. При зменшенні в рідині вмісту хрому і вуглецю в поверхневих шарах первинних карбідів (при вмісті хрому менше ніж 20 %) формуються карбіди цементитного типу M_3C. При подальшому охолодженні в твердому стані відбуваються трансформації карбідної фази із утворенням більш стабільних карбідів M_7C_3. Утворення карбідів M_7C_3 із вмістом вуглецю близько

9 % призводило до збіднення рідини на вуглець, що сприяло утворенню карбідів $M_{23}C_6$ із вмістом вуглецю близько 5,5%.

Формування вторинних карбідів у твердому стані відбувалося як в середині металевої основи, так і на існуючих карбідах. Цей процес відбувався внаслідок зменшення розчинності вуглецю в металевій основі та зміни розчинності хрому в γ-Fe. Тип кристалічної будови цих карбідів визначався кількістю хрому і вуглецю в металевій основі та тривалістю процесу охолодження, що призводив до утворення карбідів або цементитного типу, або інших залежно від співвідношення хрому до вуглецю. Процес формування вторинних карбідів відбувався шляхом утворення проміжних фаз (див. розділ 1).

Отже, під час кристалізації утворювалися метастабільні карбідні фаз на основі заліза, що в процесі охолодження виливка у формі поступово трансформуються у більш стабільні фази із більшим вмістом хрому. Заміщення в карбідах атомів заліза на атоми хрому призводило до формування навколо карбідів зон, збіднених на хром. Зони із низьким вмістом хрому є осередками руйнування та головною причиною міжкристалічної корозії. Для розробки заходів із запобігання або зменшення впливу цього негативного явища на експлуатаційні й технологічні властивості ЗЧХ необхідно визначити не тільки склад первинних карбідів, а й фактори, що впливають на інтенсивність цього процесу. Можливість визначення типу карбіду за хімічним складом дає змогу його легко ідентифікувати.

Велика взаємна розчинність заліза із хромом та марганцем впливає на масове співвідношення елементів у карбідах та порушує їх стехіометричну пропорцію. Для визначення головного карбідоутворювального елемента було проведено систематизацію карбідів із перерахуванням вмісту елементів із атомарних відсотків у масові з урахуванням відомої максимальної розчинності елементів (Cr, Mn Fe) в різних типах карбідів. Склад карбідів, що утворюються в системі Fe-C-Cr за максимальної розчинності елементів у мас. % та ат. %, за даними [36], [61], [68], [73], [87], [92], [109], наведено в табл. 3.4.

Таблиця 3.4 – Склад карбідів у системі Fe-C-Cr в ат. % та мас. %

Тип карбіду, вміст елемента	Елемент / кількість атомів	Вміст елемента, %	
		атомарних	масових
Fe_3C	C / 4a	25,00	6,69
	Fe / 12a	75,00	93,31
$(Fe, Cr)_3C$ Cr–18,75 ат. %	C / 4a	25,00	6,80
	Cr / 3a	18,75	22,07
	Fe / 9a	56,25	71,13
Cr_3C	C / 4a	25,00	7,15
	Cr / 12a	75,00	92,85
Fe_7C_3	C / 12a	30,00	8,44
	Fe / 28a	70,00	91,56
Cr_7C_3	C / 12a	30,00	9,01
	Cr / 28a	70,00	90,99
$(Cr, Fe)_7C_3$ Fe–22,5 ат. % (30 мас. %)	C / 12a	30,00	8,82
	Cr / 19a	47,50	60,44
	Fe / 9a	22,50	30,75
$(Cr, Fe)_7C_3$ Cr–32,5 ат. % Fe–37,5 ат. % (50 мас.%)	C / 12a	30,00	8,69
	Cr / 14a	32,50	40,77
	Fe / 14a	37,50	50,53
$(Cr, Fe)_7C_3$ Cr = Fe = 35 ат. %	C / 12a	30,00	8,71
	Cr / 13a	35,00	44,01
	Fe / 15a	35,00	47,27
$Fe_{23}C_6$	C / 24a	20,68	5,31
	Fe / 92a	79,32	94,69
$Cr_{23}C_6$	C / 24a	20,68	5,68
	Cr / 92a	79,32	94,32
$(Cr, Fe)_{23}C_6$ Fe–28,5 ат. % (35 мас. %)	C / 24a	20,68	5,54
	Cr / 59a	50,86	59,00
	Fe / 32a	28,46	35,46
$(Cr, Fe)_{23}C_6$ Cr = Fe = 39,66 ат. %	C / 24a	20,68	5,49
	Cr / 59a	39,66	45,57
	Fe / 32a	39,66	48,94
Cr_3C_2	C / 8a	40,00	13,34
	Cr / 12a	60,00	86,66
$(Cr, Fe)_3C_2$ Fe–10 ат. % (15 мас. %)	C / 8a	40,00	13,20
	Cr / 10a	50,00	71,45
	Fe / 2a	10,00	15,35
$(Cr, Fe)_3C_2$ Fe–5 ат. % (7 мас. %)	C / 8a	40,00	13,27
	Cr / 11a	55,00	79,01
	Fe / 1a	5,00	7,71

В основу табл. 3.4 покладено принцип заміни атомів одного елемента на інший в елементарній гратці карбіду. Кількість атомів у гратці різних типів карбідів було прийнято: для M_3C – 16, M_7C_3 – 40; $M_{23}C_6$ – 116 та M_3C_2 – 20. За рівної кількості атомів Fe та Cr у карбіді масовий вміст цих елементів становив для M_7C_3: 44,01 мас. % Cr та 47,27 мас. % Fe; для $M_{23}C_6$: 45,57 мас. % Cr та 48,94 мас. % Fe. Отже, якщо карбіди містять атомів хрому менше, ніж атомів заліза, то вони є карбідами заліза, що леговані хромом.

Результати аналізу дають змогу стверджувати, що легування цементиту хромом збільшує масовий вміст С від 6,69 мас.% до 6,8 мас. %, а в карбіді Cr_3C вміст вуглецю становить 7,15 мас. %. Так само вміст вуглецю в карбіді Fe_7C_3 становить 8,44 мас. %, а в Cr_7C_3 – 9,01 мас. %. У карбідах $M_{23}C_6$ при зміні атомів заліза на атоми хрому вміст вуглецю змінюється з 5,31 мас. % на 5,68 мас. %. У карбіді Fe_3C_2 вміст вуглецю становить 12,54 мас. %, а в Cr_3C_2 – 13,34 мас. %. Зміни розподілу вуглецю впливають на кількість карбідної фази та стан металевої основи. Зміни вмісту вуглецю в різних карбідах у разі заміщення атомів Fe на атоми Cr наведено на рис. 3.16.

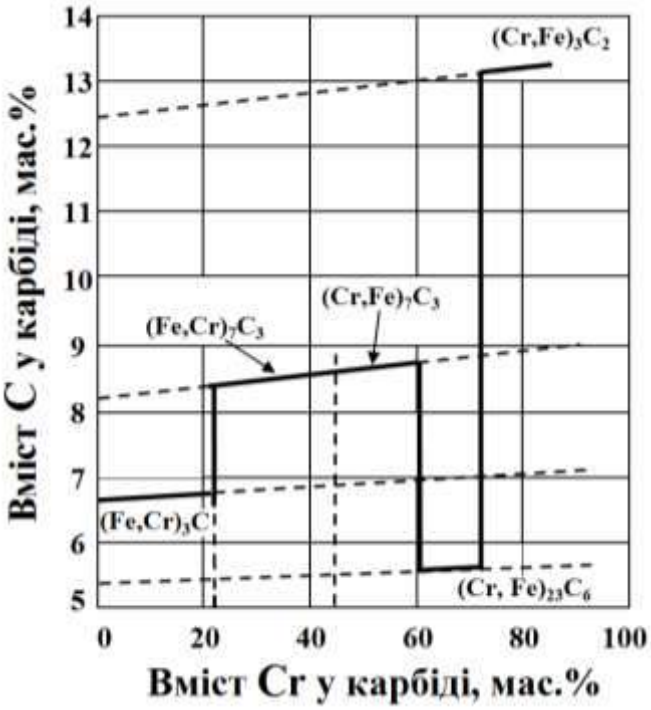


Рисунок 3.16 – Кількість С у різних карбідах при збільшенні вмісту Cr

Під впливом температури метастабільна система $Fe\text{-}Fe_3C$ перетворюється на стабільну систему Fe-C із виділенням вільного вуглецю. Легування хромом стабілізує цементит і карбіди заліза та робить значення енергії Гіббса негативними [87]. Відповідно до цього, утворення вуглецю у вільному стані має відбуватися через проміжні фази із поступовим збільшеним його концентрації. Найближчою карбідною фазою із вмістом вуглецю, більшим, ніж у цементиті, є карбід Fe_7C_3, що може розчиняти хром із утворенням безперервного ряду твердого розчину.

У системі Fe-C-Cr при збільшенні вмісту хрому понад 20 %, на підставі даних, наведених [87], утворюються карбіди $(Fe, Cr)_3C$ та $(Fe, Cr)_7C_3$. Утворення карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$ є можливим лише за подальшого збільшення вмісту хрому в чавуні або під час термічної обробки внаслідок прагнення системи до зменшення вільної енергії. Зміни в хімічному складі карбідів та їх перетворення зумовлюють перерозподіл елементів. Зони існування карбідів заліза та хрому із різним типом кристалічної гратки та хімічним складом наведено на рис. 3.17. З аналізу діаграми (див. рис. 3.17) видно, що за однакової концентрації хрому за певних обставин можуть утворюватися карбіди різних типів із різним вмістом вуглецю.

У високохромистих чавунах у системі Fe-C-Cr процес трансформації карбідів з одного типу кристалічної гратки в інший не має зворотного напрямку. Він відбуваються за схемою:

$$(Fe, Cr)_3C \rightarrow (Fe, Cr)_7C_3 \rightarrow (Cr, Fe)_7C_3 \rightarrow (Cr, Fe)_3C_2 \qquad (3.5)$$

Низьковуглецеві карбіди $Me_{23}C_6$ (K_1) перетворюються на карбіди із більшим вмістом вуглецю у сталях та чавунах при дотриманні співвідношення $Cr/C > 10$. Це співвідношення може змінюватися під час поліморфних перетворень заліза або за введенням легувальних елементів (Mn), що збільшують розчинність вуглецю в основі, та, відповідно, зменшують карбідоутворювальну

частку вуглецю. За таких обставин (3 < Cr/C <10) можуть відбуватися перетворення карбідів Me_7C_3 на карбіди $Me_{23}C_6$.

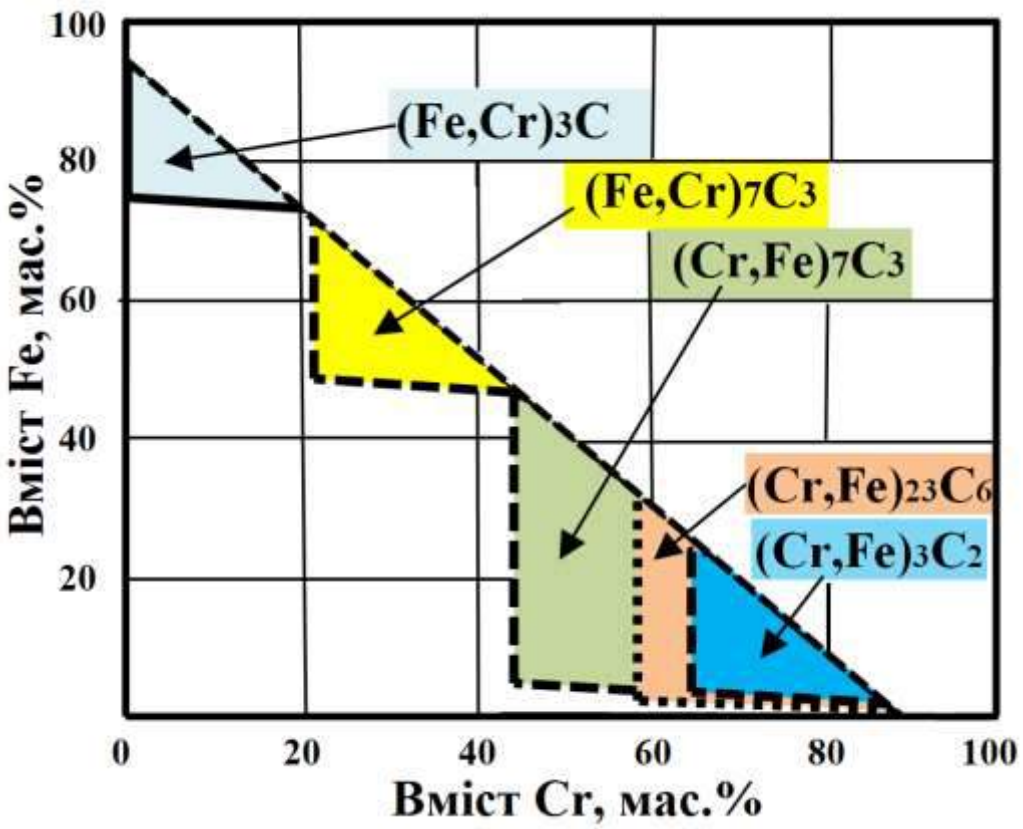


Рисунок 3.17 – Вміст хрому та заліза в карбідах різних типів

Діаграма Fe-C-Cr [68] не відображає сучасних уявлень про утворення карбідних фаз у цій системі. На існування розбіжностей із практикою звертає увагу Л. Ю. Іонова [286], спираючись на дані щодо трансформації карбідів M_7C_3 у $M_{23}C_6$ під час термічної обробки.

Діаграму Fe-C-Cr при температурі 20 °С із внесеними доповненнями, на підставі даних табл. 3.4, подано на рис. 3.18. Уточнену діаграму Fe-C-Cr (див. рис. 3.18) створено з урахуванням існування карбідів заліза $Fe_{23}C_6$, Fe_7C_3, Fe_3C_2 та їх поступової трансформації в карбіди хрому $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 та Cr_3C_2. Для більш точного зображення ліній на цій діаграмі потрібні додаткові дослідження, що не є метою цієї роботи.

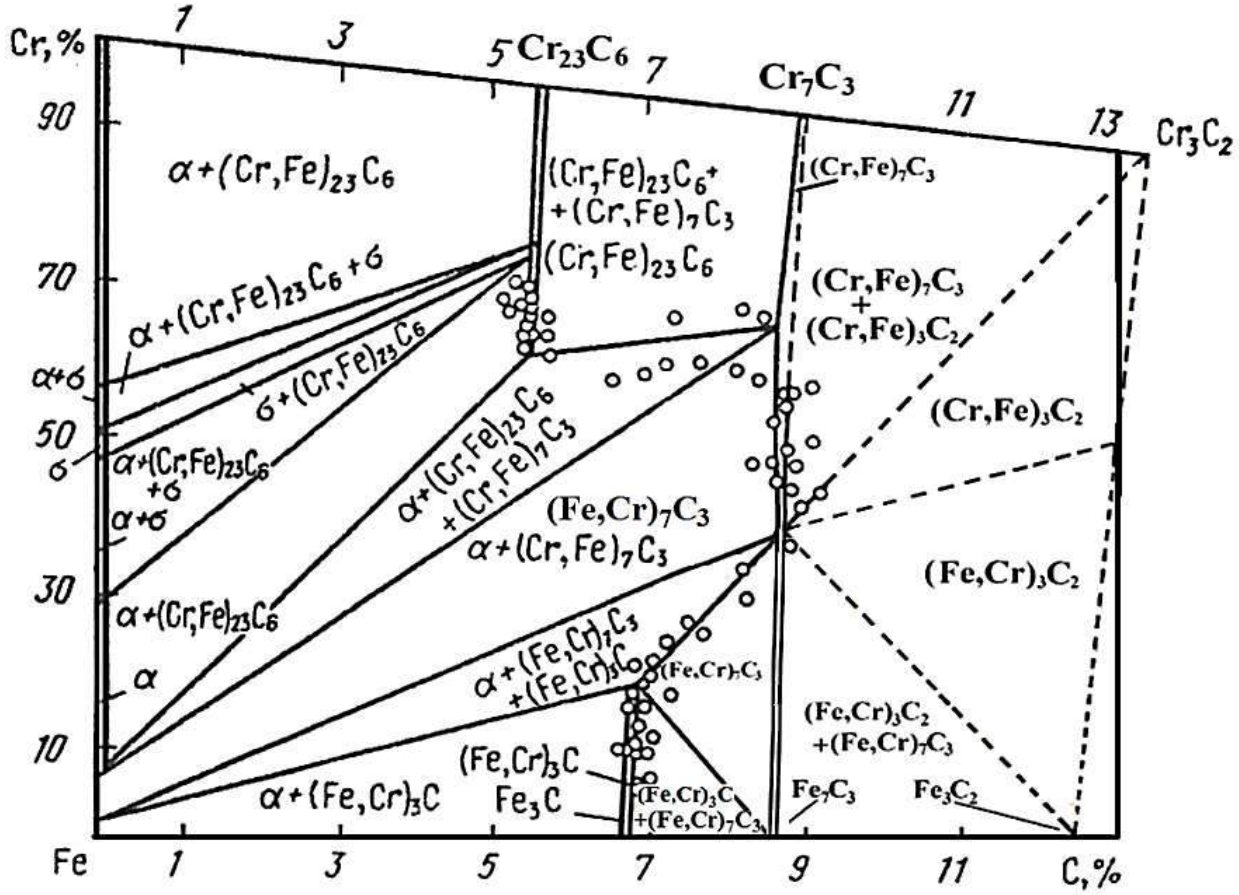


Рисунок 3.18 – Діаграма Fe-C-Cr при температурі 20 °С [68] із внесеними доповненнями

Легування чавунів марганцем зумовлює часткове заміщення у карбідах атомів заліза на атоми марганцю, що також змінює вміст вуглецю в ізоморфних карбідах (табл. 3.5). Вплив марганцю на зміни вмісту вуглецю в карбідах менший, ніж від хрому. Заміщення заліза на хром у карбіді Fe_3C збільшує вміст вуглецю з 6,69 до 7,15 мас. % (див. табл. 3.5), тоді як заміщення на марганець – до 6,79 мас. % (див. табл. 3.5). Одночасний вплив хрому та марганцю на збільшення кількості вуглецю, зв’язаного в карбідах, зменшує загальну кількість карбідної фази, але за умови, що не відбувається зміна типу карбіду, адже зміна типу карбіду впливає на загальний об’єм карбідної фази. Легування марганцем збільшує розчинність вуглецю в металевій основі, що зменшує частку вуглецю, зв’язаного в карбіди. Це призводить не тільки до зменшення кількості карбідів,

але й впливає на співвідношення Cr/C, що може призвести до зміни типу карбіду.

Таблиця 3.5 – Хімічний склад карбідів у системі Fe-C-Mn у мас. та ат. %

Тип карбіду	Елемент / кількість атомів	Вміст елемента, %	
		атомарних	масових
Mn_3C	C / 4a	25,00	6,79
	Mn / 12a	75,00	93,21
$(Fe, Mn)_3C$ Mn – 30 мас. %	C / 4a	25,00	6,72
	Mn / 4a	25,00	30,75
	Fe / 8a	50,00	62,52
Mn_7C_3	C / 12a	30,00	8,57
	Mn / 28a	70,00	91,43
$(Mn, Fe)_7C_3$ Mn – 50 ат. % Fe – 50 ат. %	C / 12a	30,00	8,71
	Mn / 14a	35,00	44,01
	Fe / 14a	35,00	47,27
$Mn_{23}C_6$	C / 24a	20,68	5,39
	Mn / 92a	79,32	94,61
$(Mn, Fe)_{23}C_6$ Mn – 50 ат. % Fe – 50 ат. %	C / 24a	20,68	5,35
	Mn / 46a	39,66	46,94
	Fe / 46a	39,66	47,71
Fe_3C_2	C / 8a	40,00	12,54
	Cr / 12a	60,00	87,46
Mn_3C_2	C / 8a	40,00	12,72
	Cr / 12a	60,00	87,28

Атоми Fe, Mn та Cr мають різні розміри, отже, заміщення атомів викликає зміни в об’ємі елементарної гратки карбідів і, відповідно, впливає на енергетичний стан зон на межі розподілу карбід – основа. За даними [87], об’єм

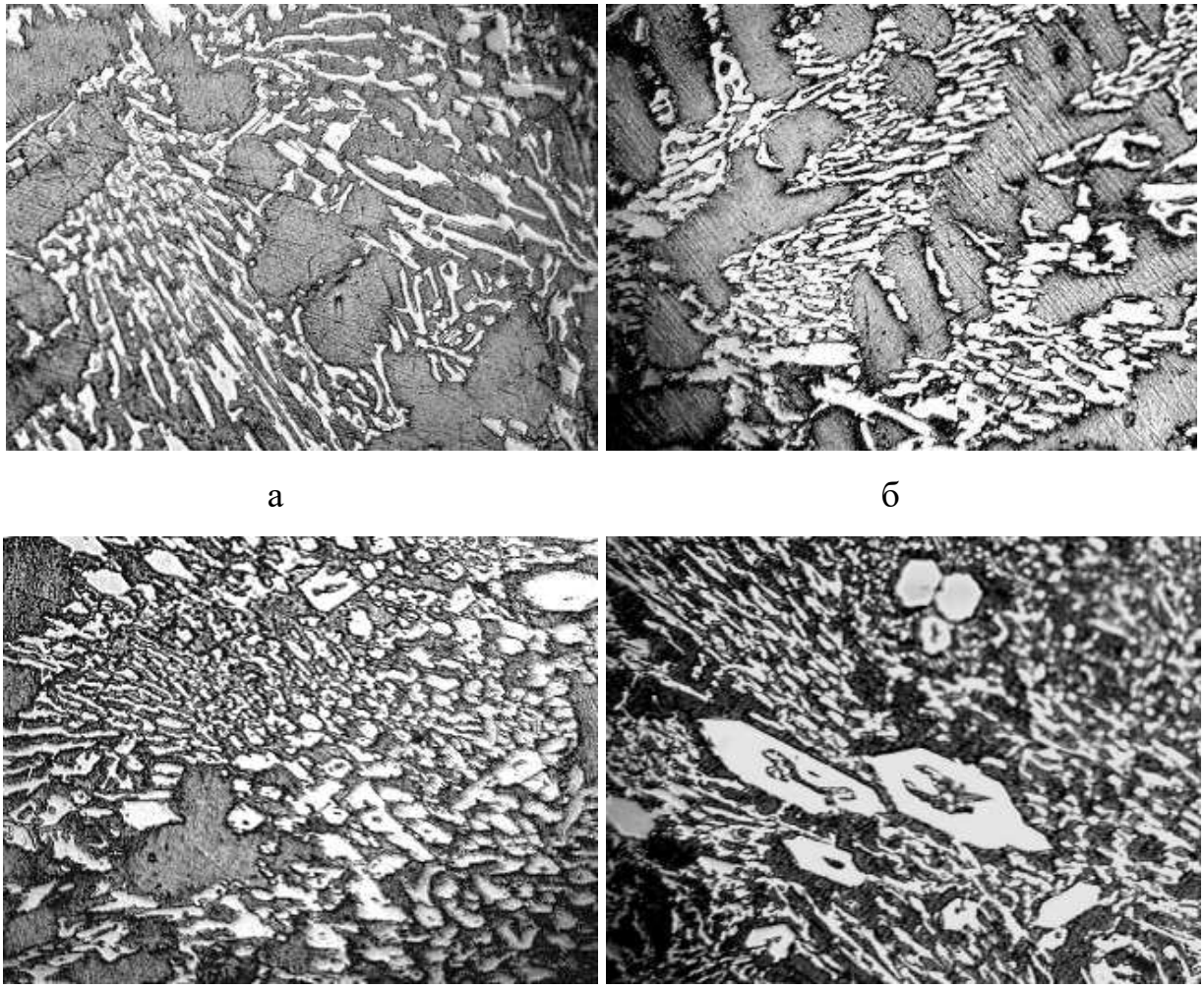
елементарної гратки Cr_3C більший на 2,5 % за об'єм елементарної гратки Fe_3C, а об'єм гратки Cr_7C_3 більший на 3,0 % за Fe_7C_3. Тобто під час ТО, коли відбувається перерозподіл елементів, а саме заміщення в карбідах атомів заліза і марганцю на атоми хрому, відбуваються зміни об'єму кристалічної гратки карбіду через різницю в розмірах атомів заліза, марганцю та хрому. Це призводить до зміни енергетичного стану зон на межі розподілу фаз. Залишкові напруження третього та другого роду внаслідок зміни об'єму в кристалічній будові карбідів та металевій основі на межі розподілу фаз сприяють виникненню корозії під напруженням, а також посилюють вплив ефекту Ребіндера.

Отже, ідентифікація карбідних фаз, що утворюються в системі Fe-C-Cr та Fe-C-Cr-Mn, має важливе значення. Визначення карбідних фах за масовим вмістом елементів, із використанням даних табл. 3.4 і табл. 3.5, дає змогу прогнозувати зміни в структурі, хімічному складі фаз та вміст хрому в зонах на межі розподілу фаз, що будуть відбуватися під час термічної обробки та впливатимуть на процеси руйнування під час експлуатації.

3.2. Вплив легувальних елементів на хімічний склад фаз та властивості зносостійких чавунів у литому стані без ТО

Наявність у структурі чавуну металевої основи із різним вмістом хрому більше ніж 12 % (у центральних зонах зерен) та менше (у зонах біля карбідів) може призвести до появи мікрогальванічних елементів [196]. Вплив хрому в чавуні на його концентрацію в зонах біля карбідів досліджували на сплавах, що містили 2,8…3,1 % C, 11,74…29,86 % Cr, 1,72…2,17 % Mn, 1,1…1,5 % Ni та 0,8…1,2 % Si. Основа чавунів із вмістом хрому до 22,78 % була аустенітною, а в чавуну із 29,86 % Cr – феритною (рис. 3.19). При підвищенні вмісту хрому від 11,74 % до 29,86 % евтектична складова в чавуні збільшилася, що зумовило

зростання кількості карбідів із 26 % до 33 %. У чавуні із вмістом хрому 29,86 % утворилися заевтектичні карбіди значного розміру (див. рис. 3.19 г).



а б в г

а – 11,74 % Cr; б – 14,77 % Cr; в – 22,78 % Cr; г – 29,86 % Cr

Рисунок 3.19 – Структури чавунів із різним вмістом хрому, х370

Аналіз хімічного складу карбідів та металевої основи залежно від вмісту хрому в чавунах (рис. 3.20) [294] доводить, що збільшення загального вмісту хрому з 11,74 % до 29,86 % поступово збільшило середній вміст хрому в основі з 5,5 % до 16,8 %, а в карбідах – із 36 % до 65 %. При 26 % Cr у чавуні відбулося насичення вмісту хрому в карбідах. У чавунах, що місили 11,74 % хрому, карбідна фаза складалася із карбідів $(Fe,Cr)_3C$ та $(Fe,Cr)_7C_3$. При збільшенні вмісту хрому у чавунах відбувалося поступове заміщення цементиту – $(Fe,Cr)_3C$ на

карбіди заліза $(Fe,Cr)_7C_3$, а потім на карбіди хрому $(Cr,Fe)_7C_3$. У чавунах із вмістом хрому понад 18 % карбідна фаза складалася тільки із карбідів на основі хрому.

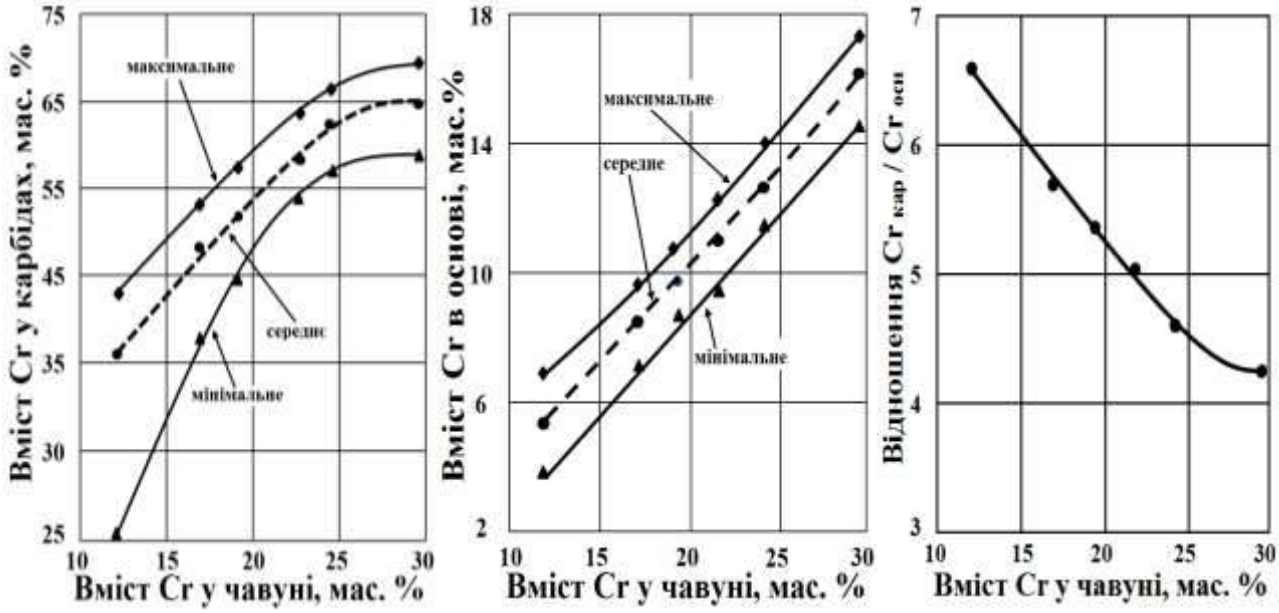


Рисунок 3.20 – Вплив вмісту хрому у чавуні та його розподіл між фазами

Велика різниця концентрацій хрому в карбідах та металевій основі доводить, що під час охолодження виливка у формі утворювалися фази, що містили значну хімічну неоднорідність. Це пояснюється специфікою процесу карбідоутворення. Коефіцієнт розподілу хрому між фазами ($Cr_{кар}/Cr_{осн}$) становив 6,5 за вмісту 11,74 % Cr у чавуні. Збільшення вмісту хрому в чавуні сприяло вирівнюванню розподілу між фазами. За вмісту в чавуні 29,9 % хрому коефіцієнт розподілу становив 4,2.

Більш ретельний аналіз хімічної неоднорідності основи виявив, що в усіх досліджених чавунах на межі розподілу фаз карбід – основа та всередині евтектичних колоній утворювалися зони, збіднені на хром (рис. 3.21). Найменший вміст хрому в основі було виявлено всередині евтектичних колоній. У чавунах, що містили до 14,77 % хрому, карбідна фаза складалась із карбідів $(Fe,Cr)_7C_3$ та цементиту. При збільшенні вмісту хрому у чавуні утворилися карбіди Me_7C_3, у яких зі збільшенням концентрації хрому в чавуні також поступово збільшува-

лася його концентрація. Хімічний склад карбідів, що утворились у чавуні із вмістом 29,86 % Cr, становив: 61…68 % Cr, 0,21…0,6 % Mn, 0,46…0,63 % Si.

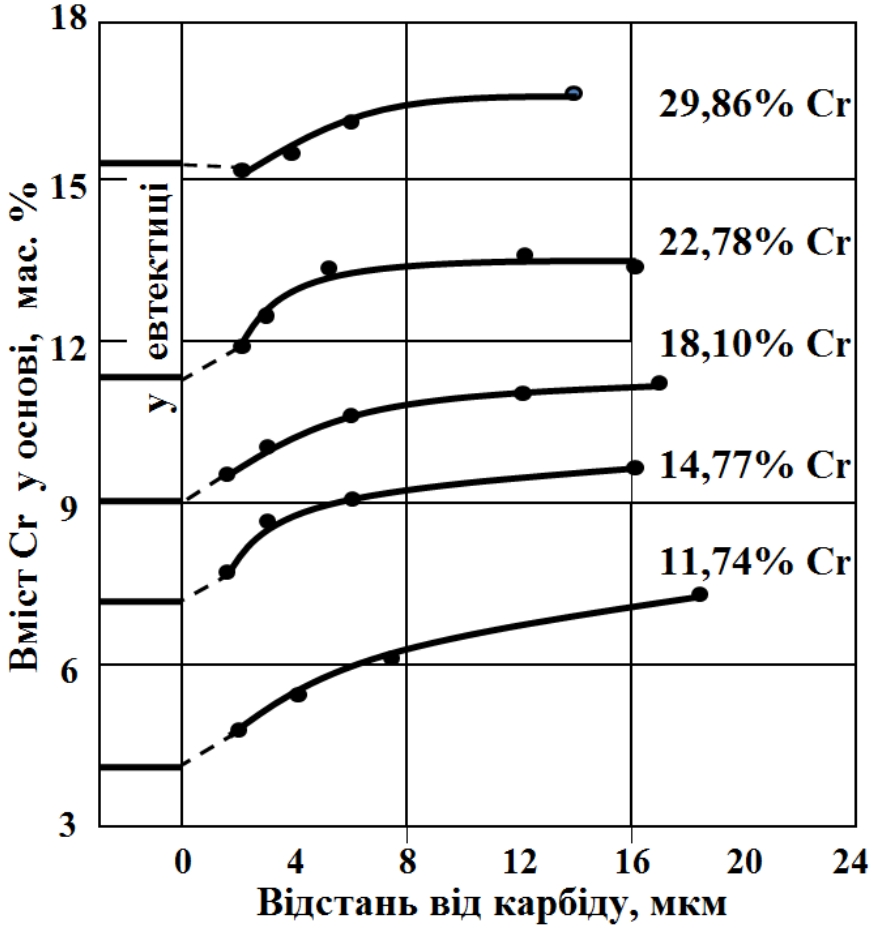
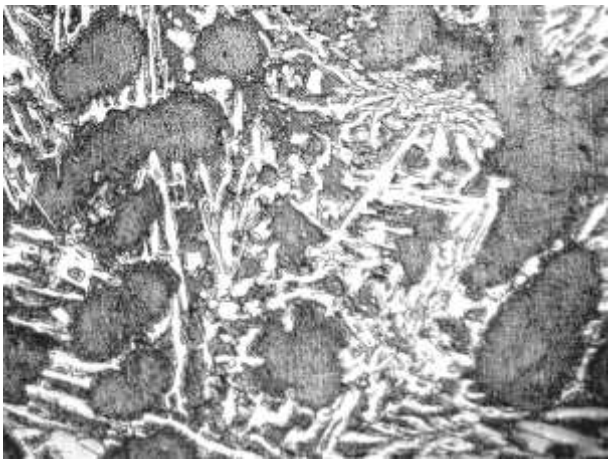


Рисунок 3.21 – Зміна вмісту хрому в металевій основі залежно від відстані від карбідів за різного вмісту хрому в чавуні

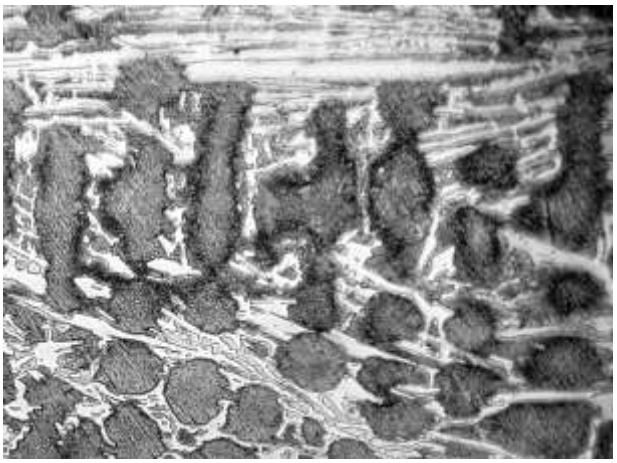
Металева основа чавунів із 18…23 % Cr містила більше ніж 12 % Cr у центрі зерен, а у зонах біля карбідів – менше 11 %. Наявність у металевій основі зон, що містять 11 % хрому із негативним електрохімічний потенціалом та зон із 12 % хрому із позитивним електрохімічним потенціалом [196], сприяє утворенню гальванічних пар в електролітичному середовищі, що негативно впливає на корозійну стійкість. Мінімальна концентрація хрому (близько 12 %) в металевій основі, що забезпечує корозійну стійкість, утворювалася у чавунах, що містили понад 23 % Cr за вмісту: 2,8…3,1 % C, 1,7…2,2 % Mn, 1,1…1,5 % Ni та 0,8…1,2 % Si.

Вплив марганцю на формування структури ЗЧХ полягає в тому, що він є карбідоутворювальним елементом та сприяє стабілізації аустеніту. Більшість карбідів Mn ізоморфні до карбідів Cr та Fe. Відповідно до цього, розподіл Mn поміж карбідами та основою має вирішальне значення для високохромистих чавунів.

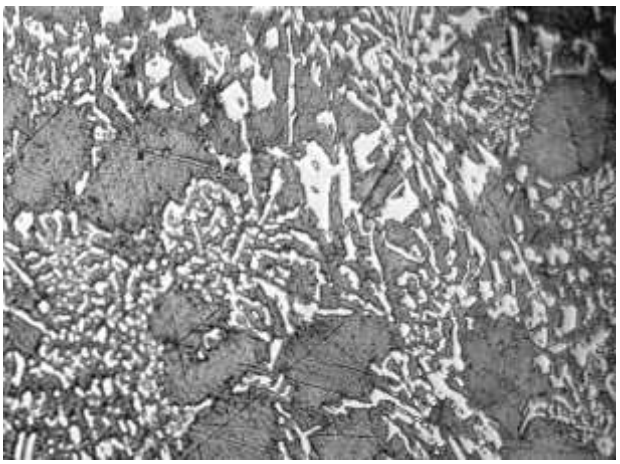
Вплив кількості Mn на його розподіл між фазами та концентрацію хрому в зонах біля карбідів досліджували в чавунах: 300Х16НС (4 сплави) із концентрацією марганцю 0,7…6,2 % та 230Х25С (2 сплави) із вмістом 1,7 % Mn та 6,5 % Mn. Додаткове легування чавуну 300Х16НС марганцем практично не впливало на характер карбідної фази (рис. 3.22–3.23).



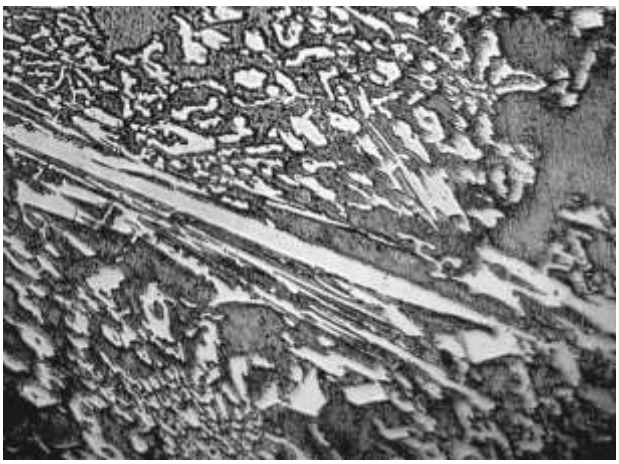
0,7 % Mn



1,9 % Mn

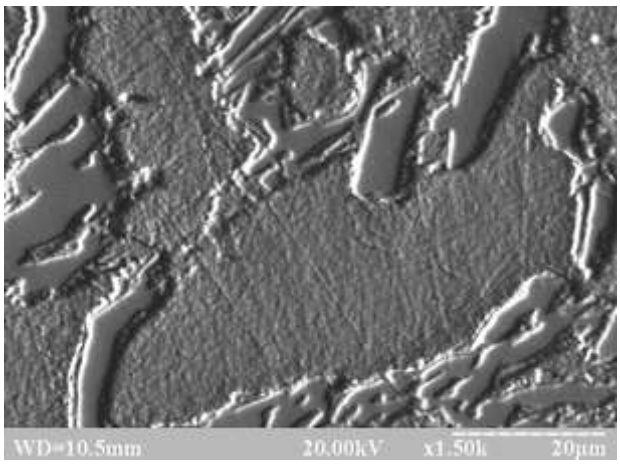


3,8 % Mn

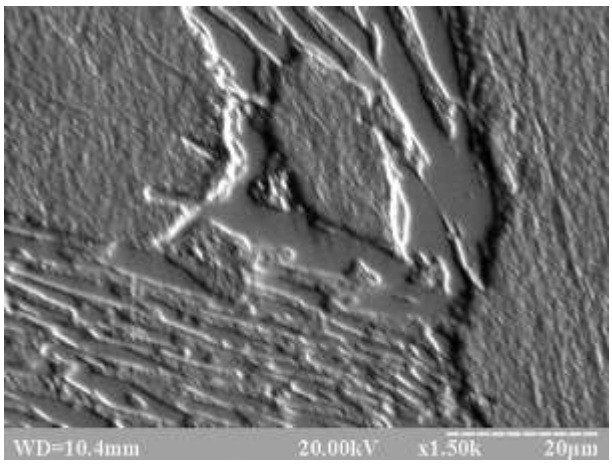


6,2 % Mn

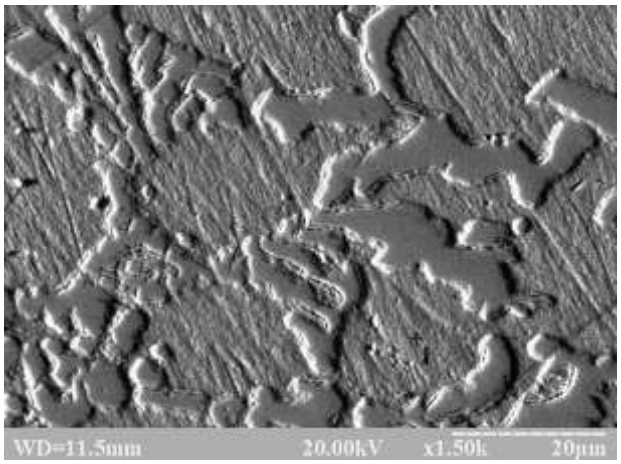
Рисунок 3.22 – Мікроструктура чавуну 300Х16НС, додатково легованого марганцем, х370



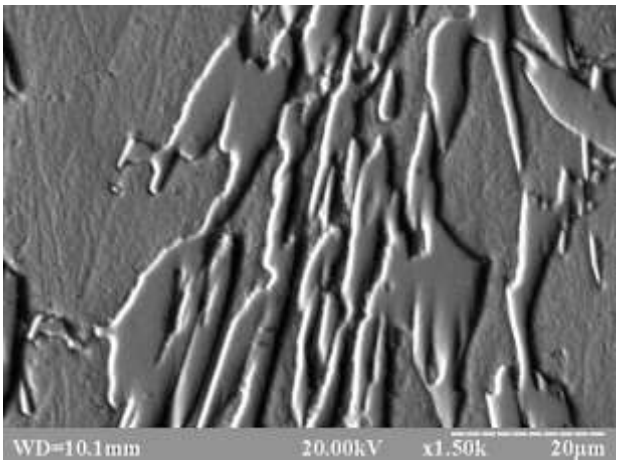
0,7 % Mn



1,9 % Mn



3,8 % Mn



6,2 % Mn

Рисунок 3.23 – Мікроструктура чавуну 300Х16НС, додатково легованого марганцем, х1500

Збільшення вмісту марганцю сприяло більш чіткому вигляду меж розподілу фаз карбід – основа, що видно із травлення цих зон (рис. 3.24) [295]. Такі зміни можуть бути пояснені відмінностями в хімічному складі цих зон. Корозійна стійкість металевої основи визначається вмістом у ній хрому. Відповідно до цього, легування марганцем вплинуло на вміст хрому у зонах біля карбідів. Вимірювання хімічного складу в локальних об’ємах у різних зонах металевої основи чавуну 300Х16НС та на межі розділу фаз і в карбідах (див. рис. 3.24) виявило те, що при збільшенні вмісту марганцю в чавуні концентрація хрому в металевій основі біля карбідів зменшилась, а марганцю збільшилась (рис. 3.25).

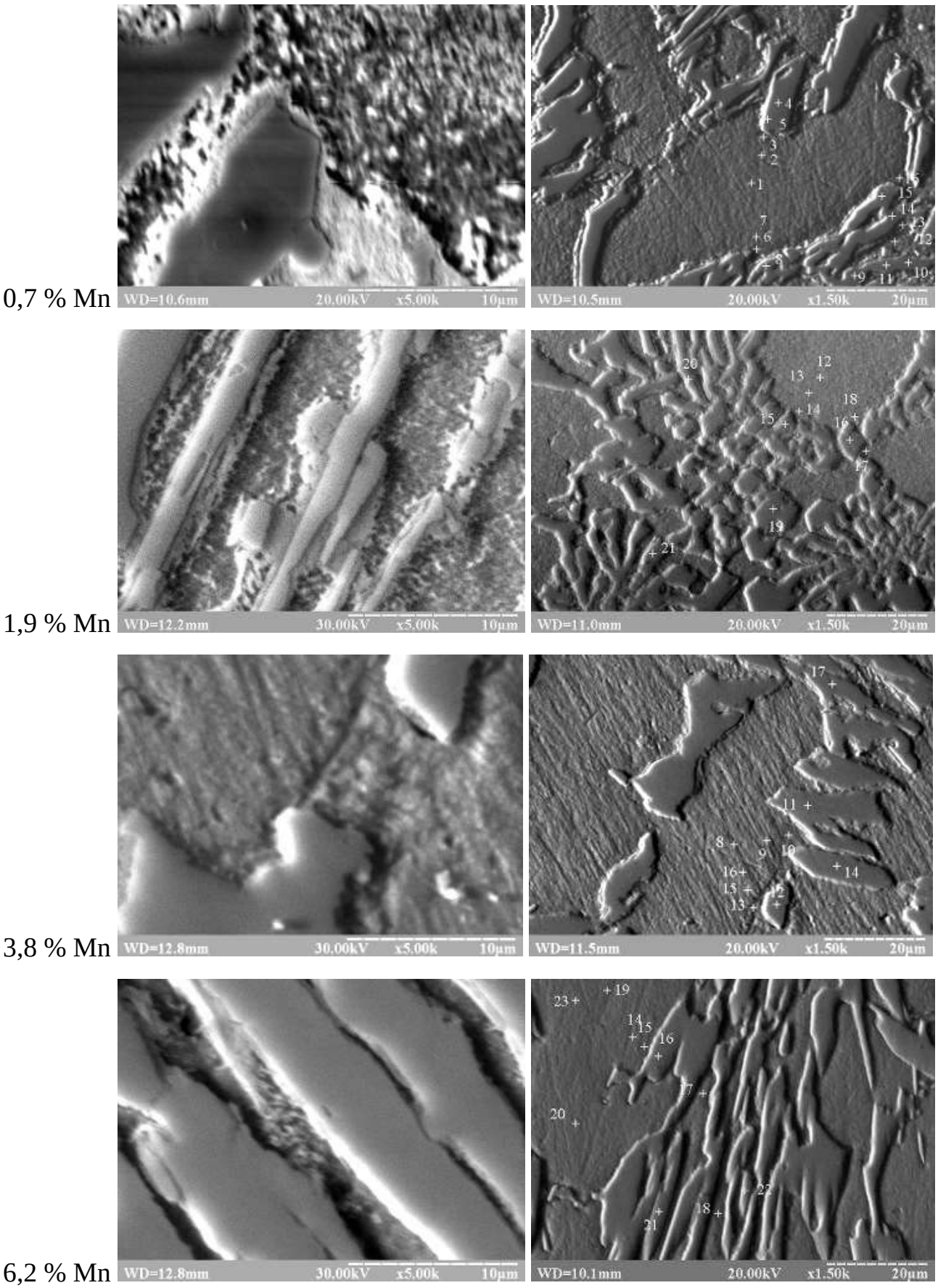


Рисунок 3.24 – Характер травлення зон біля карбідів та місця вимірювань хімічного складу в локальних об’ємах у чавуні 300Х16НС із різним вмістом Mn

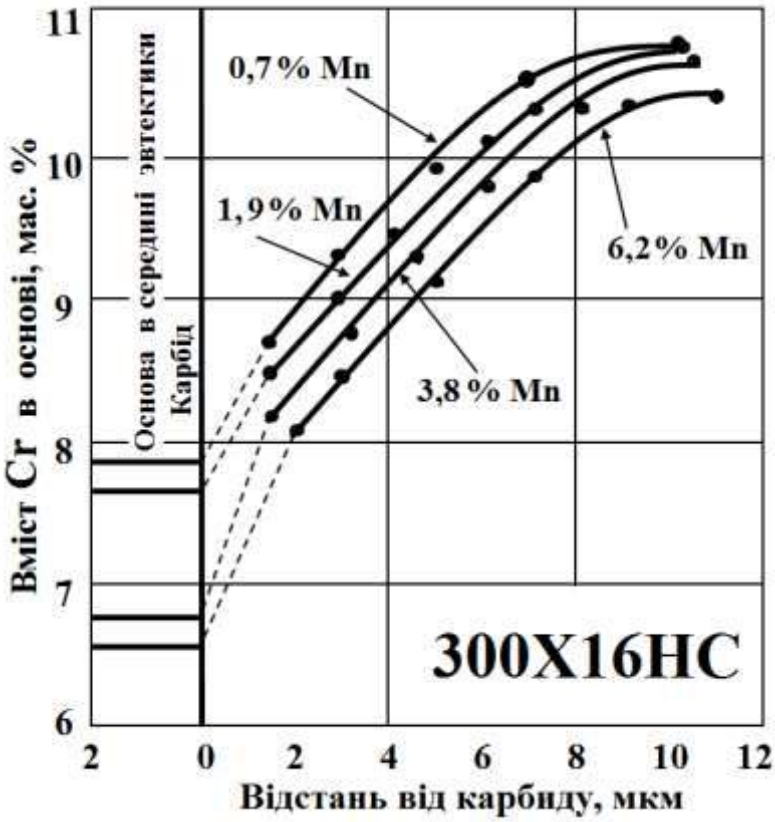


Рисунок 3.25 – Вплив вмісту марганцю в чавуні 300Х16НС на концентрацію хрому в металевій основі на відстані від карбідів

Зменшення концентрації хрому в металевій основі на межі розділу фаз карбід – основа відбувалося внаслідок заміщення в карбідах атомів марганцю на атоми хрому під час охолодження виливка у формі. Аналіз рис. 3.25 виявив, що в металевій основі, яка знаходилася всередині евтектики, вміст хрому був значно меншим, ніж у металевій основі, що була назовні евтектики. Різниця в концентраціях хрому може бути пояснена тим, що назовні евтектики відбувався процес гомогенізації хрому та марганцю. Хром із центральних зон зерен дифундував до зон біля карбідів, що й зумовило цю різницю в концентрації Cr.

Перерозподіл елементів (Cr та Mn) пояснюється більшою спорідненістю хрому і вуглецю порівняно з марганцем, що підтверджується даними, наведеними в табл. 3.6. З табл. 3.6 видно, що процес заміщення атомів марганцю на атоми хрому відбувався інтенсивніше всередині евтектики. Різниця в концентраціях марганцю становить близько 0,6 %.

Таблиця 3.6 – Вміст марганцю в металевій основі біля карбідів та всередині зерен у чавуні 300Х16НС

Місця вимірювання	Вміст марганцю в чавуні, мас. %			
	0,7	1,9	3,8	6,2
Всередині зерен	0,56	1,66	3,36	5,02
Біля карбіду	1,06	2,18	4,86	7,10
В евтектиці	1,12	2,62	5,40	7,69

Аналіз розподілу марганцю між карбідами та основою (рис. 3.26). виявив, що за вмісту 0,7 % марганцю в чавуні 300Х16НС його концентрація в карбідній фазі становила до 0,2 %. Збільшення вмісту марганцю в чавуні до 4,0 % поступово вирівняло його розподіл $К_{Mn} = Mn_{осн} / Mn_{кар}$ до 1 (див. рис. 3.26).

При зростанні марганцю в чавуні вміст хрому в карбідах збільшився з 48,5 % до 51,0 % (рис. 3.27). Отже, збільшення вмісту марганцю в карбідах відбувалось за рахунок заміщення атомів заліза [296]. Збільшення в чавуні 300Х16НС вмісту марганцю з 0,7 % до 6,2 % зменшило кількість карбідної фази з 30 % до 23 %.

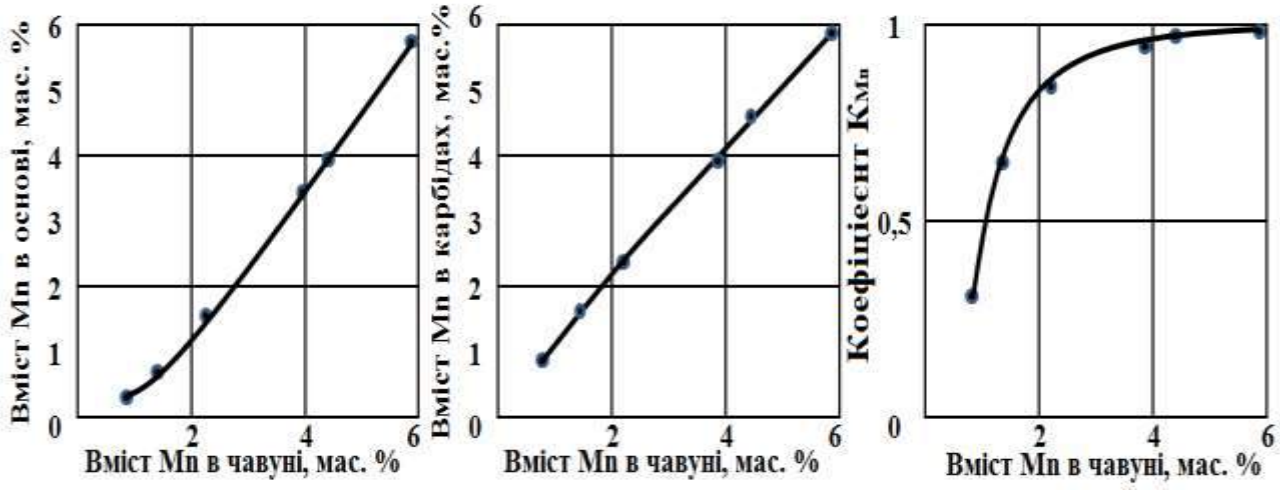


Рисунок 3.26 – Вплив марганцю на його розподіл між фазами в чавуні 300Х16НС

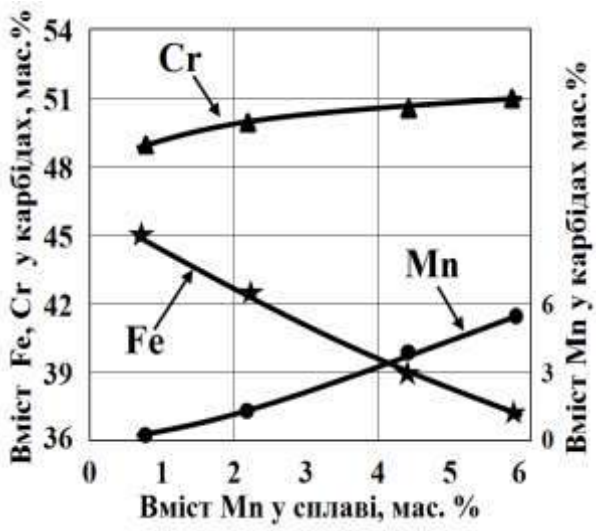


Рисунок 3.27 – Вплив Mn на хімічний склад карбідів у чавуні 300Х16НС

Подібні зміни відбувалися і в чавуні 230Х25С. Мікроструктуру чавуну 230Х25С із різним вмістом марганцю показано на рис. 3.28. При зростанні вмісту марганцю в чавуні 230Х25С концентрація хрому в карбідах збільшилася із 49,3 % Cr (1,7 % Mn) до 52,6 % Cr (6,5 % Mn).

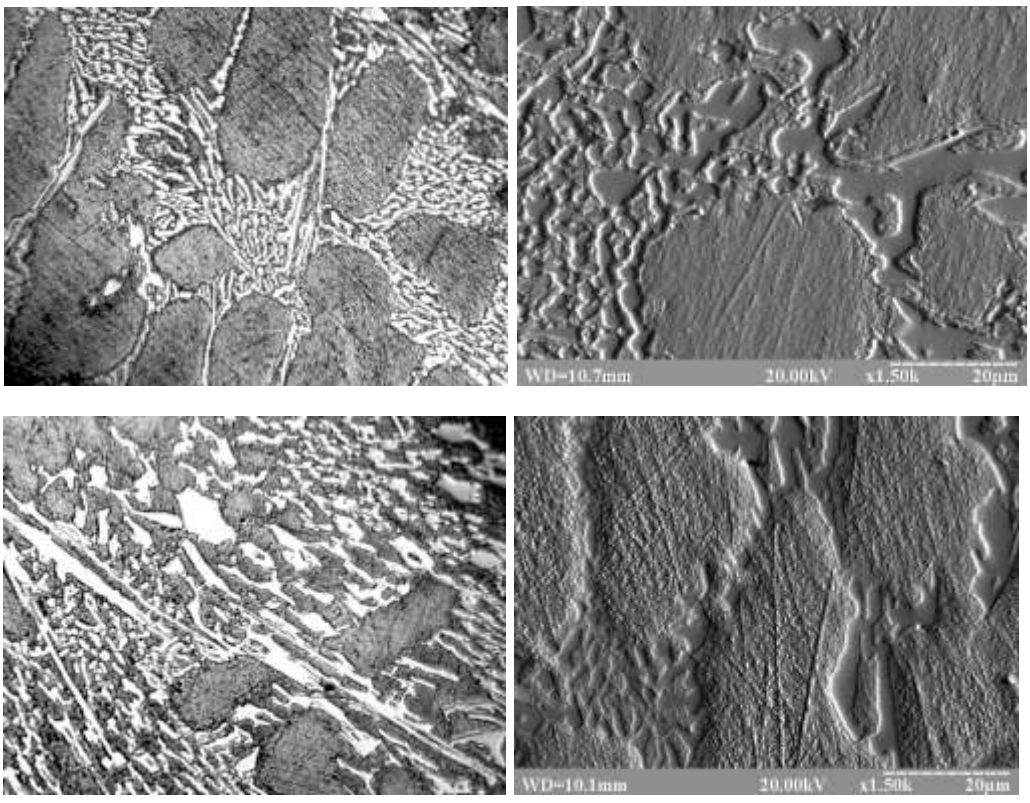


Рисунок 3.28 – Мікроструктура чавуну 230Х25С із різним вмістом марганцю, при збільшенні: х370 та х1500

Збільшення вмісту марганцю в чавуні 230Х25С не тільки зменшило концентрацію хрому в зонах біля карбідів (рис. 3.29), але й посилило хімічну неоднорідність основи в зерні. За однакового вмісту марганцю різниця в концентраціях хрому в металевій основі евтектики та всередині зерен у чавуні 300Х16НС становила 3,1…3,9 % Cr (див. рис. 3.25), а в чавуні 230Х25С – 3,8…4,8 % Cr (див. рис. 3.29). Це пояснюється більшою інтенсивністю процесів перерозподілу хрому при збільшенні його кількості в чавуні.

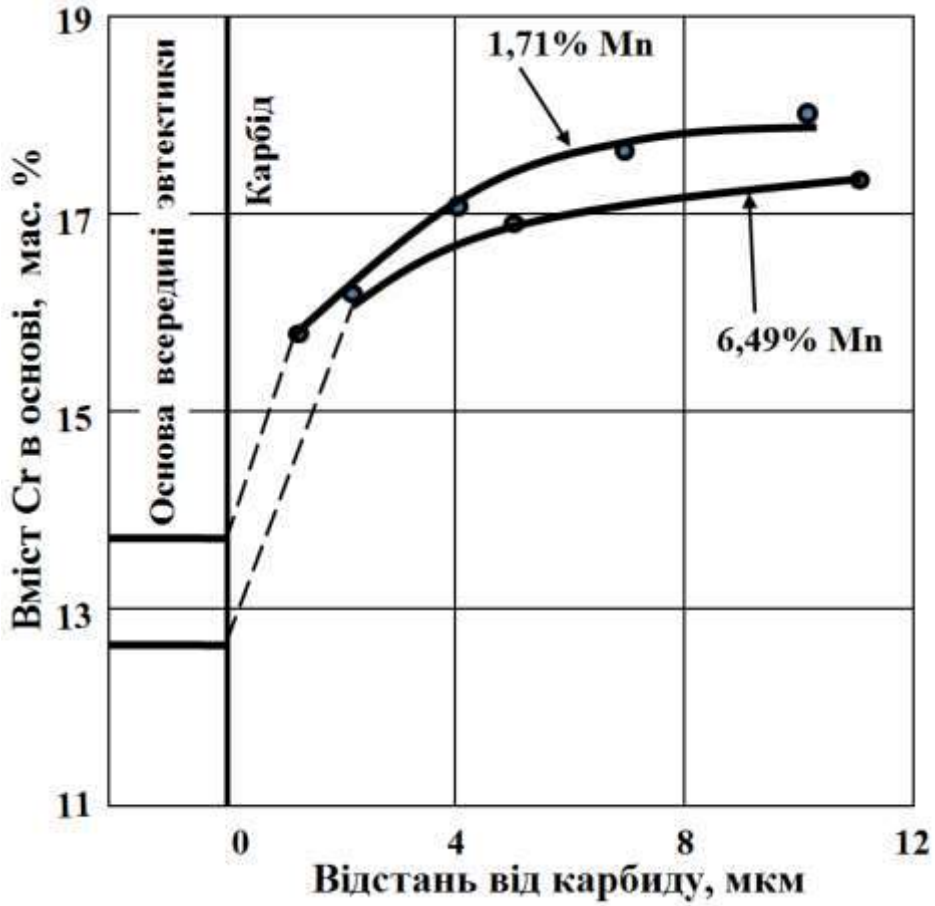


Рисунок 3.29 – – Вплив марганцю на концентрацію хрому в основі чавунів 230Х25С на відстані від карбідів

Отже, на підставі отриманих даних можна стверджувати, що розподіл хрому між фазами та його концентрація в металевій основі біля карбідів залежить не тільки від його вмісту в чавуні, а й від кількості марганцю. Збільшення

марганцю у високохромистих чавунах сприяє посиленню збіднення на хром зон біля карбідів.

3.3 Вплив комплексного легування на хімічний склад фаз та властивості зносостійких чавунів у литому стані без ТО

За даними розділу 1, при комплексному легуванні відбувається посилення або зменшення впливу елементів на властивості сплавів. Зміна вмісту елемента в чавуні впливає на його розподіл між фазами та розподіл інших елементів. Зміни в розчинності елементів у металевій основі та карбідах впливають на властивості фаз та чавуну в цілому. Тому вплив легувальних елементів на структуру та властивості чавунів досліджували із застосуванням методів математичної статистики. Регресійні залежності концентрації елементів в основі та коефіцієнтів їх розподілу між фазами, а також макротвердості фаз і твердості чавуну від вмісту в чавуні C, Cr, Mn та Ni були обраховані на підставі даних табл. 3.7. Всі отримані регресійні рівняння, що описують залежність властивостей чавуну від вмісту C, Cr, Mn, та Ni, відповідають критеріям: *F – критерій* (Фішера); *t – критерій* (Стьюдента) та *G – критерій* (Кохрена).

Залежність мінімального вмісту хрому в металевій основі ($Cr_{осн}^{мін}$) чавунів від кількості C, Cr, Mn та Ni описується рівнянням:

$$Cr_{осн}^{мін} = 3{,}711 - 0{,}806C + 0{,}313Cr + 0{,}009Cr^2 - 0{,}054Ni^2 - 0{,}082CMn - 0{,}139CNi + 0{,}011MnCr + 0{,}028CrNi. \quad (3.6)$$

Відповідно до регресійного аналізу функції (3.6) отримано хімічний склад чавунів, у яких утворюється металева основа, що має максимальне та мінімальне значення функції $Cr_{осн}^{мін}$ (табл. 3.8).

Таблиця 3.7 – Експериментальні дані для розрахунку регресійних залежностей при 20 °С чавунів за табл. 2.2

Варіант	Вміст елементів, мас. % та коеф. їх розподілу				Кількість карбідів, %	Твердість		
	$Cr_{осн}^{мін}$	K_{Cr}	$Mn_{осн}$	K_{Mn}		HRC	$HV_{осн}$	$HV_{кар}$
1	13,07	6,10	3,58	1,07	26,4	54,0	549	1514
2	15,70	4,18	4,74	0,78	12,3	37,0	428	1189
3	6,01	5,99	3,41	1,23	34,7	50,3	390	1077
4	8,52	4,11	3,48	1,44	11,9	36,0	414	1173
5	13,30	4,60	1,59	0,57	35,9	52,0	478	1308
6	15,80	4,10	2,09	0,65	13,2	38,8	539	1232
7	5,93	6,43	1,28	1,23	32,9	45,5	401	1111
8	8,49	5,91	1,18	1,79	14,0	34,3	378	974
9	12,52	4,02	3,01	0,95	10,6	33,8	467	1120
10	8,88	5,74	2,40	1,06	37,9	54,3	487	1280
11	6,02	6,08	2,21	1,50	22,3	42,8	347	1035
12	16,36	4,85	3,13	0,71	20,6	49,0	534	1354
13	10,83	4,99	1,01	0,84	23,4	44,3	487	1141
14	10,68	4,75	4,24	0,95	19,9	45,0	470	1254
15	10,50	4,90	2,75	0,89	24,1	44,8	446	1118
16	10,64	4,90	2,58	0,90	19,1	45,8	525	1280
17	10,79	4,89	2,64	0,89	20,8	47,3	486	1210
18	10,72	4,78	2,71	0,95	21,1	46,3	469	1180
19	10,61	4,80	2,59	0,94	20,5	45,5	475	1195
20	10,59	4,83	2,78	0,93	21,3	46,5	472	1230
21	10,71	4,93	2,64	0,85	21,9	46,0	478	1166

Таблиця 3.8 – Хімічний склад чавунів із максимальним та мінімальним значенням функції $Cr_{осн}^{мін}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$Cr_{осн}^{мін}$, мас. %	мінімальний	3,11	3,91	11,43	5,40	3,01
	максимальний	18,98	1,09	25,57	5,40	3,01

Вміст хрому в основі залежно від кількості Cr та C за 3,0% Mn та 1,6% Ni подано на рис. 3.30. За цих концентрацій марганцю та нікелю в чавуні збільшення хрому пропорційно підвищує $Cr_{осн}^{мін}$, а вуглецю зменшує. Отримана залежність дає змогу прогнозувати мінімальний рівень концентрації хрому в основі від вмісту в чавуні C, Cr, Mn та Ni.

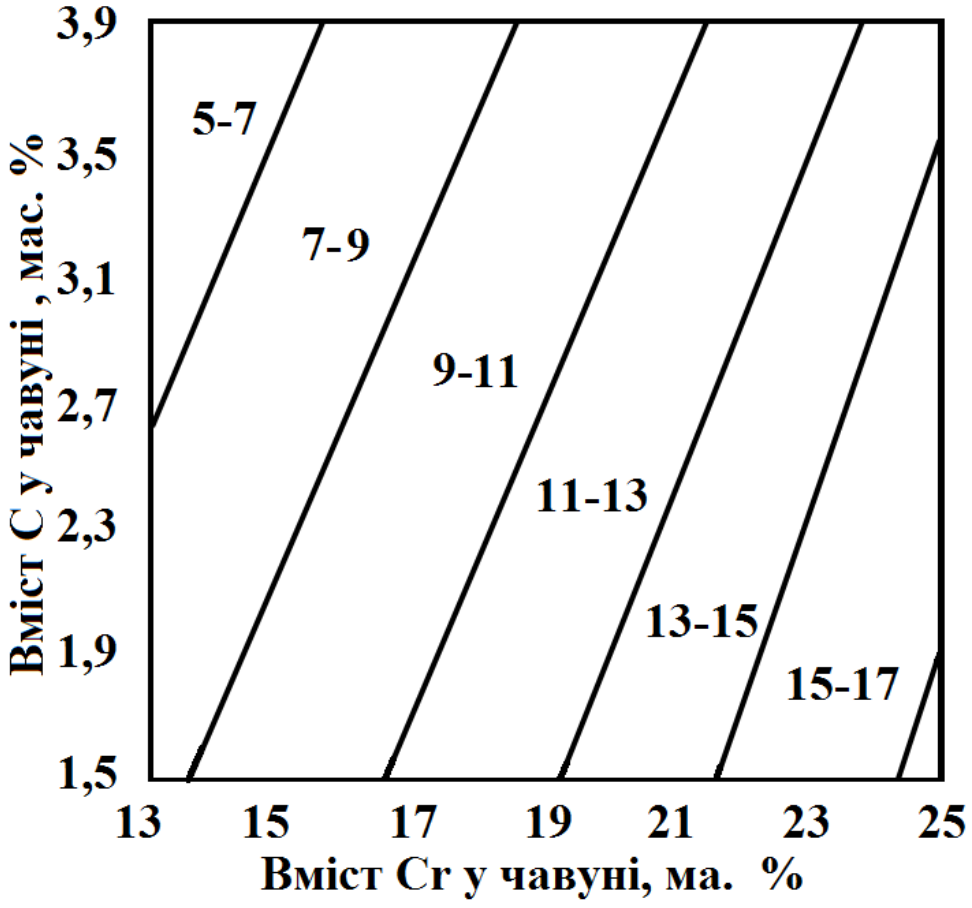
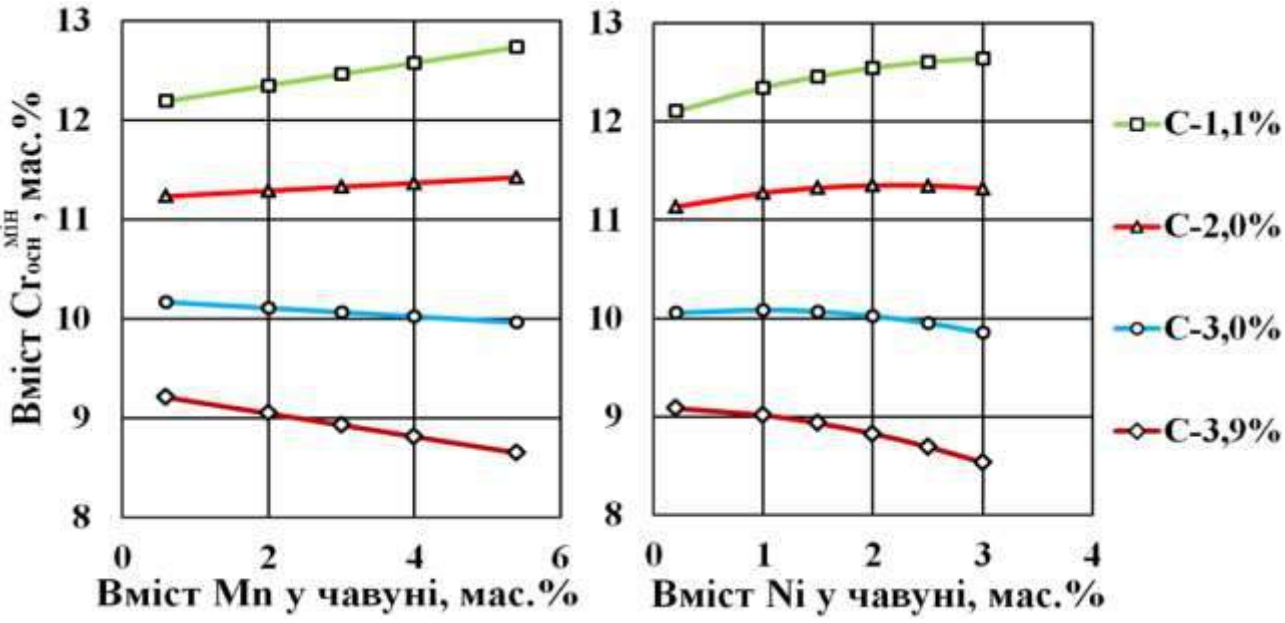


Рисунок 3.30 – Вплив Cr та C на $Cr_{осн}^{мін}$ за вмісту 3,0 % Mn та 1,6 % Ni.

Характер впливу марганцю та нікелю на вміст хрому в основі залежав від концентрації вуглецю (рис. 3.31). За концентрації 1,1…2,0 % С марганець та нікель збільшували $Cr_{осн}^{мін}$. При подальшому збільшенні вмісту С вони зменшували $Cr_{осн}^{мін}$. Негативний вплив марганцю пояснюється посиленням процесів перерозподілу хрому між фазами (див. підрозділ 3.2). Нікель концентрується в металевій основі, тому при збільшенні кількості карбідної фази його концентрація в металевій основі суттєво зростає, що зменшує розчинність вуглецю в основі та збільшує кількість карбідів. Аналіз впливу елементів на $Cr_{осн}^{мін}$ дає змогу визначати склади чавунів із урахуванням експлуатаційних і технологічних вимог.



а б

а – $Cr_{осн}^{мін}$ при 18,5 % Cr та 1,6 % Ni;

б – $Cr_{осн}^{мін}$ при 18,5 % Cr та 3,0 % Mn

Рисунок 3.31 – Вплив марганцю та нікелю на мінімальну концентрацію хрому в основі

Коефіцієнт розподілу хрому (K_{Cr}) визначається рівнянням, що має вигляд:

$$K_{Cr} = 13{,}914 - 1{,}6Mn - 0{,}707Cr + 0{,}012Cr^2 + 0{,}201C\,Mn + 0{,}056MnCr. \quad (3.7)$$

Максимальне та мінімальне значення $К_{Cr}$ наведено в табл. 3.9. Із даних табл. 3.9 видно, що в чавуні із вмістом хрому 11,4 %, вуглецю 3,9 %, марганцю 0,6 % відбувається значне збіднення основи на хром через велику кількість карбідів. За вмісту в чавуні 16,5 % Cr, 1,1 % C та 5,4 % Mn у структурі чавуну утворюється аустеніт із великою розчинністю вуглецю і, відповідно, малою кількістю карбідної фази, що забезпечує мінімальне значення коефіцієнта розподілу хрому ($К_{Cr}$).

Таблиця 3.9 – Хімічний склад чавунів із максимальним та мінімальним значенням коефіцієнта $К_{Cr}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$К_{Cr}$, мас. %.	мінімальний	3,15	1,09	16,47	5,40	–
	максимальний	7,33	3,91	11,43	0,60	–

Вміст марганцю в основі залежав від вмісту інших легувальних елементів [295], [296]. Отримане рівняння регресійної залежності має такий вигляд:

$$Mn_{осн} = 0{,}72C + 0{,}697Mn + 0{,}145Cr – 0{,}058C\,Mn – 0{,}039C\,Cr – 0{,}022C\,Ni + + 0{,}007MnCr – 1{,}945. \quad (3.8)$$

Максимальне та мінімальне значення $Mn_{осн}$ наведено в табл. 3.10. Вплив C, Cr, Mn та Ni у складі чавуну на вміст марганцю в основі (рис. 3.32) залежав від їх загального вмісту та впливу цих елементів на макро- й мікроструктуру. У чавунах із 3,9 % C та 18,5…25,5 % Cr вміст марганцю в основі був значно менший, ніж у чавунах із 1,1 % C, що пояснюється великою кількістю карбідів із значною розчинністю Mn.

Таблиця 3.10 – Хімічний склад чавунів із максимальним та мінімальним вмістом марганцю в основі

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$Mn_{осн}$, мас. %	мінімальний	0,37	1,09	11,43	0,60	3,01
	максимальний	5,79	1,09	25,57	5,40	0,19

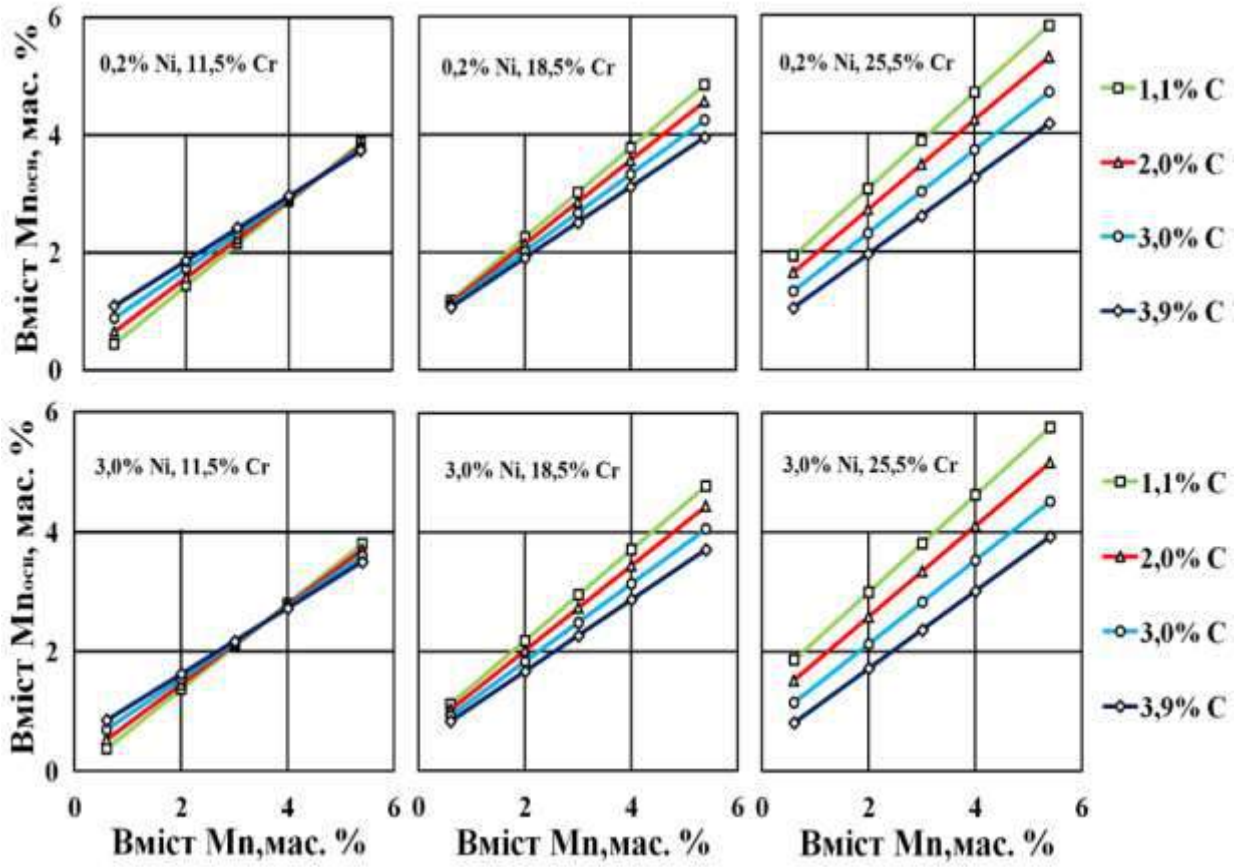


Рисунок 3.32 – Вплив C, Cr, Mn та Ni на концентрацію марганцю в основі

У випадку, коли загальний вміст марганцю у чавуні сягав 3 %, він у переважній більшості концентрувався в металевій основі. Збільшення вуглецю та, відповідно, кількості карбідів із малим вмістом марганцю підвищувало його концентрацію в основі. Збільшення нікелю зменшує вміст марганцю в основі незначною мірою через зміну розчинності в ній вуглецю. Коефіцієнт розподілу марганцю ($К_{Mn}$) визначається залежністю, що обчислюється таким чином:

$$К_{Mn} = 6,711 – 1,383C – 0,383Mn – 0,148Cr – 0,603Ni + 0,28C^2 + 0,004Cr^2 –$$
$$– 0,03CCr + 0,014MnCr + 0,088MnNi + 0,018CrNi – 0,134(Cr/C). \quad (3.9)$$

Максимальне та мінімальне значення коефіцієнта $К_{Mn}$ наведено в табл. 3.11. Коефіцієнт розподілу марганцю в основі чавунів із певним вмістом C, Cr, Mn та Ni наведено на рис. 3.33.

Таблиця 3.11 – Склади чавунів із мінімальним та максимальним вмістом марганцю в основі

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$К_{Mn}$	мінімальний	0,16	1,09	25,57	0,60	3,01
	максимальний	2,48	3,91	11,43	0,60	0,19

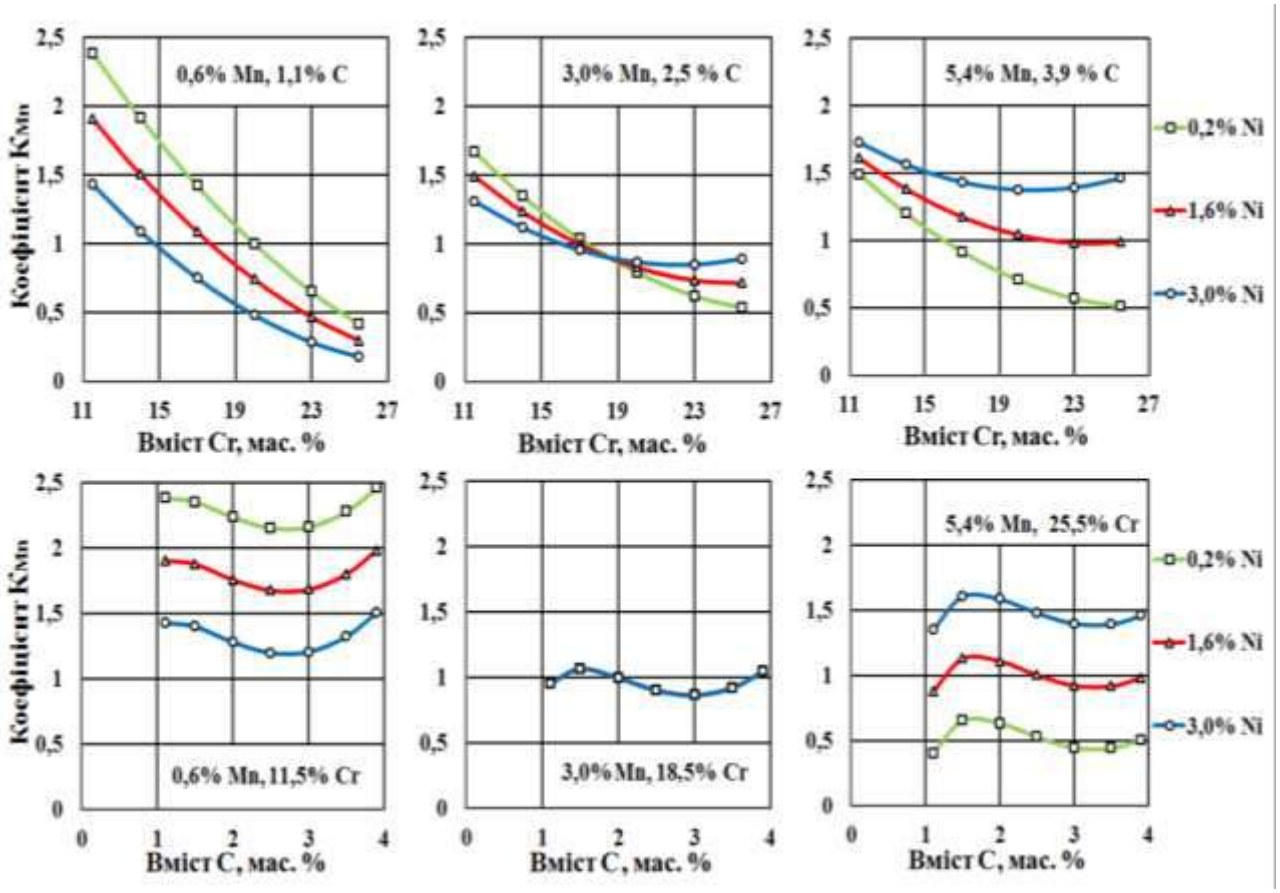


Рисунок 3. 33 – Вплив C, Cr, Mn та Ni на коефіцієнт розподілу марганцю

Специфічні зміни розподілу марганцю залежності від вмісту вуглецю відбувалися через утворення різних типів карбідів. При збільшенні кількості карбідів вміст хрому в них зменшувався. Зменшення вмісту хрому в карбідах сприяло підвищенню розчинності в них марганцю та впливало на його розподіл між фазами.

При незначному вмісті хрому та марганцю збільшення вмісту нікелю зменшувало $К_{Mn}$, а при великому – збільшувало (див. рис. 3.54). У випадку, коли у складі чавунів містилося 3,0 % Mn та 18,5 % Cr, зміни вмісту нікелю у досліджуваному інтервалі не впливали на $К_{Mn}$.

Залежність вмісту кількості карбідів (К) від складу чавуну обчислюється рівнянням:

$$К = 5{,}46C – 0{,}78Mn + 5{,}83Ni + 1{,}35C^2 – 1{,}56CNi + 0{,}03MnCr – 0{,}36MnNi – – 0{,}13CrNi + 2{,}37, \%. \quad (3.10)$$

Хімічний склад чавунів, що містять максимальну та мінімальну кількість карбідів, наведено в табл. 3.12. Вплив C, Cr, Mn та Ni на кількість карбідної фази на різних рівнях концентрацій елементів наведено на рис. 3.34. Аналіз залежності показав, що при зростанні вмісту вуглецю в чавуні збільшується кількість карбідів за будь-якого співвідношення елементів. Інтенсивність впливу вуглецю залежала від впливу інших елементів на його розчинність в основі.

Таблиця 3.12 – Склад чавунів із мінімальною та максимальною кількістю карбідів

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
К, %	мінімальний	6,4	1,09	25,57	5,40	3,01
	максимальний	43,7	3,91	11,43	0,60	0,19

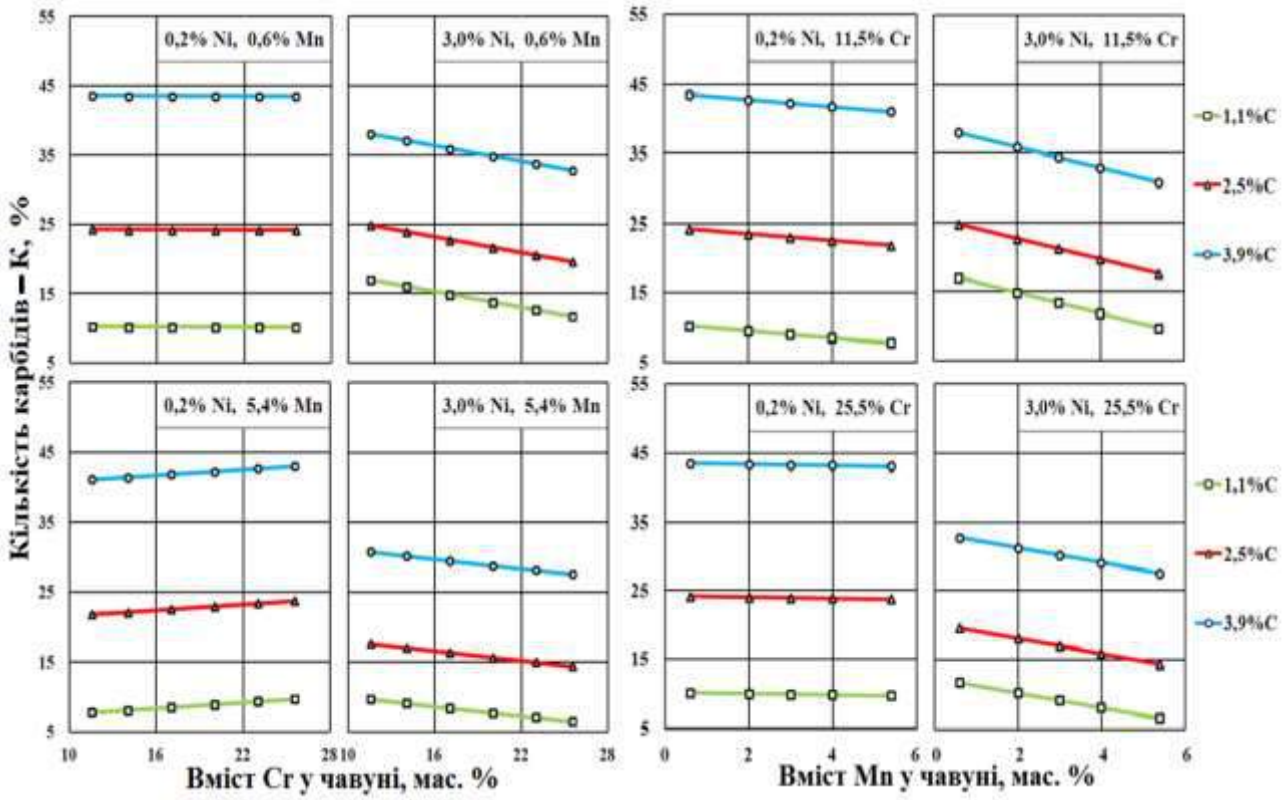


Рисунок 3.34 – Вплив C, Cr, Mn та Ni на кількість карбідної фази у чавунах на різних рівнях вмісту елементів

Зростання розчинності вуглецю в металевій основі зменшувало частку активного вуглецю, що утворював карбіди. Збільшення вмісту марганцю у чавуні підвищувало розчинність вуглецю в аустеніті, що зменшувало кількість карбідів. У разі значної розчинності вуглецю в основі значення співвідношення Cr/C могло стати більшим за 10 і за значного вмісту хрому викликати появу карбідів $Me_{23}C_6$, що заміщували карбіди Me_7C_3, і, відповідно, загальна кількість карбідів збільшувалась.

Збільшення вмісту хрому в чавуні понад 8 % зменшувало розчинність вуглецю в аустеніті, що зумовлювало зростання кількості карбідів та частки фериту. Збільшення вмісту нікелю не змінювало характер впливу марганцю, але сприяло зменшенню кількості карбідів. За вмісту 1 % вуглецю збільшення вмісту нікелю в чавуні зменшувало кількість карбідів, а за вмісту 3,9 % C – збільшувало, що зумовлено природою впливу нікелю на формування основи.

Нікель сприяє утворенню аустеніту, що збільшує розчинність вуглецю, але за значного його вмісту може зменшувати розчинність вуглецю в основі. Тому залежно від того, яка властивість нікелю переважає в конкретних умовах, і відбувається його вплив на формування карбідної фази.

Мікротвердість основи чавунів визначається твердорозчинним зміцнюванням легувальними елементами. Комплексний вплив легувальних елементів на мікротвердість основи обчислюється рівнянням:

$$HV_{50}^{осн} = 49{,}68Cr - 6{,}139C^2 - 0{,}897Cr^2 + 9{,}29CMn + 6{,}261CNi - 1{,}729MnCr + \\ + 4{,}232Mn\,Ni - 113{,}959. \quad (3.11)$$

Вміст елементів, за яких чавуни мають максимальну та мінімальну мікротвердість $HV_{50}^{осн}$, наведено в табл. 3.13. Вплив легувальних елементів на твердість основи за різного вмісту інших компонентів наведено на рис. 3.35–3.37.

Таблиця 3.13 – Склади чавунів із мінімальною та максимальною твердістю основи $HV_{50}^{осн}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$HV_{50}^{осн}$	мінімальний	258	3,91	11,43	0,60	0,19
	максимальний	584	3,91	22,49	5,40	3,01

Мінімальну твердість основи 258 HV_{50} мав чавун із структурою фериту та великою кількістю цементиту, що містив 3,9% вуглецю, 11,4% хрому, 0,6% марганцю та 0,2% нікелю. За такого хімічного складу більша частина хрому знаходилася в цементиті, а незначна кількість марганцю (0,6%) та нікелю (0,2%) практично не зміцнювали металеву основу.

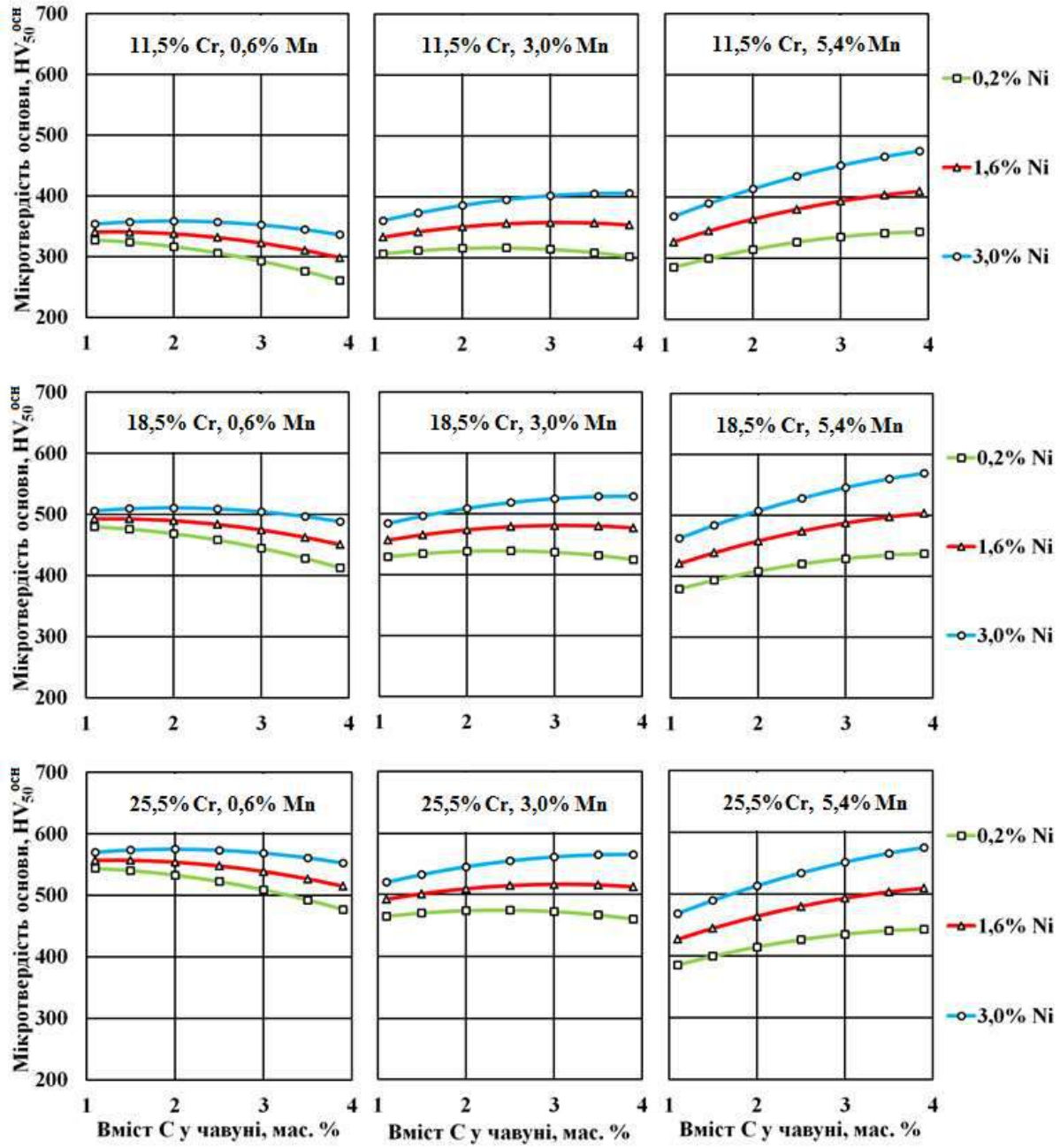


Рисунок 3.35 – Вплив вмісту С на мікротвердість основи $HV_{50}^{осн}$ на різних рівнях Cr, Mn та Ni

Мінімальну твердість основи 258 HV_{50} мав чавун із структурою фериту та великою кількістю цементиту, що містив 3,9% вуглецю, 11,4% хрому, 0,6% марганцю та 0,2% нікелю. За такого хімічного складу більша частина хрому знаходилася в цементиті, а незначна кількість марганцю (0,6%) та нікелю (0,2%) практично не зміцнювали металеву основу.

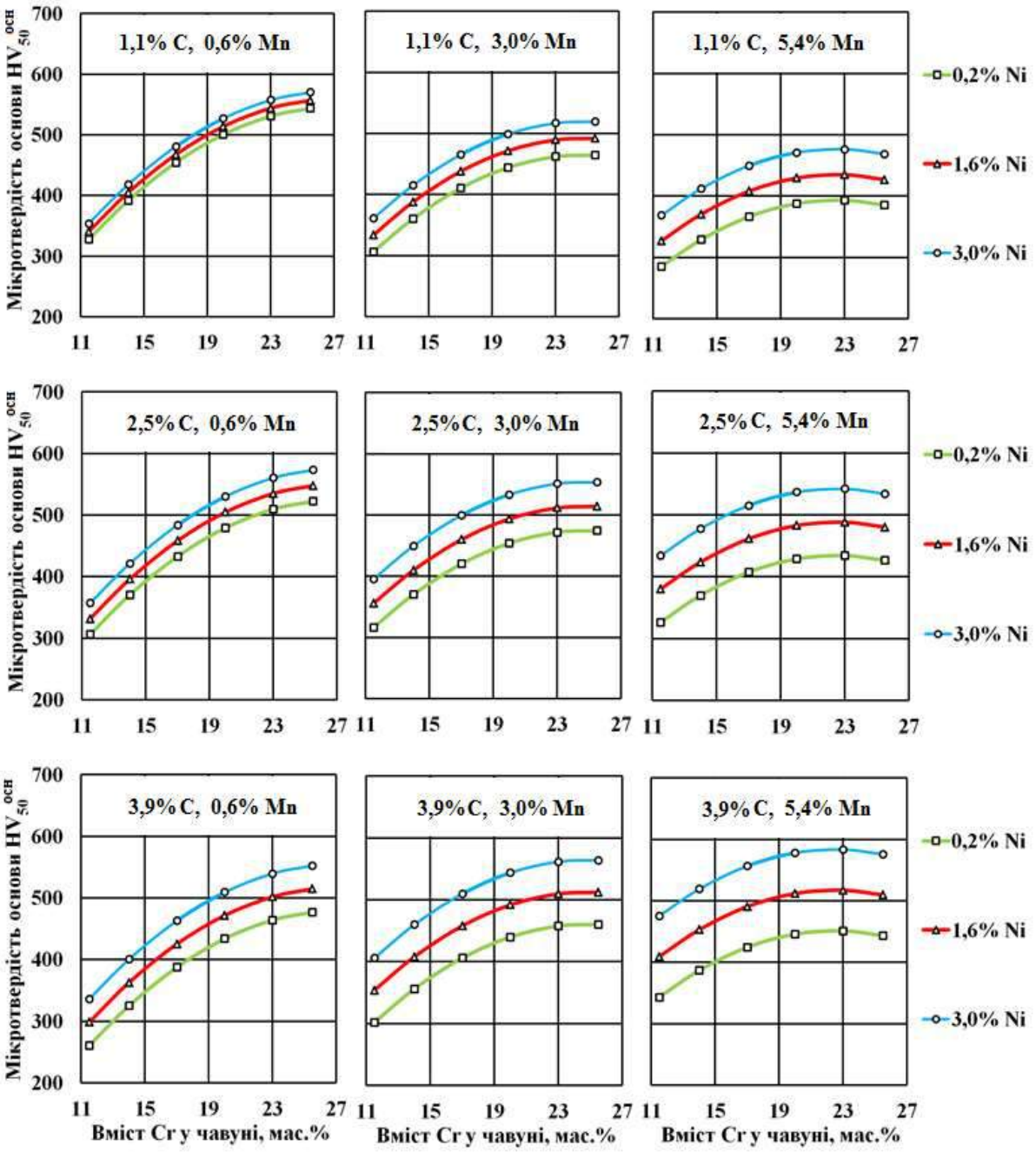


Рисунок 3.36 – Вплив вмісту Cr на мікротвердість основи $HV_{50}^{осн}$ на різних рівнях C, Mn та Ni

Максимальну твердість основи 584 HV_{50} мав чавун із структурою мартенситного типу, що утворилася в чавуні із 3,9% вуглецю, 22,5% хрому, 5,4% марганцю та 3,0% нікелю під час охолодження виливка. Збільшення вмісту марганцю та нікелю сприяли утворенню мартенситу, легованого хромом.

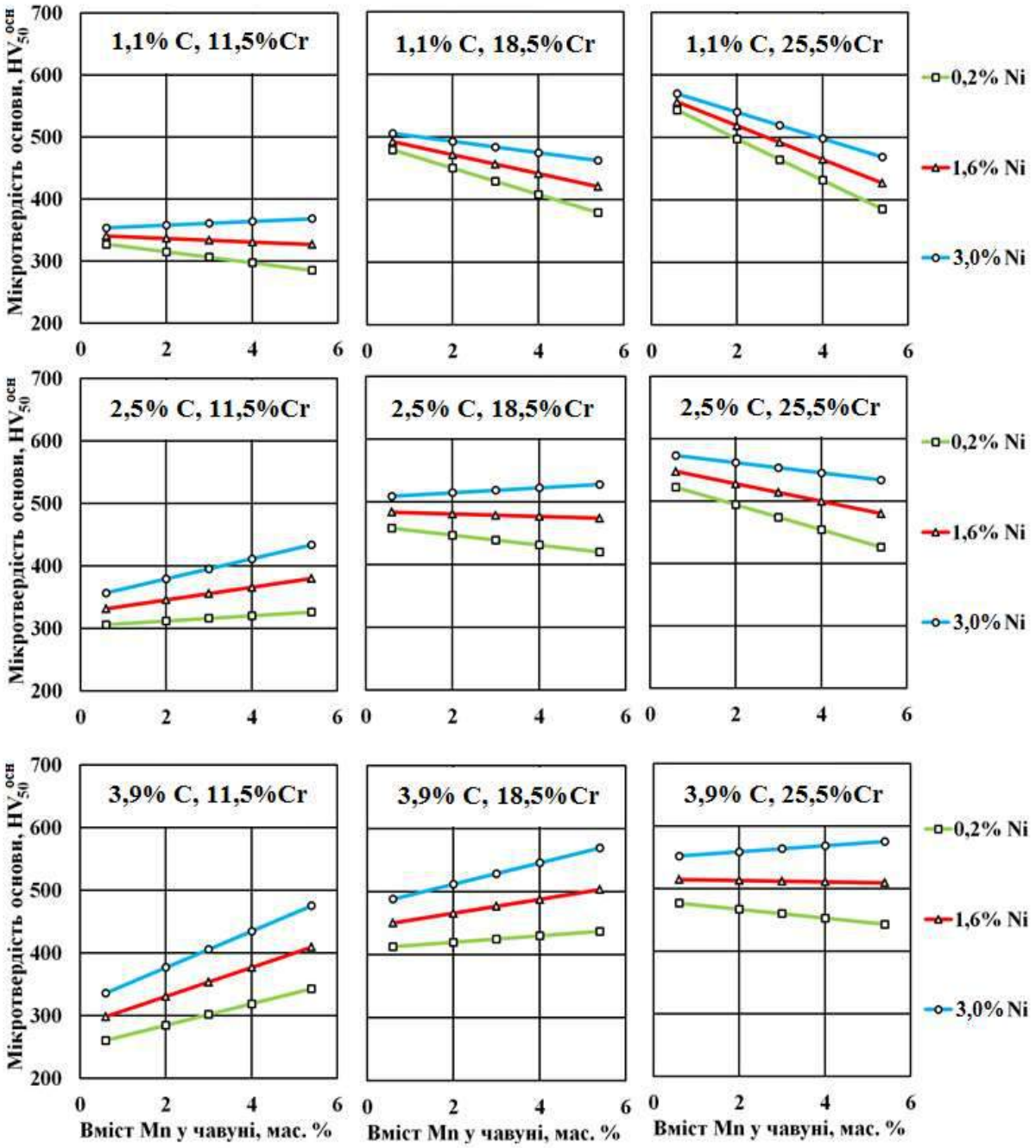


Рисунок 3.37 – Вплив вмісту Mn на мікротвердість основи $HV_{50}^{осн}$ на різних рівнях C, Cr та Ni

Вплив вуглецю на мікротвердість основи чавуну (сталі) визначається його здатністю розчинятися в кристалічній гратці заліза. У фериті (α-Fe) вуглець майже не розчиняється, а в аустеніті (γ-Fe) його розчинність сягає 2,14 % при 1147 °C. Під час гартування (охолодження) відбувається фіксація вуглецю в α-Fe (мартенситі) або аустеніті, що значно збільшує твердість внаслідок деформації кристалічної гратки. Відповідно до цього, легувальні елементи

(Mn та Ni), які впливають на розчинність С в γ-Fe, будуть змінювати твердість основи. За збільшення вмісту Mn та Ni вплив вуглецю на твердість основи посилюється. Хром значно зменшує розчинність вуглецю в γ-Fe. За значного вмісту хрому в чавуні збільшення вуглецю зменшує твердість основи при 0,6% Mn (див. рис. 3.33). Вплив хрому на збільшення мікротвердості основи визначається тим, що його атоми, розчиняючись в α-Fe або γ-Fe, значно деформують кристалічну гратку та, відповідно, підвищують твердість. Присутність Mn та Ni в чавуні не змінюють характер впливу хрому на мікротвердість основи, а лише зменшують або посилюють цей вплив (див. рис. 3.34).

Вплив марганцю на мікротвердість основи чавуну має пропорційний характер (див. рис. 3.37). Напрям впливу марганцю на мікротвердість основи (збільшення або зменшення) залежить від вмісту інших легувальних елементів. Збільшення хрому в чавуні значно підвищує твердість, і за цих умов збільшення марганцю сприяє зменшенню мікротвердості основи внаслідок утворення аустеніту, який має твердіть значно меншу за мартенсит. Вплив нікелю на мікротвердість основи чавуну визначається його здатністю до твердорозчинного зміцнення основи.

Мікротвердість основи визначає макротвердість чавуну, але не є вирішальним фактором. Утворення цементитної сітки (ледебуриту) значно підвищує макротвердість чавуну. Твердість карбідів визначає зносостійкі властивості чавуну. Вона визначається карбідоутворювальним елементом та типом кристалічної гратки. Відповідно до цього, легувальні елементи, що розчиняються в карбідах або змінюють тип його гратки, будуть впливати на їх мікротвердість. Комплексний вплив легувальних елементів на мікротвердість карбідів обчислюється рівнянням:

$$HV_{50}^{кар} = 969,96 - 165,75C + 102,02Ni + 9,31CMn + 10,41CCr - - 2,3CrNi. \quad (3.12)$$

Вміст елементів у чавуні, за яких утворюються карбіди, що мають максимальну та мінімальну мікротвердість $HV_{50}^{кар}$, наведено в табл. 3.14. Дані табл. 3.14 містять усереднені значення. Вплив легувальних елементів (C, Cr, Mn та Ni) на мікротвердість карбідів показано на рис. 3.38–3.40

Таблиця 3.14 – Склади чавунів, у яких карбіди мають мінімальну та максимальну мікротвердість $HV_{50}^{кар}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$HV_{50}^{кар}$	мінімальний	817	3,91	11,43	0,60	0,19
	максимальний	1691	3,91	25,57	5,40	3,01

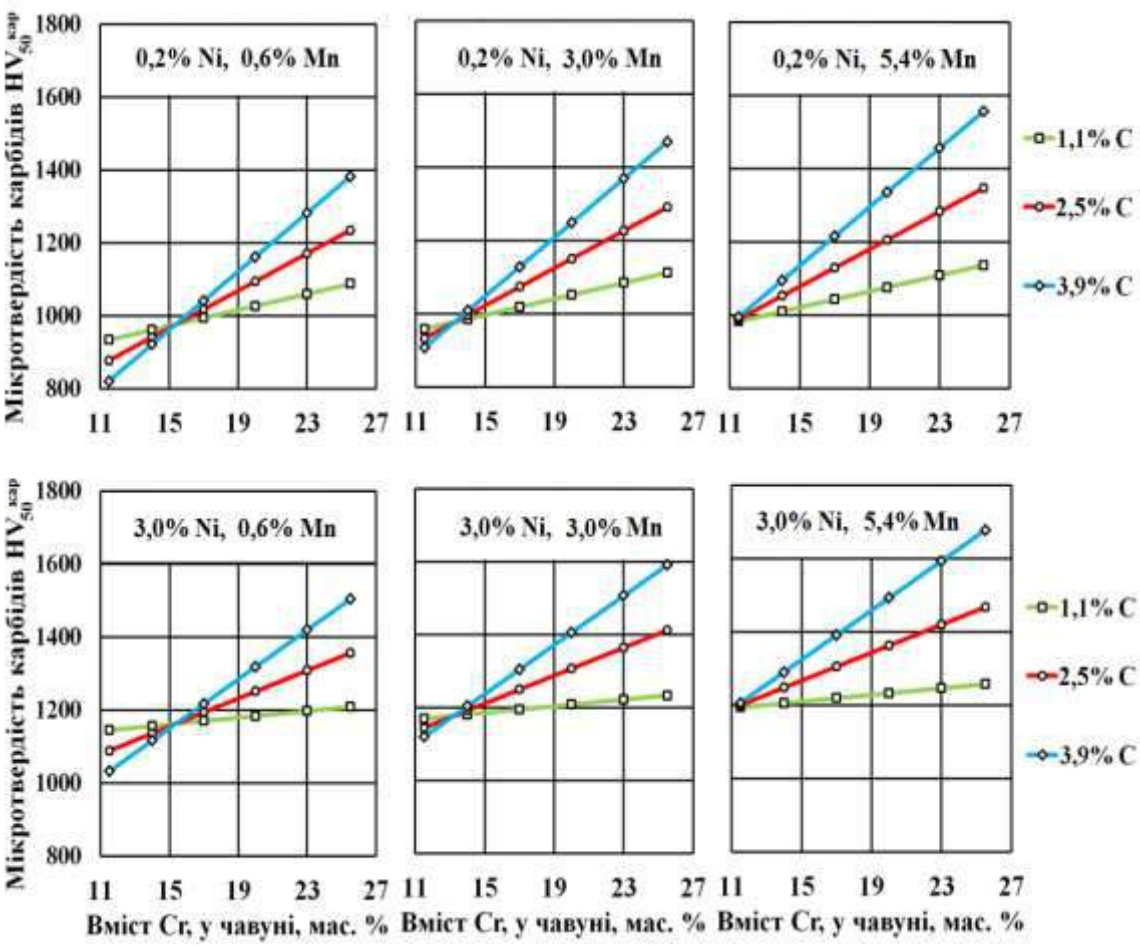


Рисунок 3.38 – Вплив вмісту Cr у чавуні на мікротвердість карбідів $HV_{50}^{кар}$ на різних рівнях C, Mn та Ni

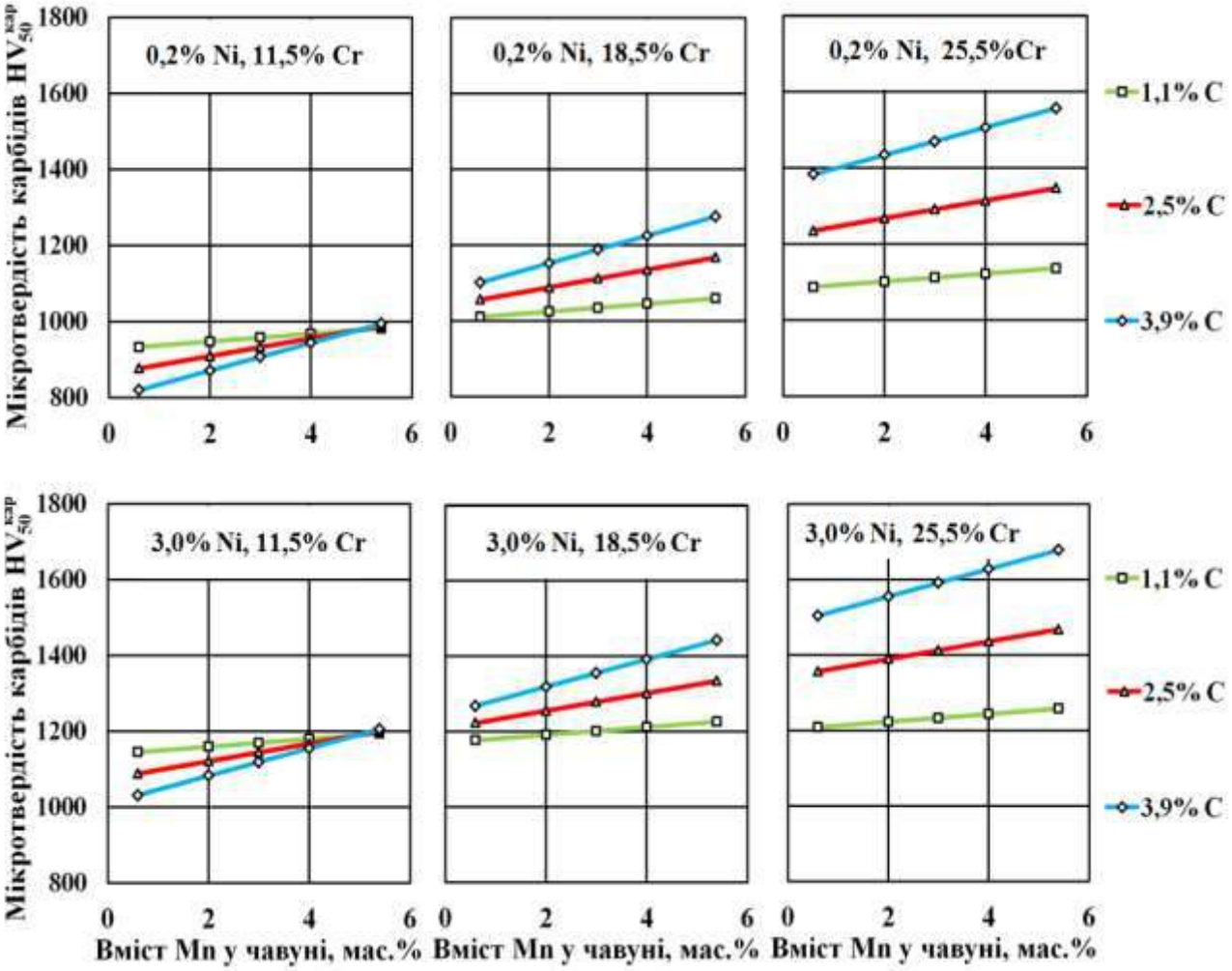


Рисунок 3.39 – Вплив вмісту Mn у чавуні на мікротвердість карбідів $HV_{50}^{кар}$ на різних рівнях C, Cr та Ni

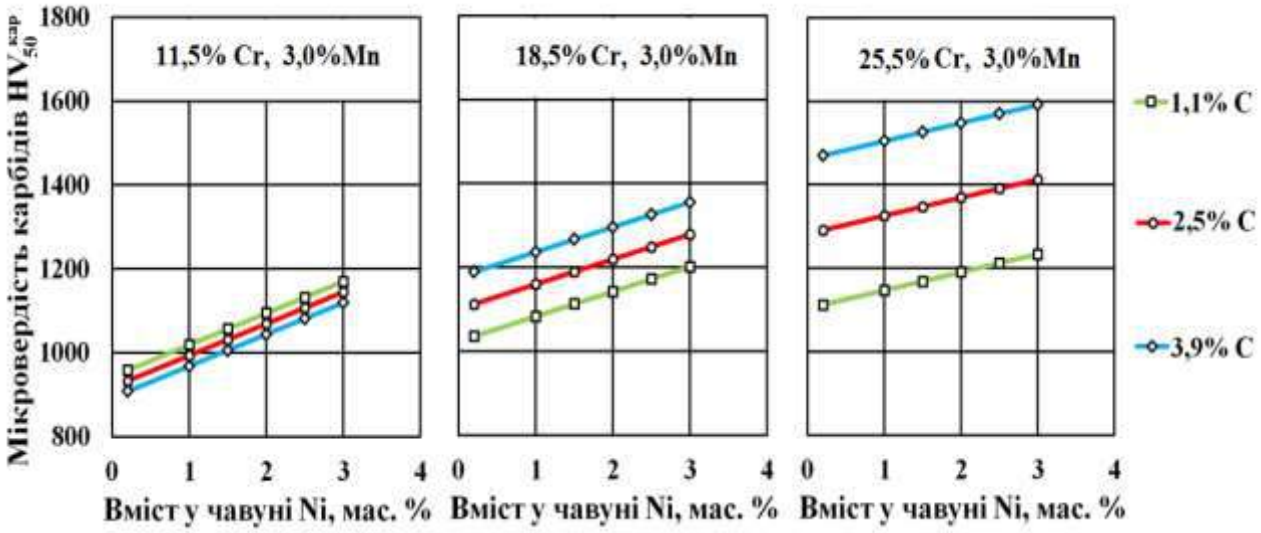


Рисунок 3.40 – Вплив вмісту Ni в чавуні на мікротвердість карбідів $HV_{50}^{кар}$ на різних рівнях C, Cr та Mn

За максимального вмісту вуглецю та мінімальної кількості легувальних елементів утворюється велика кількість карбідної фази цементитного типу із мінімальним вмістом хрому та мікротвердістю 810…830 HV_{50}. Збільшення легувальних елементів сприяє утворенню карбідів типу $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$ із твердістю 1260…1870 HV_{50}. Широкий інтервал твердості карбідів $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$ відображає виражену анізотропію кристалічної будови цих карбідів.

Аналіз впливу хрому на мікротвердість карбідів засвідчив, що збільшення вмісту хрому в чавуні зумовлює підвищення твердості карбідів. Це пояснюється тим, що хром входить до складу всіх карбідів та змінює їх енергетичний стан, тип кристалічної гратки та викликає її деформації через різницю в розмірах атомів. Легувальні елементи не змінюють характер впливу хрому, але впливають на інтенсивність змін (див. рис. 3.38). Так, за низького вмісту вуглецю (1,1%) в чавуні утворюються карбіди із значним вмістом хрому, і вплив хрому має більшу інтенсивність на зміцнювання карбідів. При збільшенні вмісту вуглецю (утворенні значної кількості карбідів) підвищення вмісту хрому в карбідах потребує значного легування чавуну хромом (див. рис. 3.38).

Легування чавуну марганцем сприяє збільшенню концентрації хрому в карбідах (див. підрозділ 3.2), і, відповідно до цього, збільшується твердість карбідів. Збільшення кількості вуглецю (карбідів) посилює вплив марганцю через збільшення обсягу процесу заміщення його хромом у карбідах. Марганець також сприяє утворенню аустеніту з обмеженою розчинністю хрому, що сприяє підвищенню вмісту хрому в карбідах. Вплив нікелю на твердість карбідів подібний до впливу марганцю та пояснюється тим, що при збільшенні вмісту нікелю утворюється аустеніт із обмеженою розчинністю хрому, що призводить до зростання його концентрації в карбідах з відповідним підвищенням твердості.

Одночасне легування чавунів Cr, Mn та Ni дає змогу отримати різноманітні структури, що мають значний діапазон твердості [297]. Комплексний вплив легувальних елементів на макротвердість чавуну описано рівнянням:

$$HRC = 9{,}961C + 2{,}755Mn + 0{,}416Cr + 2{,}134Ni - 1{,}299C^2 - 0{,}316Mn^2 - - 0{,}606Ni^2 + 0{,}485CMn + 0{,}113CCr - 0{,}092MnCr + 10{,}676. \quad (3.13)$$

Вміст елементів, за яких чавуни мають максимальну та мінімальну твердість (HRC), наведено в табл. 3.15.

Таблиця 3.15 – Склади чавунів із мінімальною та максимальною твердістю

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
Твердість HRC	мінімальний	27,8	1,09	11,43	0,60	0,19
	максимальний	57,8	3,91	25,57	3,67	1,76

Із табл. 3.15 видно, що твердість HRC визначається вмістом вуглецю (кількістю карбідної фази), типом карбідів (вміст хрому) та станом металевої основи (вміст Mn та Ni). За мінімального вмісту елементів утворюються феритоперлітні чавуни із низькою твердістю – 28 HRC. Збільшення легувальних елементів сприяє утворенню великої кількості карбідів Me_7C_3 та мартенситної металевої основи. Збільшення вмісту марганцю понад 3,67 % та нікелю понад 1,76 % сприяє утворенню аустеніту, що зменшує твердість чавуну. Максимальну твердість 58 HRC мав чавун, що містив 3,9 % вуглецю, 25,6 % хрому, 3,7 % марганцю та 1,8 % нікелю.

Збільшення вмісту вуглецю підвищувало макротвердість чавуну за будь-якого співвідношення легувальних елементів. Це свідчить про те, що кількість вуглецю в чавуні визначає рівень його твердості. Легувальні елементи посилюють або зменшують вплив вуглецю на твердість через зміну його розчинності в металевій основі. Вплив легувальних елементів (C, Cr, Mn та Ni) на макротвердість чавуну показано на рис. 3.41–3.43.

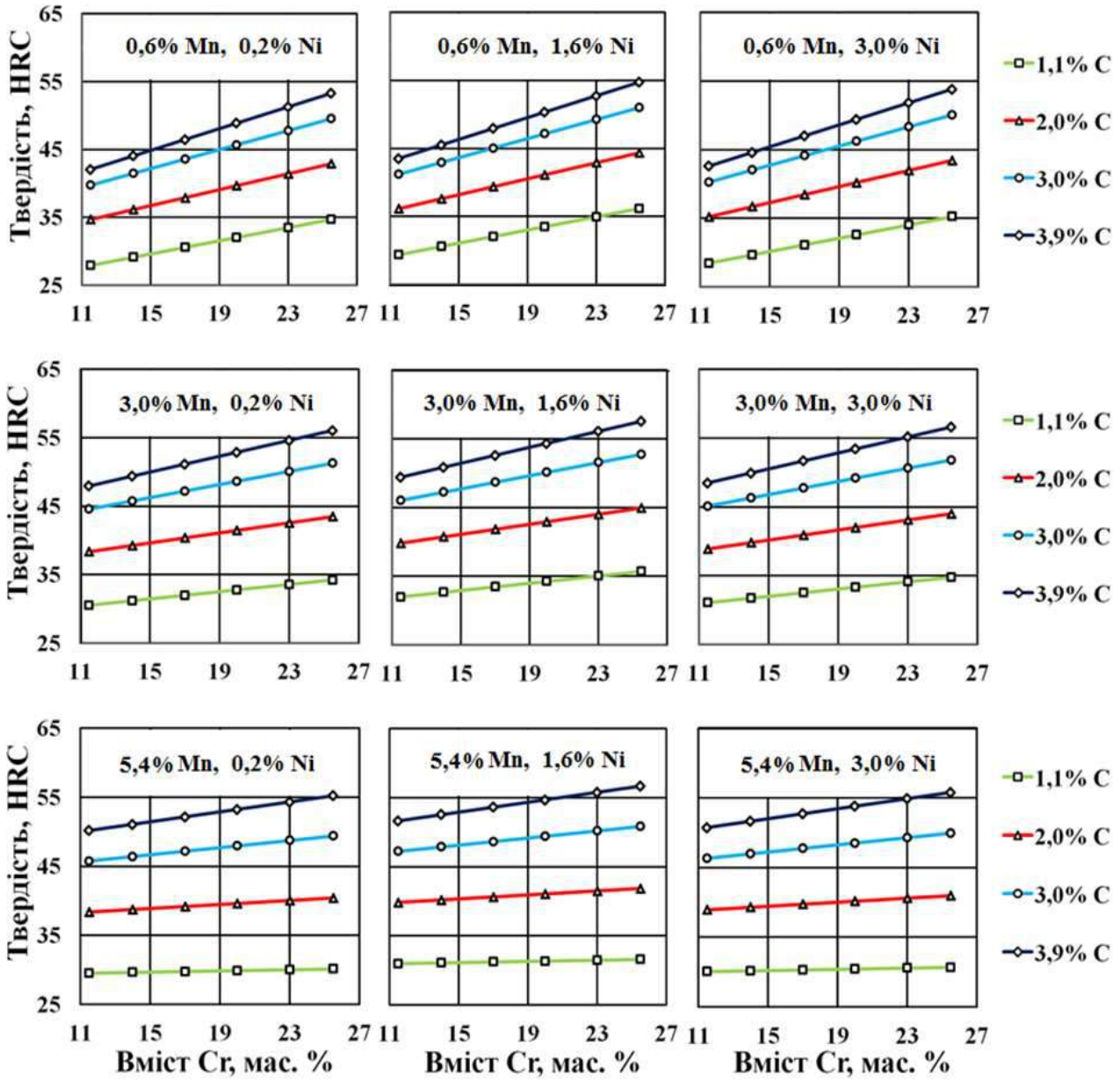


Рисунок 3.41 – Вплив вмісту Cr у чавуні на твердість HRC на різних рівнях C, Mn та Ni

Вплив хрому на макротвердість чавуну має пропорційний характер. Збільшення вмісту хрому підвищує твердість чавуну внаслідок твердорозчинного зміцнення металевої основи або утворення структур гартування, а також утворення карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$, що мають значну твердість. При одночасно низькому вмісті вуглецю (1,1%) та максимальному вмісті марганцю (5,4%) хром майже не впливає на макротвердість чавуну, що пояснюється малою кількістю карбід-

ної фази та утворенням аустенітної основи під час охолодження виливка у формі.

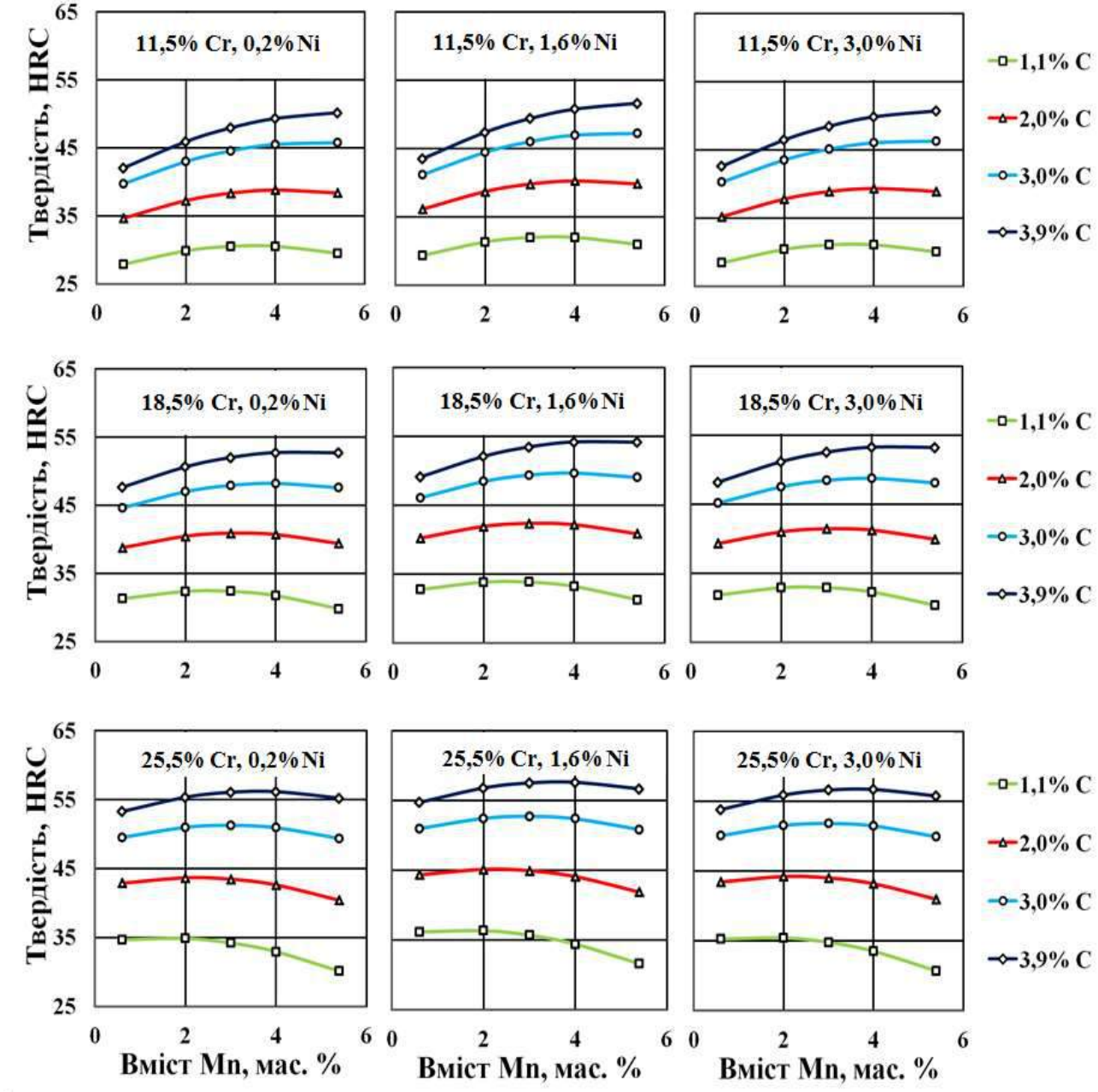


Рисунок 3.42 – Вплив вмісту Mn у чавуні на твердість HRC на різних рівнях C, Cr та Ni

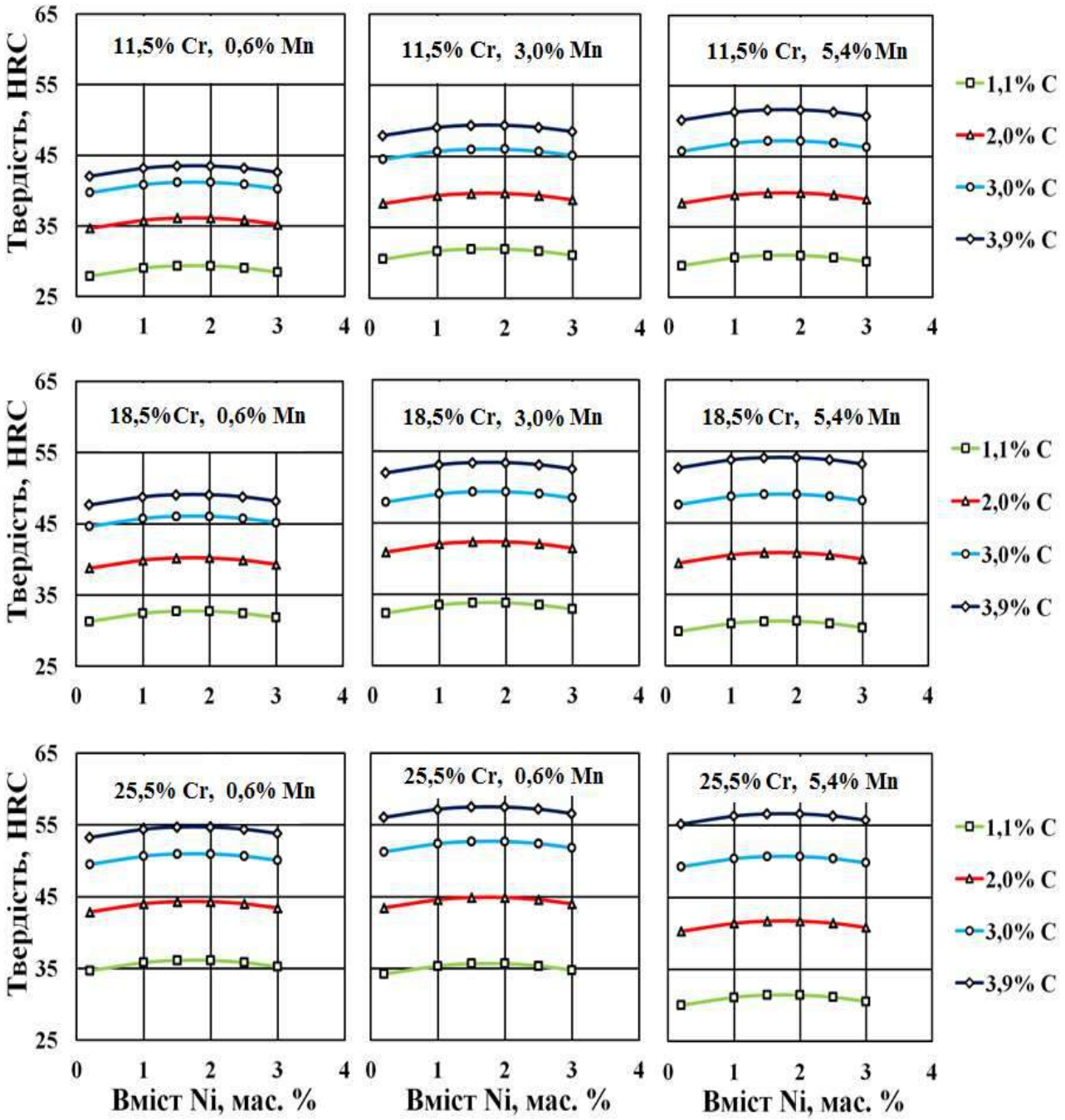


Рисунок 3.43 – Вплив вмісту Ni у чавуні на твердість HRC на різних рівнях C, Mn та Cr

3.4 Висновки

1. У системі Fe-C-Cr виявлено карбідні фази, що за хімічним складом не відображені на існуючій діаграмі. З урахуванням отриманих даних та систематизації карбідних фаз внесено доповнення в діаграму Fe-C-Cr.

2. Кристалізація евтектики у високохромистих чавунах відбувається в інтервалі температур, що призводить до виникнення хімічної ліквації кристалів карбідної фази з утворенням шаруватої будови. У процесі кристалізації утворюються метастабільні карбідні фази складного хімічного складу. Вміст хрому в таких утвореннях зменшується від центральних шарів до поверхневих із відповідними змінами в кристалічній будові.

3. Під час охолодження виливка у формі відбувається перерозподіл легувальних елементів між фазами. Внаслідок стабілізації фаз відбувається заміщення в карбідах атомів марганцю, заліза, кремнію та нікелю на атоми хрому, що призводить до утворення в металевій основі зон, збіднених хромом на межі розподілу фаз карбід – основа. Збільшення в чавуні вмісту марганцю сприяє зростанню його кількості в карбідах, що збільшує обсяги перерозподілу елементів під час охолодження виливка у формі. Це посилює збіднення на хром зон металевої основи біля карбідів.

4. Розподіл легувальних елементів між фазами залежить від загального вмісту елемента та кількості інших компонентів. За вмісту в чавуні 0,6 % марганцю він концентрується переважно в основі. Збільшення кількості марганцю до 4 % вирівнює його розподіл між фазами до 1. Нікель практично не міститься в карбідах і концентрується в металевій основі. Збільшення кількості карбідів зумовлює значне підвищення вмісту нікелю в основі.

5. Отримані залежності мінімального вмісту хрому в основі, загальної твердості та мікротвердості фаз від хімічного складу чавуну дали змогу визна-

чити оптимальні склади чавунів для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог.

Дані, що відображені в цьому розділі, опубліковано у працях [45], [56], [76], [90], [111], [119], [126], [294]–[297].

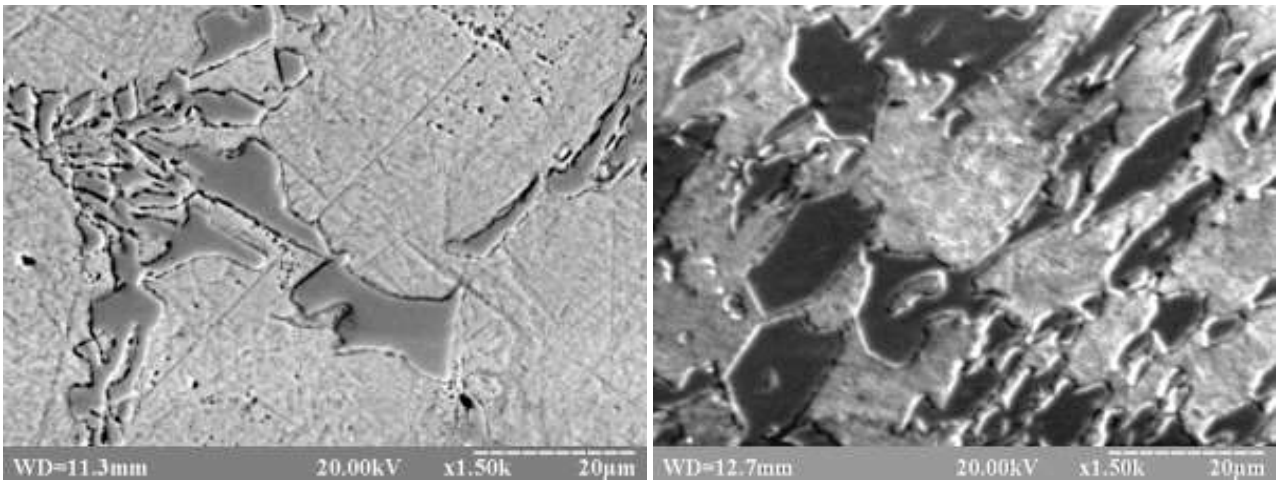
РОЗДІЛ 4
ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА РОЗПОДІЛ ЕЛЕМЕНТІВ, ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУНІВ

Вплив термічної обробки на формування структури та розподіл елементів вивчали при найбільш поширених режимах: відпалу при 690 °С та 720 °С з витримкою 9 год і нормалізації від 1050 °С з витримкою 1,5 год та 4, 5 год згідно з ГОСТ 7769–82. Відповідно до діаграм Fe-C-Cr [18], [19], [68], [116], нагрів викликає карбідні перетворення зі зміною типу карбіду. Ці діаграми не враховують процеси стабілізації карбідів під час термічної обробки, а саме перерозподіл елементів між карбідами та основою, що змінює їх хімічний склад і властивості. Перерозподіл елементів зі збільшенням вмісту хрому в карбідах внаслідок прагнення системи до зменшення вільної енергії може призвести до негативних наслідків, а саме утворення зон, збіднених на хром, що погіршать експлуатаційну стійкість виробів з високохромистих чавунів.

4.1 Влив термічної обробки на розподіл елементів, структуру та властивості чавунів

Вплив термічної обробки на мікроструктуру чавунів (див. табл. 3.1) за відпалу при 720 °С та нормалізації від 1050 °С наведено на рис. 4.1 – 4.3. Відпал при 720 °С не викликав перетворень металевої основи та змін у карбідній фазі (див. рис. 4.1). При нормалізації від 1050 °С металева основа складу 1 не зазнала змін. У цей час у середині карбідів утворилися зони твердого розчину заліза (аустеніту) (див. рис. 4.2 а та 4.3). У чавуні складу 2 після нормалізації в центральних зонах зерен спостерігали виділення дрібних карбідів. Формування

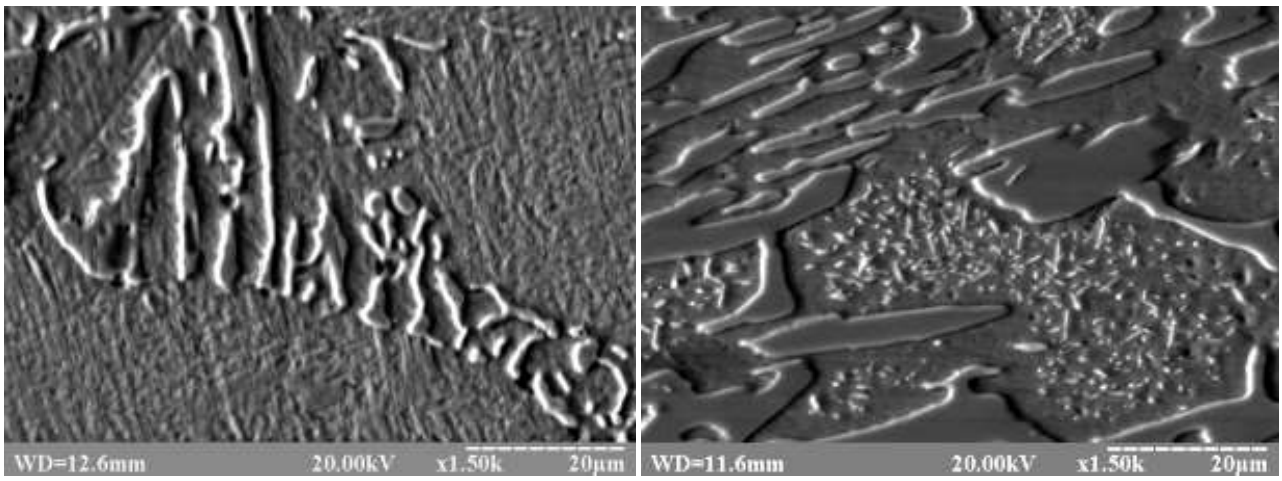
карбідів в основі евтектики та зонах біля карбідів шириною до 2 мкм і більше не відбулося. Карбідна фаза у складі 2 не зазнала зовнішніх змін. Аналіз вмісту елементів у фазах після термічної обробки виявив зміни у їх розподілі.



а б

а – склад 1; б – склад 2

Рисунок 4.1 – Мікроструктура чавунів (табл. 3.1) після відпалу за 720 °С із витримкою 9 год



а б

а – склад 1; б – склад 2

Рисунок 4.2 – Мікроструктура чавунів (табл. 3.1) після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год

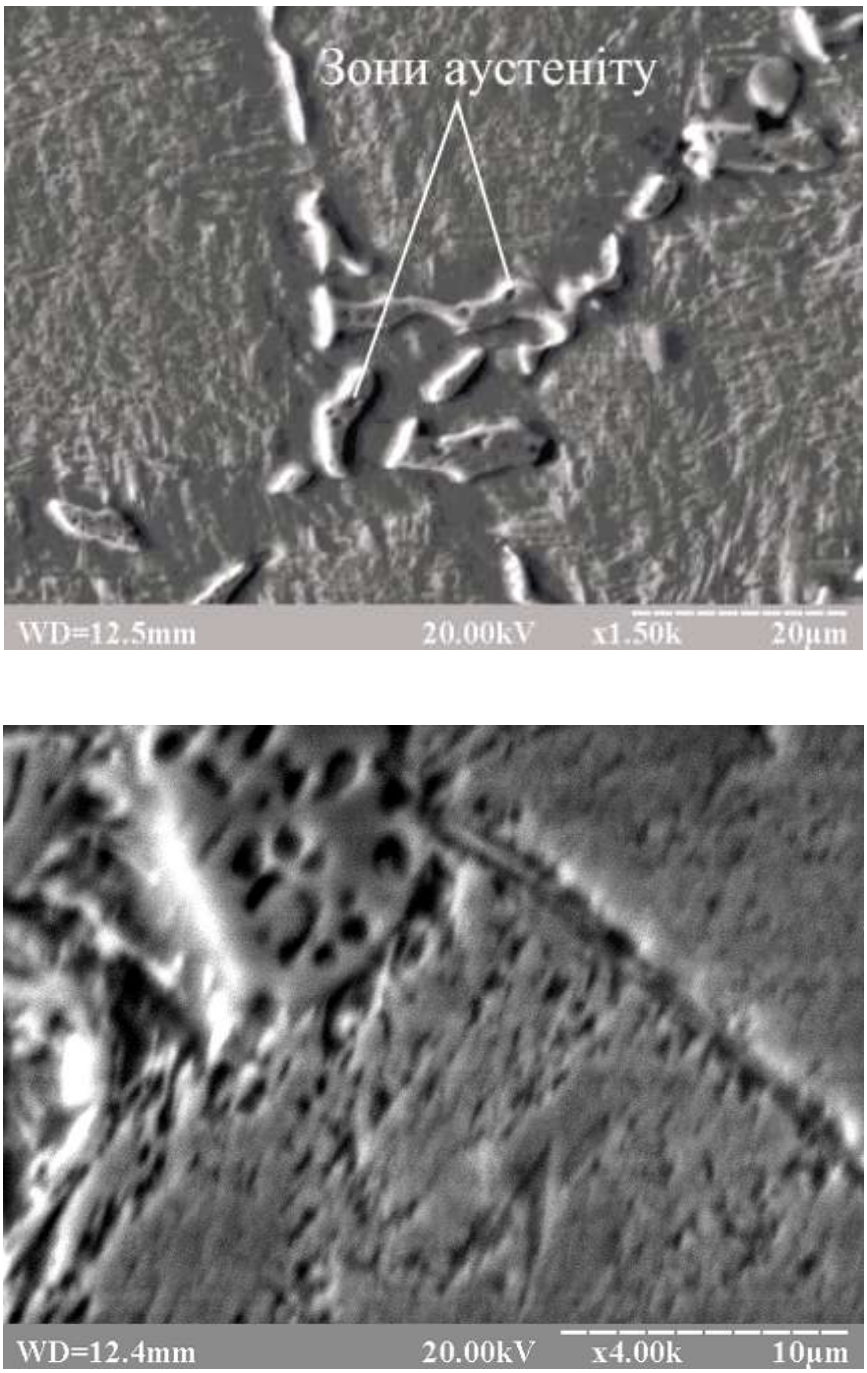
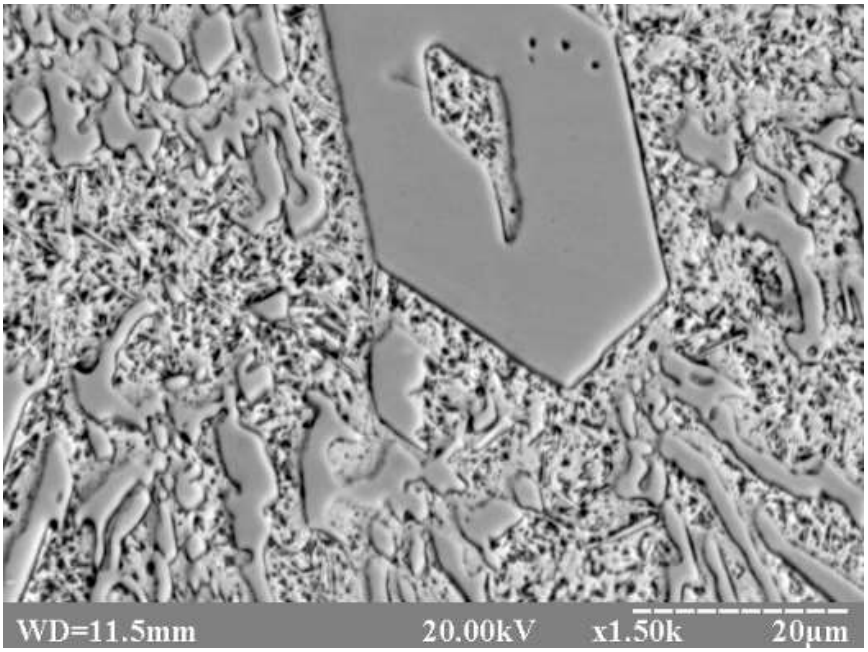


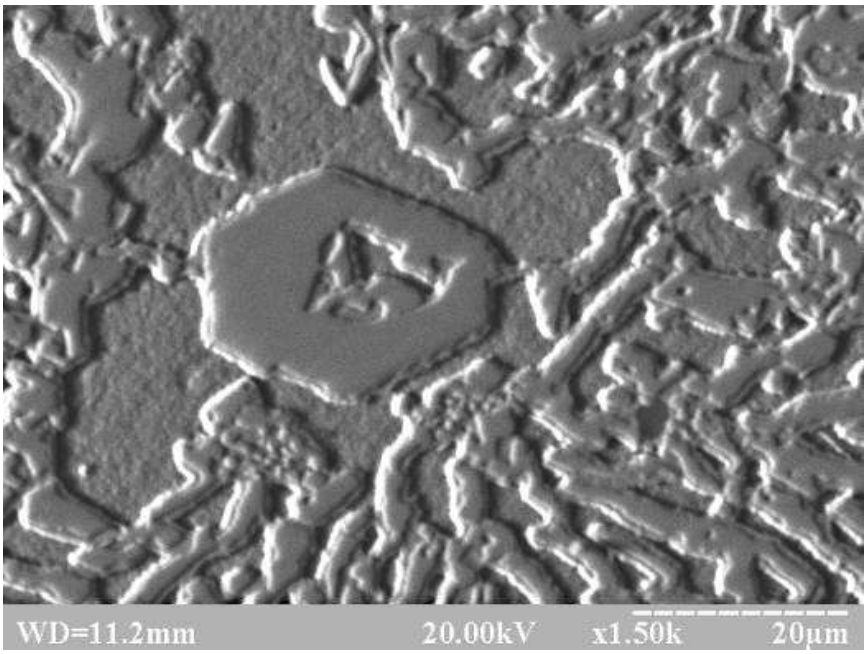
Рисунок 4.3 – Карбіди із зонами твердого розчину заліза, що утворилися в чавуні складу 1 після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год

Нормалізація чавуну 300Х28Н2 призвела до виділення дрібних карбідів у металевій основі та до формування чітких меж первинних карбідів Me_7C_3 (рис. 4.4 а), які до нормалізації не мали чіткої межі (рис. 4.4 б). Поверхневі шари карбідів до нормалізації руйнувалася під впливом реактиву Марбле, що свідчило про низький вміст хрому у цих об’ємах та підтверджувало утворення

поверхневих шарів карбідів з цементиту. У заевтектичному карбіді Me_7C_3 під час нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год утворилися дрібні зони твердого розчину заліза (фериту) (див. рис. 4.4 а).



а



б

а – карбіди після нормалізації; б – шаруваті карбіди до нормалізації

Рисунок 4.4 – Трансформація шаруватих карбідів у чавуні 300Х28Н2 після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год

Карбідна фаза у чавуні складу 1 із вмістом 11,9 % хрому складалася із легованого цементиту $(Fe, Cr)_3C$ та карбідів $(Fe, Cr)_7C_3$. Збільшення вмісту хрому в карбідних фазах під час нормалізації сприяє їх стабілізації [39], [87], [99], [100], [102], [109]. Поява зон аустеніту всередині карбідів відбувалася за стабілізації карбідної фази, а саме утворення нової карбідної фази із більшим вмістом хрому за механізмом перерозподілу елементів. Схема перерозподілу елементів, що відбувався під час нормалізації при 1050 °С, призвела до появи зон всередині карбідів (наведено на рис. 4.5).

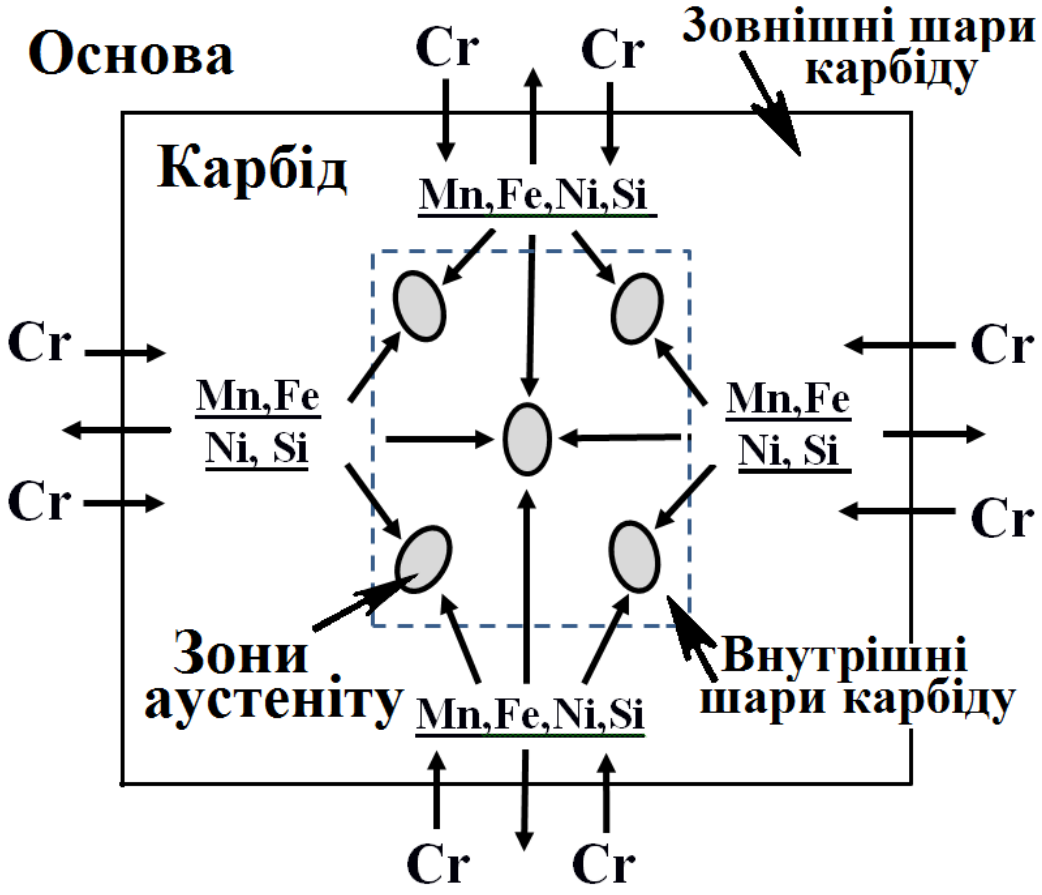


Рисунок 4.5 – Схема перерозподілу елементів під час нормалізації при 1050 °С із утворенням зон аустеніту всередині карбідів

Вивільнення карбідоутворювальних елементів із меншою спорідненістю з вуглецем порівняно з хромом та вуглецю в межах його розчинності в металевій основі або без вивільнення вуглецю при збільшенні його концентрації в ка-

рбіді зумовило появу зон твердого розчину заліза всередині карбідів. Збільшення хрому у поверхневих шарах карбідів відбувалося шляхом перерозподілу елементів між карбідом та металевою основою. Атоми хрому, що містилися в металевій основі, заміщували атоми заліза, марганцю, кремнію та нікелю, що містилися в карбідах. Це призвело до появи біля карбідів зон, збіднених на хром.

Стабілізація високохромистого чавуну при зменшенні вільної енергії відбувалася в напрямку утворення фаз у стабільній системі Fe-C-Cr. У досліджуваних сплавах кількість і хімічна активність хрому за існуючих термокінетичних факторів не давала змоги утворюватися вуглецю у формі графіту. За відсутності хрому в системі Fe-Fe_3C під час термічної обробки відбувається формування вуглецю у формі графіту (ковкий чавун, графітизована сталь) відповідно до системи Fe-C. Тому трансформації карбідів у системі Fe-C-Cr відбувалися за утворення проміжних карбідних фаз із більшим вмістом хрому та вуглецю. Відповідно до цього, можливі такі трансформації карбідної фази за схемами, що передбачають утворення фаз із більшим вмістом хрому та вуглецю та із вивільненням вуглецю у межах його розчинності в металевій основі:

для $(Fe,Cr)_3C \rightarrow (Cr,Fe)_7C_3$

$$5{,}83(Cr_{0,6}Fe_{2,4})_3C \rightarrow (Cr_{3,5}Fe_{3,5})_7C_3 + 10{,}5Fe + 2{,}83C, \quad (4.1)$$

$$6{,}67(Cr_{0,6}Fe_{2,4})_3C \rightarrow (Cr_4Fe_3)_7C_3 + 13Fe + 3{,}67C, \quad (4.2)$$

$$3(Cr_{0,6}Fe_{2,4})_3C \rightarrow (Cr_{1,8}Fe_{5,2})_7C_3 + 2Fe, \quad (4.3)$$

$$8{,}33(Cr_{0,6}Fe_{2,4})3C \rightarrow (Cr_5Fe_2)_7C_3 + 18Fe + 5{,}33C; \quad (4.4)$$

для $(Fe,Cr)_7C_3 \rightarrow (Cr,Fe)_7C_3$

$$1{,}75(Fe_5,Cr_2)_7C_3 \rightarrow (Cr_{3,5}Fe_{3,5})_7C_3 + 5{,}25Fe + 2{,}25C, \quad (4.5)$$

$$2(Fe_5,Cr_2)_7C_3 \rightarrow (Cr_4Fe_3)_7C_3 + 7Fe + 3C, \quad (4.6)$$

$$2{,}5(Fe_5,Cr_2)_7C_3 \rightarrow (Cr_5Fe_2)_7C_3 + 10{,}5Fe + 4{,}5C; \quad (4.7)$$

для $(Fe,Cr)_{23}C_6 \rightarrow (Cr,Fe)_7C_3$

$$(Fe_{15},Cr_8)_{23}C_6 \rightarrow 2(Cr_4Fe_3)_7C_3 + 9Fe, \quad (4.8)$$

$$(Cr_{15},Fe_8)_{23}C_6 \rightarrow 2(Cr_4Fe_3)_7C_3 + 7Cr + 2Fe, \quad (4.9)$$

$$(Cr_{15},Fe_8)_{23}C_6 \rightarrow 3(Cr_5Fe_2)_7C_3 + 2Fe + 3C; \quad (4.10)$$

для $(Cr,Fe)_7C_3 \rightarrow (Cr,Fe)_3C_2$

$$2(Cr_4,Fe_3)_7C_3 \rightarrow 3(Cr_{2,5},Fe_{0,5})_3C_2 + 0{,}5Cr + 5{,}1Fe, \quad (4.11)$$

$$2(Cr_4,Fe_3)_7C_3 \rightarrow 3(Cr_{2,67},Fe_{0,33})_3C_2 + 5Fe. \quad (4.12)$$

Стехіометричні коефіцієнти були обраховані на підставі відомої максимальної розчинності хрому в цементиті й інших карбідах та можливості заміни цілого числа атомів в елементарній кристалічній гратці карбідів за даними табл. 3.4. Побудову рівнянь трансформації проведено відповідно до балансу хрому як головного карбідоутворювального елемента або вуглецю. Перебіг трансформації карбідів зі зміною хімічного складу залежав від температури,

розчинності вуглецю в основі, концентрації хрому в чавуні та інших термодинамічних і термокінетичних факторів.

Слід зауважити, що наведені рівняння (4.1)–(4.12) передбачають перерозподіл елементів за трансформації карбідної фази зі зміною хімічного складу карбідів тільки в системі Fe-C-Cr, що пояснює утворення зон біля карбідів, збіднених на хром. Більш ретельні дослідження трансформації карбідів та утворення фаз елементами, що були вивільнені (заміщені хромом), не передбачалися.

Аналіз рівнянь (4.1)–(4.12) дає змогу зробити такі висновки:

- стабілізація карбідної фази, що утворилася у високохромистих чавунах під час кристалізації, відбувається при збільшенні вмісту хрому та вуглецю;
- підвищення вмісту хрому в карбідах (за зміни типу кристалічної гратки) відбувається з утворенням нової високохромистої фази;
- процес перетворення має дифузійний характер, що передбачає перерозподіл карбідоутворювальних елементів та вуглецю;
- атоми Fe, Mn, Si та Ni, що були заміщені хромом, утворюють зони твердого розчину заліза (аустеніту або фериту) всередині карбідів або накопичуються в металевій основі біля карбідів на межі розділу фаз карбід – основа;
- у разі неможливості вивільнення атомів вуглецю у феритну основу збільшення кількості хрому в новій фазі відбувається з обмеженням його вмісту (рівняння 4.3, 4.8);
- при значному вмісті хрому та малій кількості вуглецю (Cr/C > 10) трансформації відбуваються з утворенням легованого фериту або σ-фази (рівняння (4.9), (4.11)), або карбідних фаз, що майже не містять заліза (рівняння (4.12)).

Наведені рівняння доводять, що під час трансформації карбідної фази при збільшенні концентрації хрому в карбіді вивільняється велика кількість атомів заліза та вуглецю, що й утворюють зони твердого розчину заліза всере-

дині карбідів і навколо їх, що призводить до виникнення зон, збіднених на хром, на межі розділу фаз карбід – основа. У чавуні (складу 2) із більшим вмістом хрому (19,7 %) під час трансформації карбідної фази не утворювалися зони аустеніту всередині карбідів. Вивільнені атоми заліза, марганцю та нікелю накопичувалися на межі розділу фаз з утворенням стабільного аустеніту, про що свідчить відсутність вторинних карбідів у цих зонах під час нормалізації (див. рис. 4.2 б).

У чавунах при значній кількості Mn та Ni під час трансформації карбідної фази відбувається заміщення атомами Cr не тільки атомів Fe, а й атомів Mn, Ni та Si. Заміщення значної кількості атомів Mn та Ni, що сприяють утворенню аустеніту, при швидкому охолодженні під час нормалізації, дає підстави стверджувати, що відбулося утворення саме зон аустеніту всередині карбідів та навколо них. Влив ТО на розподіл хрому між фазами досліджували на сплавах із хімічним складом, наведеним у табл. 4.1.

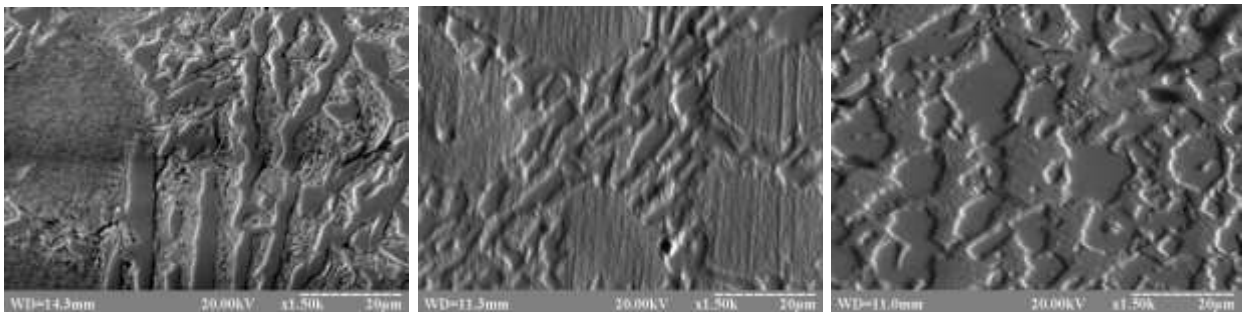
Таблиця 4.1 – Хімічний склад чавунів

Склад	Хімічний елемент, мас. %				
	C	Cr	Mn	Ni	Si
1	2,9…3,1	11,43…30,68	0,7…0,8	2,0…2,1	1,0…1,2
2	2,4…2,5	11,17…25,62	1,7…1,9	1,3…1,4	0,9…1,2

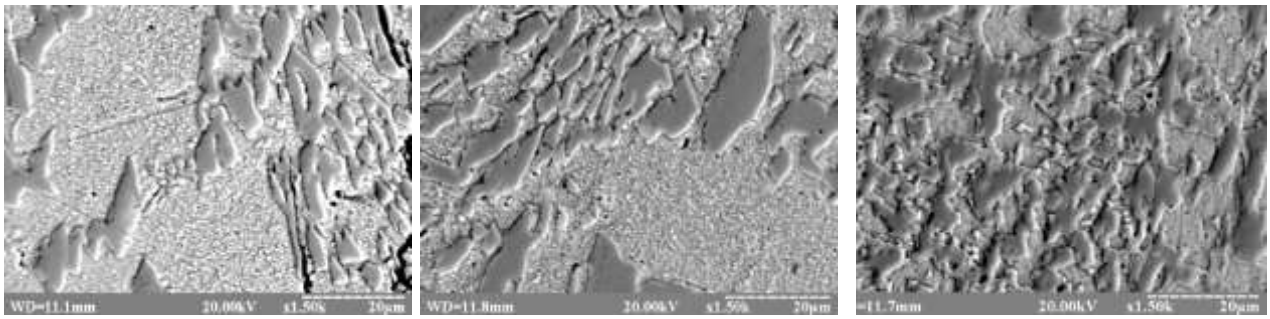
Структури чавунів у стані литва без ТО та після наведено на рис. 4.5 (сплави складу 1) та рис. 4.6 (сплави складу 2). Металева основа досліджених сплавів залежала від складу хімічних елементів та змінювалася від аустенітної до феритної. Карбідна фаза змінювалася залежно від вмісту хрому в чавуні та складалася із карбідів $(Fe,Cr,Mn)_3C$, $(Fe,Cr,Mn)_7C_3$, $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$ і $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$.

У стані литва без ТО в металевій основі чавунів були відсутні вторинні карбіди у всіх сплавах (див. рис. 4.6 а та рис. 4.7 а). Відпал при 720 °С не ви-

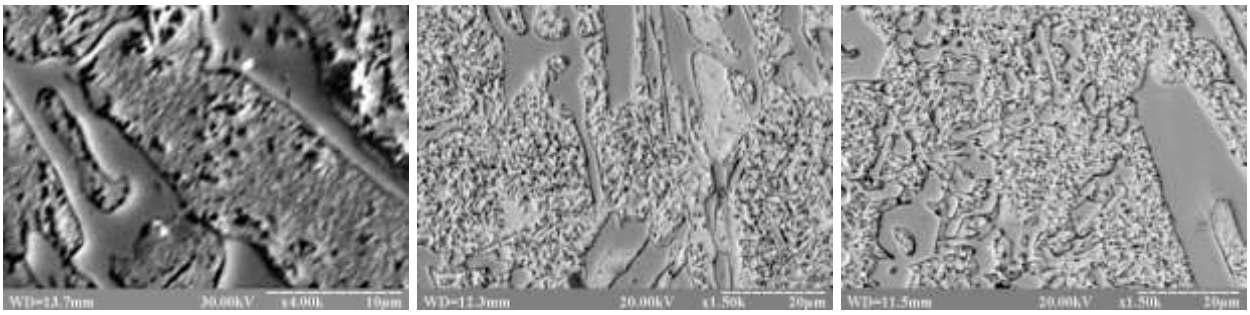
кликав суттєвих змін у мікроструктурі чавунів. За нагріву до 1050 °С в чавунах відбулися: α↔γ перетворення основи, що призвели до збільшення розчинності вуглецю в основі, а в подальшому – до виділення карбідів всередині зерен під час охолодження (див. рис. 4.6 в та рис. 4.7 в).



а



б



в

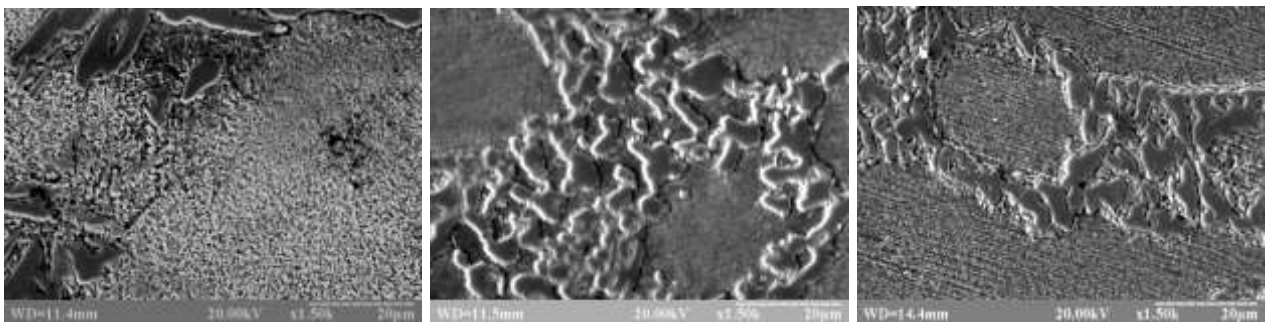
15,07% Cr 23,12% Cr 30,68%Cr

а – у стані без ТО;

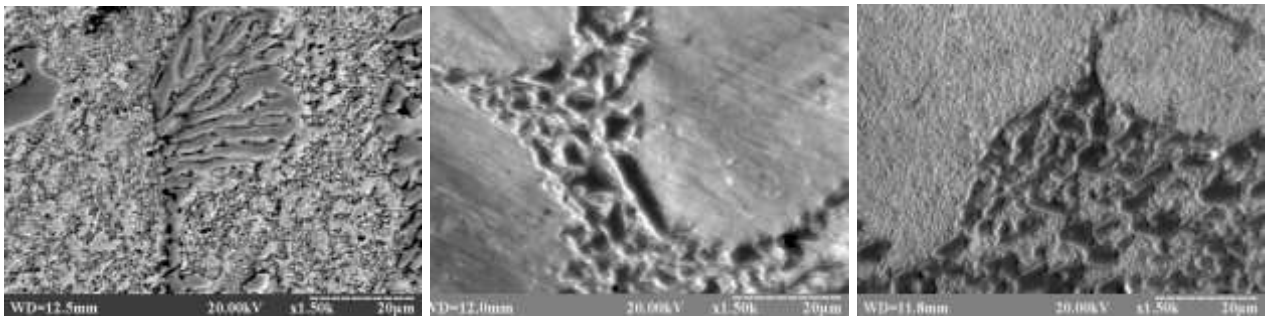
б – після відпалу при 720 °С;

в – після нормалізації від 1050 °С за витримки 4,5 год

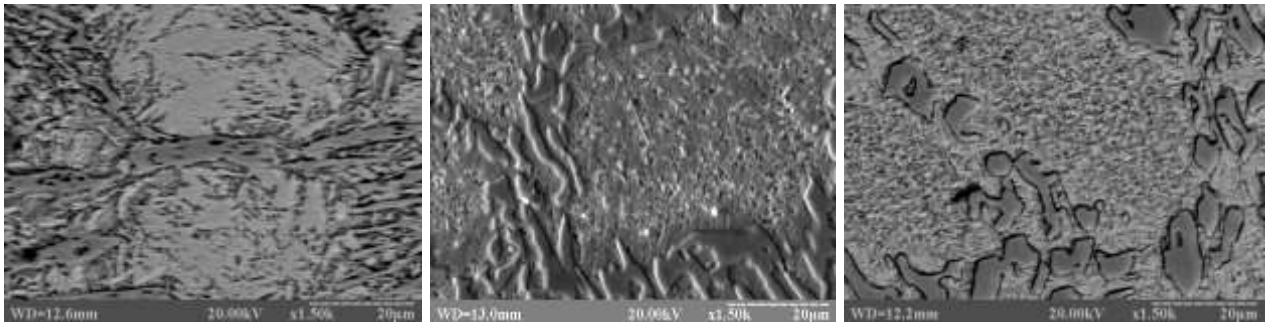
Рисунок 4.6 – Мікроструктури чавунів складу 1 із різним вмістом хрому в сталі литва без ТО і після відпалу та нормалізації



а



б



в

11,17% Cr 18,31% Cr 25,62% Cr

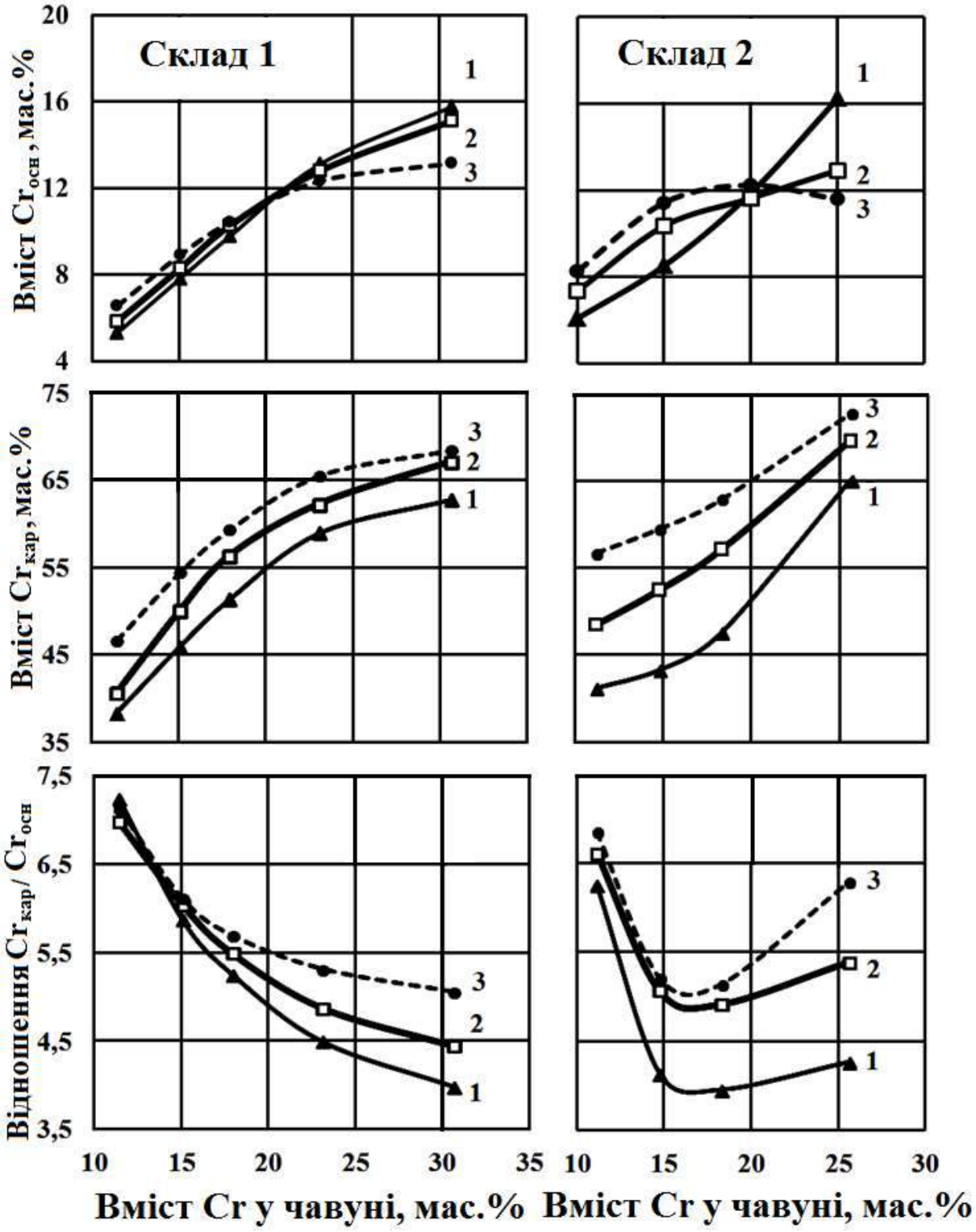
а – у стані без ТО;

б – після відпалу при 720 °С;

в – після нормалізації від 1050 °С за витримки 4,5 год

Рисунок 4.7 – Мікроструктури чавунів складу 2 із різним вмістом хрому в сталі литва без ТО та після відпалу й нормалізації

Під час нормалізації відбулися трансформації первинних карбідів із утворенням зон аустеніту всередині карбідів, особливо в чавунах із вмістом хрому до 18 % (див. рис. 4.6 в та рис. 4.7 в). Відпал та нормалізація сприяли утворенню більш термодинамічно стабільних фаз, що утворилися внаслідок перерозподілу хрому, марганцю, заліза та нікелю (рис. 4.8).



1 – у стані литва без ТО;

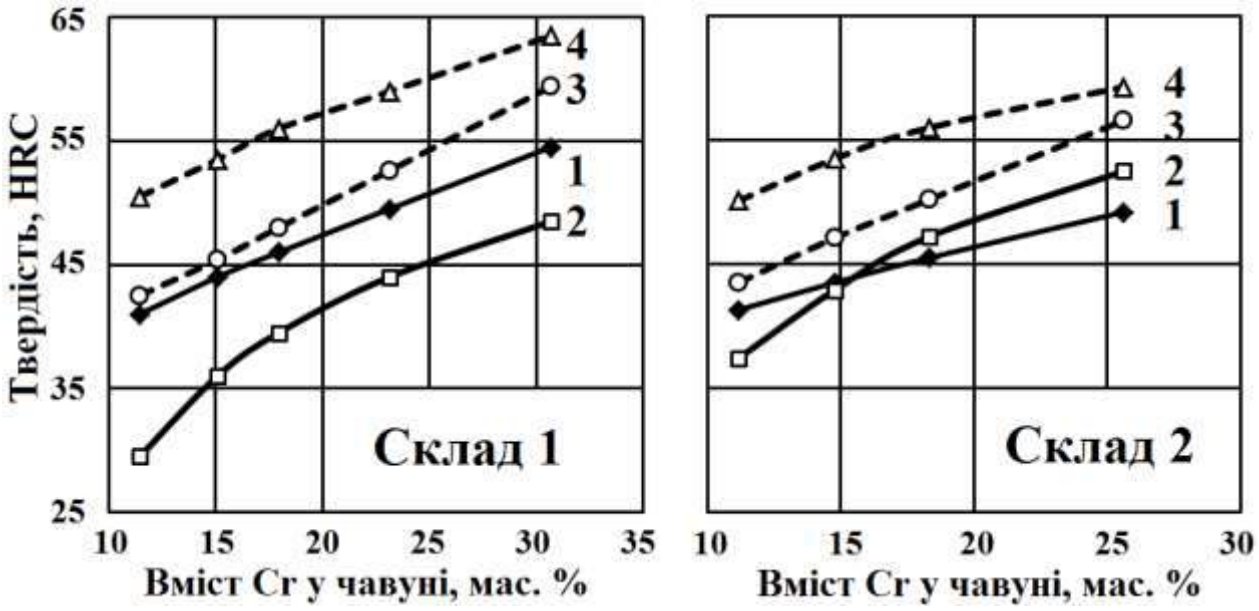
2 – після відпалу при 720 °С;

3 – після нормалізації від 1050 °С з витримкою 4,5 год

Рисунок 4.8 – Вплив термічної обробки та вмісту хрому в чавуні на його розподіл між фазами

Відпал та нормалізація збільшили вміст хрому в карбідах. У чавунах, що містили до 20 % хрому, відпал збільшив мінімальний вміст хрому в основі внаслідок дифузійних процесів гомогенізації (див. рис. 4.8). Вміст хрому в основі чавунів із більшим вмістом хрому зменшувався внаслідок збільшення вмісту хрому в карбідах та збіднення на хром зон біля карбідів під час охолодження через утворення вторинних карбідів (див. рис. 4.6 в і рис. 4.7 в). Після термічної обробки кремній та нікель були практично відсутні у складі карбідів. Розподіл марганцю між фазами залежав від його загального вмісту в чавуні та кількості хрому.

У чавунах сплаву 1 відпал при 720 °С зменшував твердість через утворення феритної складової (рис. 4.9). Нормалізація від 1050 °С підвищувала твердість чавунів за рахунок утворення вторинних карбідів та структур гартування, особливо після витримки протягом 4,5 год. За появи значної кількості дрібних карбідів змінюється напружено-деформаційний стан металевої основи, що сприяє формуванню мікротріщин під час експлуатації [298].



1 – у стані литва без ТО; 2 – після відпалу при 720 °С; 3 – після нормалізації від 1050 °С з витримкою 1,5 год; 4 – після нормалізації від 1050 °С з витримкою 4,5 год

Рисунок 4.9 – Залежність твердості чавуну від вмісту хрому та ТО

Зменшення вмісту вуглецю в чавунах (склади 2), що містили понад 15 % хрому, сприяло підвищенню макротвердості після відпалу. У карбідних фазах, що утворилися під час кристалізації, були присутні Mn до 2 %, Si до 0,5 % та Ni до 0,2 %. Збільшення вмісту хрому в чавуні зменшило вміст цих елементів у карбідах. Влив ТО на розподіл марганцю між фазами досліджували на сплавах із хімічним складом, наведеним у табл. 4.2.

Таблиця 4.2 – Хімічний склад чавунів

№ з / п	Хімічний елемент, мас. %				
	C	Cr	Mn	Ni	Si
1	2,9…3,1	18,3…18,7	0,77	1,3…1,1	1,0…1,2
2			2,12		
3			4,20		

Вміст марганцю в карбідах, основі та його розподіл між фазами в чавунах (див. табл. 4.2) у стані литва та після відпалу й нормалізації наведено в табл. 4.3. З даних табл. 4.3 видно, що в чавуну із вмістом 0,77 % марганцю під час термічної обробки відбувся процес його перерозподілу, внаслідок чого марганець був повністю заміщений у карбідах і сконцентрувався в основі.

Збільшення вмісту марганцю в чавуні до 4,2 % вплинуло на його розподіл. Під час кристалізації частка марганцю в карбідах зростала, що вплинуло на процеси його перерозподілу в ході термічної обробки. Термічна обробка сприяла рівноважному розподілу марганцю між фазами залежно від його вмісту в чавуні. Під час відпалу утворення рівноважного розподілу марганцю між фазами не відбулося. Рівномірний розподіл марганцю в чавунах із 18 % хрому відбувається за збільшення його концентрації понад 4,2 % після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год. Отже, проведені дослідження підтверджують, що розподіл елементів між фазами залежав від їх загального вмісту та кількості інших карбідоутворювальних елементів, особливо хрому.

Таблиця 4.3 – Вміст марганцю в карбідах, основі та його розподіл між фазами чавунів різного складу за табл. 4.2 при різних видах термічної обробки

Склади чавуну	Параметр	Без ТО	Види термічної обробки		
			Відпал		Нормалізація від 1050 °С
			690 °С	720 °С	
1	$Mn_{осн}$, мас. %	0,97	1,06	1,02	1,08
	$Mn_{кар}$, мас. %	0,23	0,00	0,00	0,00
	$К_{Mn}$	0,23	0,00	0,00	0,00
2	$Mn_{осн}$, мас. %	2,24	2,22	1,74	1,95
	$Mn_{кар}$, мас. %	1,86	1,81	1,34	1,41
	$К_{Mn}$	0, 83	0,81	0,77	0,72
3	$Mn_{осн}$, мас. %	4,41	4,31	4,23	4,22
	$Mn_{кар}$, мас. %	3,84	4,02	4,17	4,19
	$К_{Mn}$	0,87	0,93	0,99	0,99

4.2 Влив термічної обробки на розподіл елементів та властивості комплекснолегованих чавунів

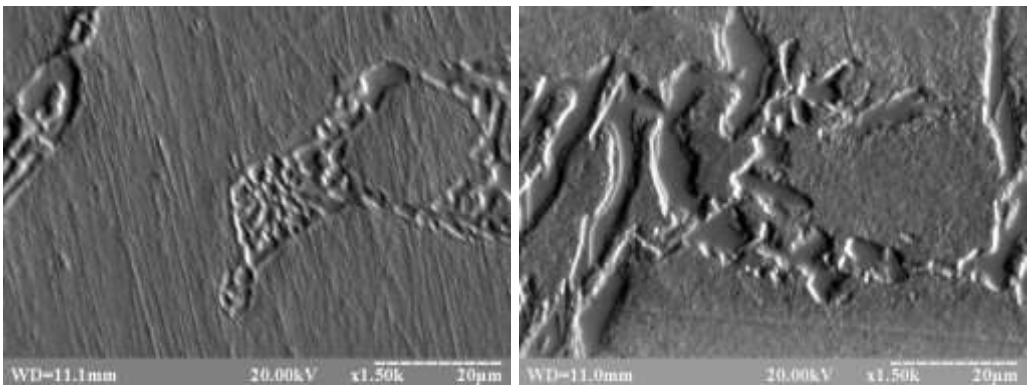
Зміни, що відбувалися в карбідній фазі під час ТО, вплинули на розподіл елементів та їх вміст в основі, що визначило властивості фаз і чавуну в цілому. Відповідно до попередніх досліджень, розподіл елементів залежав від кількості самого елемента та наявності (кількості) інших. Тому дослідження впливу відпалу при 690 та 720 °С та нормалізації від 1050 °С із витримкою 1,5 та 4,5 год проводили на чавунах різних марок за вмісту 1,10…3,05 % С, 11,26…29,68 % Cr, 0,72…5,53 % Mn, 0,13…2,86 % Ni та 1,04…1,43 Si % (табл. 4.4).

Таблиця 4.4 – Хімічний склад чавунів

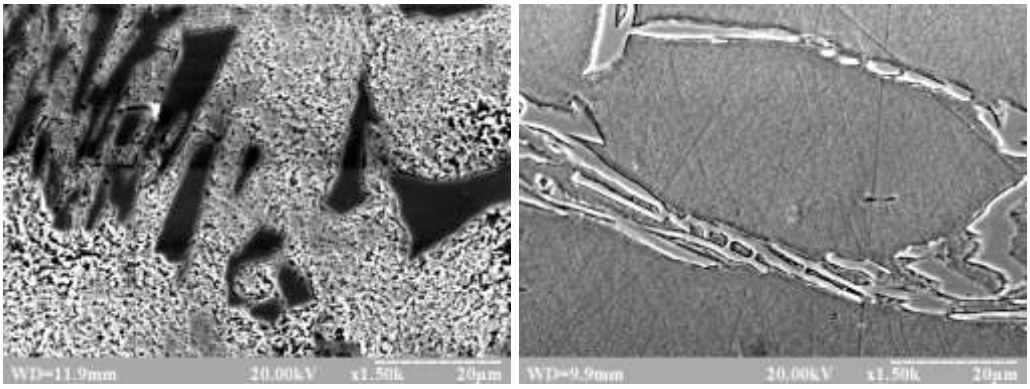
№ з/п	Марка чавуну	Хімічний елемент, мас. %				
		C	Cr	Mn	Ni	Si
1	110Х18Г2Н	1,10	18,33	1,99	1,28	1,38
2	150Х18Г2Н	1,52	18,93	1,49	1,45	1,33
3	300Х18Г2Н	2,94	18,31	1,64	1,29	1.31
4	250Х12Г2Н	2,61	11,26	2,08	1,58	1,06
5	250Х12Г4Н3	2,55	11,91	3,80	2,76	1,27
6	210Х22ГН3	2,24	22,82	1,21	2,86	1,15
7	210Х22Г5	2,12	22,06	4,82	0,16	1,43
8	330Х20Г5Н3	3,33	20,23	5,53	2,69	1,12
9	330Х22Г2	3,24	21,07	1,35	0,13	1,18
10	300Х28Н2	3,05	29,68	0,72	1,95	1,04

Структуру чавунів у стані без термічної обробки наведено на рис. 4.10. Вона складалася з карбідів заліза та хрому в кількості 9…36 % залежно від вмісту вуглецю та інших елементів, що визначали тип металевої основи. Металева основа чавунів, що містили понад 18,5 % Cr та марганець і нікель у сумі до 4 %, була феритною. У чавунах із іншим вмістом елементів основа змінювалася від феритної до аустенітної у різних співвідношеннях, що визначалось вмістом C, Cr, Mn та Ni.

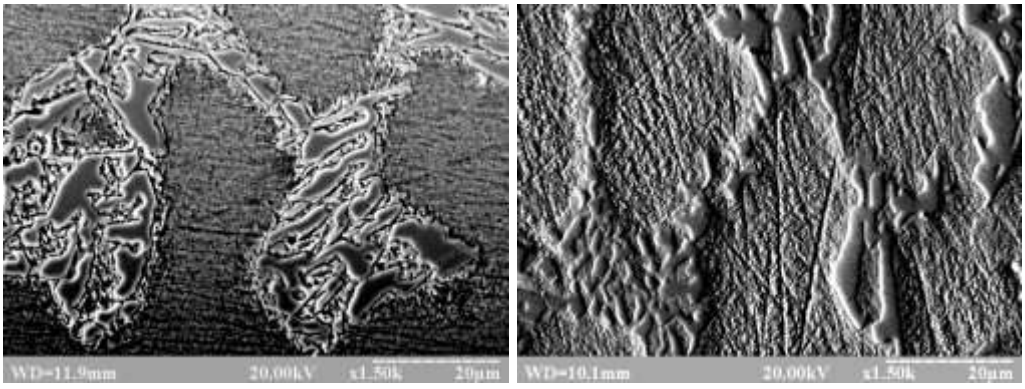
Під час ТО у чавунах відбувалися процеси: заміщення в карбідах атомів Fe, Mn, Si та Ni на атоми Cr до рівноважної концентрації із металевою основою; збіднення на хром зон біля карбідів та їх збагачення Fe, Mn, Si та Ni через низький рівень дифузійних процесів. Вміст хрому в зонах біля карбідів ($Cr_{осн}^{мін}$) та різницю в концентраціях хрому в металевій основі всередині зерен і зонах біля карбідів ($Кс_{Cr}$) наведено в табл. 4.5.



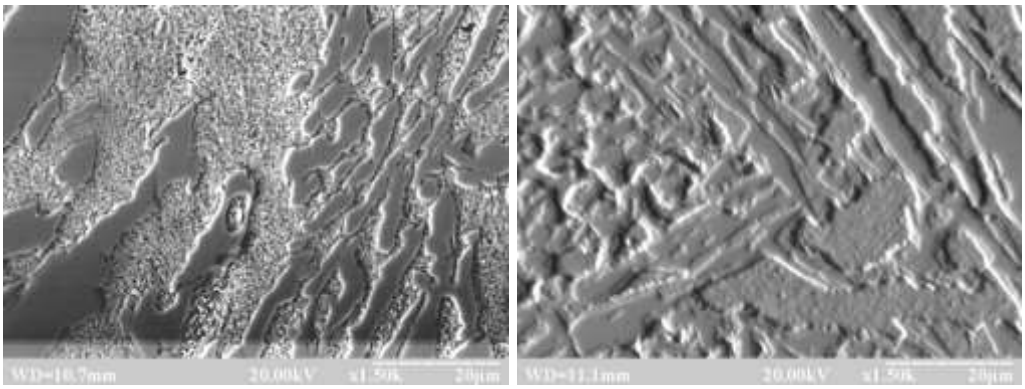
150Х18Г2Н 300Х18Г2Н



250Х12Г2Н 250Х12Г4Н3



330Х20Г5Н3 210Х22Г5



300Х22Г2 300Х28Н2

Рисунок 4.10 – Мікроструктура чавунів у литому стані (без ТО)

Таблиця 4.5 – Вплив ТО на вміст хрому в зонах біля карбідів ($Cr_{осн}$) та його сегрегацію ($Кс_{Cr}$) у сплавах за табл. 4.4

№ складу	Вміст $Cr_{осн}^{мін}$, мас. % / сегрегація $Кс_{Cr}$, мас. %			
	Без ТО	Відпал		Нормалізація
		690 °С, τ – 9 год	720 °С τ – 9 год	1050 °С, τ – 4,5 год
1	13,05 / 1,16	13,22 / 1,14	12,83 / 1,18	13,51 / 1,11
2	12,90 / 1,23	12,62 / 1,16	10,83 / 1,34	13,14 / 1,07
3	8,42 / 1,36	7,65 / 1,29	6,73 / 1,55	10,17 / 1,15
4	3,95 / 1,87	3,97 / 1,78	3,98 / 1,71	6,11 / 1,38
5	5,47 / 1,58	5,98 / 1,36	6,02 / 1,28	6,92 / 1,42
6	13,43 / 1,23	8,92 / 1,29	6,54 / 1,69	6,77 / 1,51
7	11,77 / 1,37	13,19 / 1,17	13,35 / 1,17	14,64 / 1,11
8	8,61 / 1,28	8,79 / 1,22	6,23 / 1,60	6,55 / 1,29
9	8,45 / 1,71	8,66 / 1,40	8,27 / 1,28	7,19 / 1,36
10	14,43 / 1,12	14,09 / 1,15	14,05 / 1,15	12,94 / 1,19

Аналіз табл. 4.5 дає змогу зробити висновок, що чавуни складів 1, 2, 6, 7 та 10 у стані литва мають мінімальний вміст хрому в металевій основі понад 11,77 %, що є необхідним рівнем для забезпечення корозійної стійкості. Після відпалу при 690 °С у чавуні складу 6 вміст хрому зменшився до 8,9 %. У чавуні складу 7 відбулося вирівнювання концентрації хрому в металевій основі. Так, значення $Кс_{Cr}$ зменшилося з 1,37 до 1,17 при збільшенні мінімального вмісту хрому в основі до 13,19 %. Загалом відпал при 690 °С зменшував сегрегацію хрому в чавунах, окрім складів 6 та 10. Зменшення мінімального вмісту хрому в металевій основі чавуну складу 10 до 14,09 % хрому не впливає на корозійну стійкість чавуну, але свідчить про збільшення вмісту хрому в карбідах.

Після відпалу при 720 °С необхідний вміст хрому в основі (понад 11,7 %) мали чавуни складів 1, 7 та 10. Під час нормалізації від 1050 °С необхідний

вміст хрому в металевій основі мали чавуни складів 1, 2, 7 та 10 (див. табл. 4.5). Термічна обробка змінила твердість досліджуваних чавунів. Влив термічної обробки на твердість HRC наведено в табл. 4.6.

Таблиця 4.6 – Вплив ТО на твердість чавунів HRC у сплавах за табл. 4.2

№ сплаву	Твердість, HRC				
	Без ТО	Термічна обробка			
		Відпал із τ – 9 год		Нормалізація від 1050 °С	
		690 °С	720 °С	τ – 1,5 год	τ – 4,5 год
1	34,1	43,0	51,3	36,7	44,5
2	35,7	45,0	48,5	45,2	54,7
3	50,8	46,0	46,5	53,2	58,0
4	53,3	47,0	37,0	40,3	53,7
5	38,9	44,0	55,7	37,2	38,0
6	49,1	48,0	44,2	51,3	58,5
7	43,5	47,0	50,0	45,0	43,2
8	47,0	56,0	55,7	43,8	43,3
9	51,5	44,0	38,7	61,7	62,5
10	57,5	50,0	48,5	58,8	60,7

У чавунах із вмістом вуглецю до 1,5 % (склади 1, 2) під час відпалу при 690 °С і 720 °С та нормалізації від 1050 °С із витримкою 1,5 год і 4,5 год твердість підвищилася, що пояснюється наявністю α↔γ перетворень під час ТО. Слід зауважити, що в цих чавунах твердість після нормалізації із витримкою 1,5 год була вищою за твердіть до ТО, але нижчою за твердість після відпалу та нормалізації із витримкою 4,5 год. Це пояснюється тим, що за витримки 1,5 год при 1050 °С перебіг процесу α→γ перетворення був не повним.

У чавунах складу 5, 7 та 8, що містили понад 3,8 % марганцю, відпал підвищував твердість через утворення структур гартування, а нормалізація змен-

шувала твердість (див. табл. 4.6) через утворення аустенітної металевої основи. У чавуні складу 4 із меншим вмістом марганцю, порівняно із складом 5, нормалізація підвищила твердість, особливо після витримки 4,5 год. Максимальну твердість після нормалізації із витримкою 4,5 год мали чавуни складів 3 та 6 (твердість понад 58 HRC) та складів 9 і 10 (твердість понад 60 HRC).

Під час термічної обробки чавунів у печах без захисної атмосфери на поверхні зразків утворювалася окалина, що містила до 37 % хрому (додаток А рис. А.23). Окалина містила підвищену кількість марганцю та кремнію, що мають більшу спорідненість із киснем, ніж залізо. Під час відпалу при 720 °С та повільної дифузії хрому до поверхні під окалиною утворився шар, що містив близько 2 % хрому та підвищений вміст марганцю й кремнію за повної відсутності нікелю, що має найменшу спорідненість із киснем порівняно з іншими компонентами чавуну (додаток А рис. А.24). Вміст елементів в окалині та різних шарах чавуну наведено на рис. 4.11.

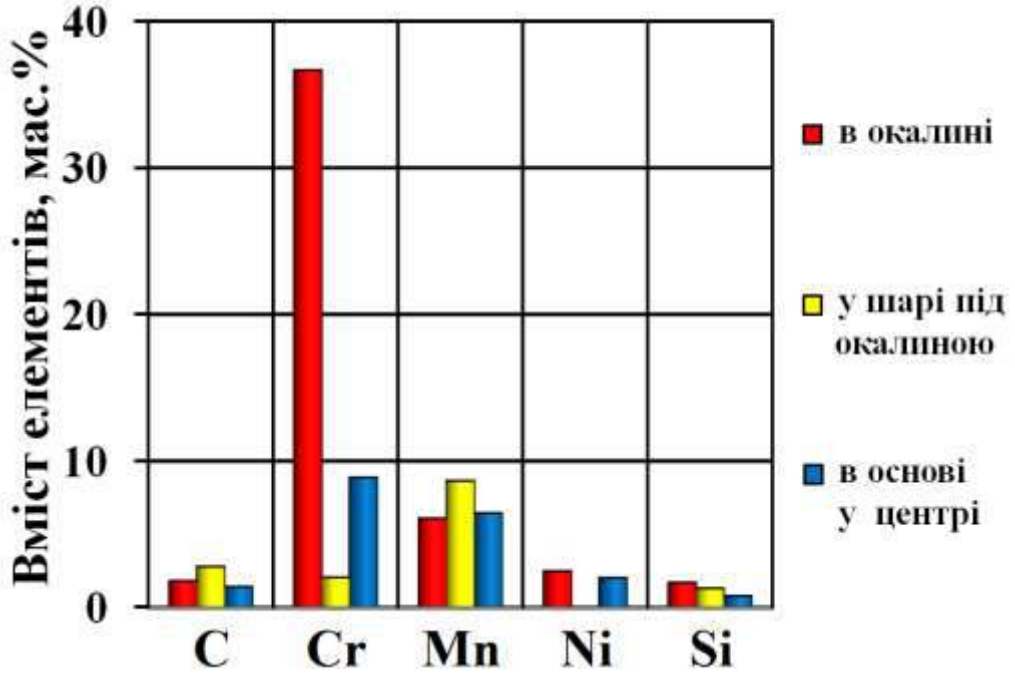


Рисунок 4.11 – Вміст C, Cr, Mn, Ni та Si в окалині, у шарі під окалиною та в металевій основі чавуну 330Х20Г5Н3 після відпалу при 720 °С

Утворення на поверхні окалини та шару із низьким вмістом хрому негативно впливатиме на корозійну стійкість виробів під час експлуатації. Під час термічної обробки в чавунах на поверхні утворювався зневуглецьований шар (рис. 4.12) на глибину до 50 мкм. Відсутність карбідів у такому шарі сприяє поліпшенню оброблюваності чавунів різанням. Крім того, відсутність карбідної фази у поверхневих шарах чавунів після термічної обробки має негативні наслідки під час експлуатації в умовах абразивного зношування.

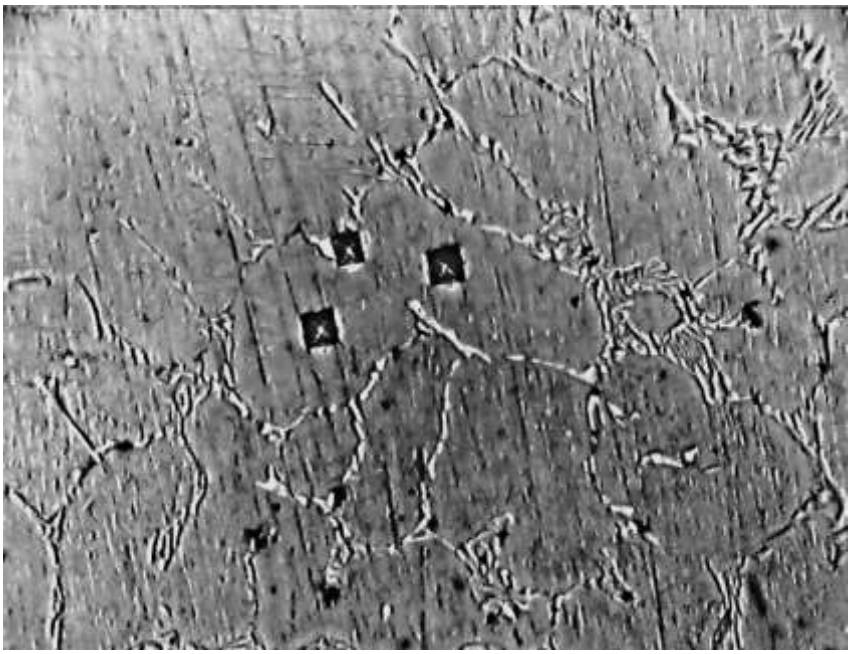


Рисунок 4.12 – Поверхневий шар у чавуні 210Х22Г5 (склад 7), що був зневуглецьований, х400

Отже, поверхні, що не підлягають механічній обробці різанням, особливо ті, що під час експлуатації мають корозійний чи абразивний вплив середовища, потрібно захищати під час термічної обробки шляхом нанесення захисного шару або обробки в захисній атмосфері. Вплив термічної обробки на вміст хрому і марганцю в металевій основі та їх розподіл і властивості під час комплексного легування чавунів досліджували із застосуванням методів математичного планування експерименту за планом 2^{4-1}. Регресійні залежності мінімального вмісту хрому в основі та коефіцієнт їх розподілу між фазами залежно від вмісту в чавуні C, Cr, Mn та Ni були обраховані на підставі даних табл. 4.7

Таблиця 4.7 – Експериментальні дані для розрахунку регресійних залежностей вмісту і сегрегації Cr в основі та його кількості в карбідах після відпалу та нормалізації чавунів складів, згідно з планом матриці 2^{4-1} (див. табл. 2.2)

№ з/п	Вміст Cr в основі та карбідах, мас. %						Сегрегація Cr, мас. %		
	$Cr_{осн}^{690}$	$Cr_{осн}^{720}$	$Cr_{осн}^{1050\text{-}4,5}$	$Cr_{кар}^{690}$	$Cr_{кар}^{720}$	$Cr_{кар}^{1050\text{-}4,5}$	$Кс_{Cr}^{690}$	$Кс_{Cr}^{720}$	$Кс_{Cr}^{1050\text{-}4,5}$
1	11,81	9,45	9,68	50,71	44,22	59,36	1,95	3,06	1,89
2	14,72	16,14	15,33	61,04	68,29	73,35	1,87	3,84	2,54
3	6,73	4,95	5,56	46,88	38,05	47,53	3,77	3,48	3,16
4	7,75	8,72	6,82	47,54	64,12	66,73	3,62	2,43	1,53
5	12,60	10,56	10,29	57,79	61,63	61,78	3,17	2,87	2,26
6	14,39	12,57	11,25	65,48	68,91	70,71	3,44	3,75	3,41
7	6,76	4,38	7,16	40,11	48,00	50,07	1,86	4,74	3,68
8	8,81	9,30	7,74	43,03	36,84	64,61	1,43	3,7	1,57
9	13,47	12,15	11,70	58,09	65,03	73,14	2,69	2,23	1,31
10	10,72	5,99	8,69	50,35	56,74	56,65	2,63	4,77	2
11	6,08	6,21	6,80	43,86	41,13	50,75	2,75	2,41	2,16
12	14,50	13,88	13,69	64,81	67,74	65,14	2,58	3,3	2,24
13	11,65	8,63	8,16	54,32	55,03	57,79	2,11	3,22	1,98
14	11,05	9,50	8,41	54,38	55,02	57,69	2,63	2,42	1,33
15	10,23	9,89	10,76	49,8	42,36	57,38	2,33	2,8	2,6
16	9,51	8,11	9,48	48,01	49,98	57,93	2,50	2,85	3,05
17	11,71	9,10	10,49	54,32	55,94	56,59	2,57	2,94	1,73
18	11,36	9,20	10,28	54,23	54,05	55,88	2,44	2,89	1,64
19	11,57	9,19	10,00	54,28	55,35	56,11	2,39	2,72	1,59
20	10,98	8,94	9,82	54,1	52,72	56,87	2,58	2,68	1,62
21	11,08	9,05	10,27	54,25	54,40	58,98	2,19	2,94	1,72

Всі регресійні рівняння, що описують вплив ТО на залежність вмісту хрому в металевій основі чавунів від вмісту C, Cr, Mn та Ni, відповідають критеріям: адекватності, значущості та відтворення. Регресійні рівняння залежності мінімального вмісту хрому в основі від хімічного складу чавуну після відпалу та нормалізації мають такий вигляд [299]:

$$Cr_{осн}^{690} = -2{,}238C + 1{,}525Cr + 1{,}776Ni + 0{,}365C^2 - 0{,}022Cr^2 - 0{,}721Ni^2 - - 0{,}041CCr + 0{,}116CNi - 0{,}006MnCr - 5{,}224, \quad (4.13)$$

$$Cr_{осн}^{720} = 10{,}445 - 2{,}736C - 0{,}972Mn + 2{,}019Ni + 0{,}005C^2 + 0{,}001Mn^2 + + 0{,}018Cr^2 - 0{,}007Ni^2 + 0{,}184CMn - 0{,}002CCr + 0{,}037MnCr - 0{,}145CrNi - - 0{,}004(Cr/C), \quad (4.14)$$

$$Cr_{осн}^{1050\text{-}4{,}5} = 2{,}079Mn + 0{,}985Cr - 0{,}335Mn^2 - 0{,}121CCr + 0{,}733CNi - - 0{,}126CrNi - 4{,}83. \quad (4.15)$$

Склади чавунів, що містять максимальне та мінімальне значення $Cr_{осн}^{690}$, $Cr_{осн}^{720}$ та $Cr_{осн}^{1050\text{-}4{,}5}$, наведено в табл. 4.8. З аналізу табл. 4.8 видно, що максимальний вміст хрому в металевій основі чавунів забезпечується загальним вмістом 25,57 % хрому, 1,09 % вуглецю та мінімальною кількістю марганцю (0,6 %) за будь якої термічної обробки. Під час відпалу при 690 °С вміст нікелю, що забезпечує максимальний вміст хрому в основі, становить 1,32 %, що відповідає його максимальній розчинності у фериті і не впливає на $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення заліза. За іншої термічної оброки вміст нікелю має бути мінімальним. Вплив вуглецю на концентрацію хрому в основі визначається його кількістю в чавуні та типом карбідів, що утворюються залежно від вмісту хрому та інших карбідоутворювальних елементів. При збільшенні вмісту вуглецю вміст хрому в основі зменшувався не залежно від виду термічної обробки.

Таблиця 4.8 – Хімічні склади чавунів із максимальним і мінімальним вмістом хрому в основі після термічної обробки

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$Cr_{осн}^{690}$, мас. %	мін.	3,94	3,23	11,43	5,4	3,01
	макс.	17,43	1,09	25,57	0,6	1,32
$Cr_{осн}^{720}$, мас. %	мін.	2,22	3,91	11,43	0,6	0,19
	макс.	19,69	1,09	25,57	5,4	0,19
$Cr_{осн}^{1050\text{-}4,5}$, мас. %	мін.	2,4	3,91	11,43	0,6	0,19
	макс.	19,73	1,09	25,57	3,1	0,19

Вплив марганцю та нікелю на вміст хрому в основі за відпалу при 690 °С (рис. 4.13) визначається їх легувальними властивостями та розподілом між фазами. За вмісту в чавуні 0,6 % марганцю він концентрується в основі і практично не впливає на розчинність вуглецю в ній. При збільшенні в чавуні кількості марганцю він підвищує розчинність вуглецю в основі, що сприяє зменшенню кількості карбідів і, відповідно, підвищує вміст хрому в основі. За максимального вмісту (5,4 %) марганець у значний кількості присутній у первинних карбідах, що сприяє зменшенню вмісту хрому в зонах біля карбідів внаслідок процесів перерозподілу елементів.

Мінімальна концентрація хрому в основі після відпалу при 690 °С виникає через низький вміст хрому в чавуні, значну кількість вуглецю, що зв’язує хром у карбідах. Нікель у кількості 3,0 % зменшує розчинність вуглецю, що сприяє збільшенню вмісту карбідів. Мінімальний та максимальній вміст хрому в основі після відпалу при 720 °С (рис. 4.14) та нормалізації від 1050 °С (рис. 4.15 та рис. 4.16) відбувається майже за однакового хімічного складу чавуну та має приблизно однакові значення, але під час нормалізації максимальний вміст хрому в основі утворюється при 3,1 % марганцю.

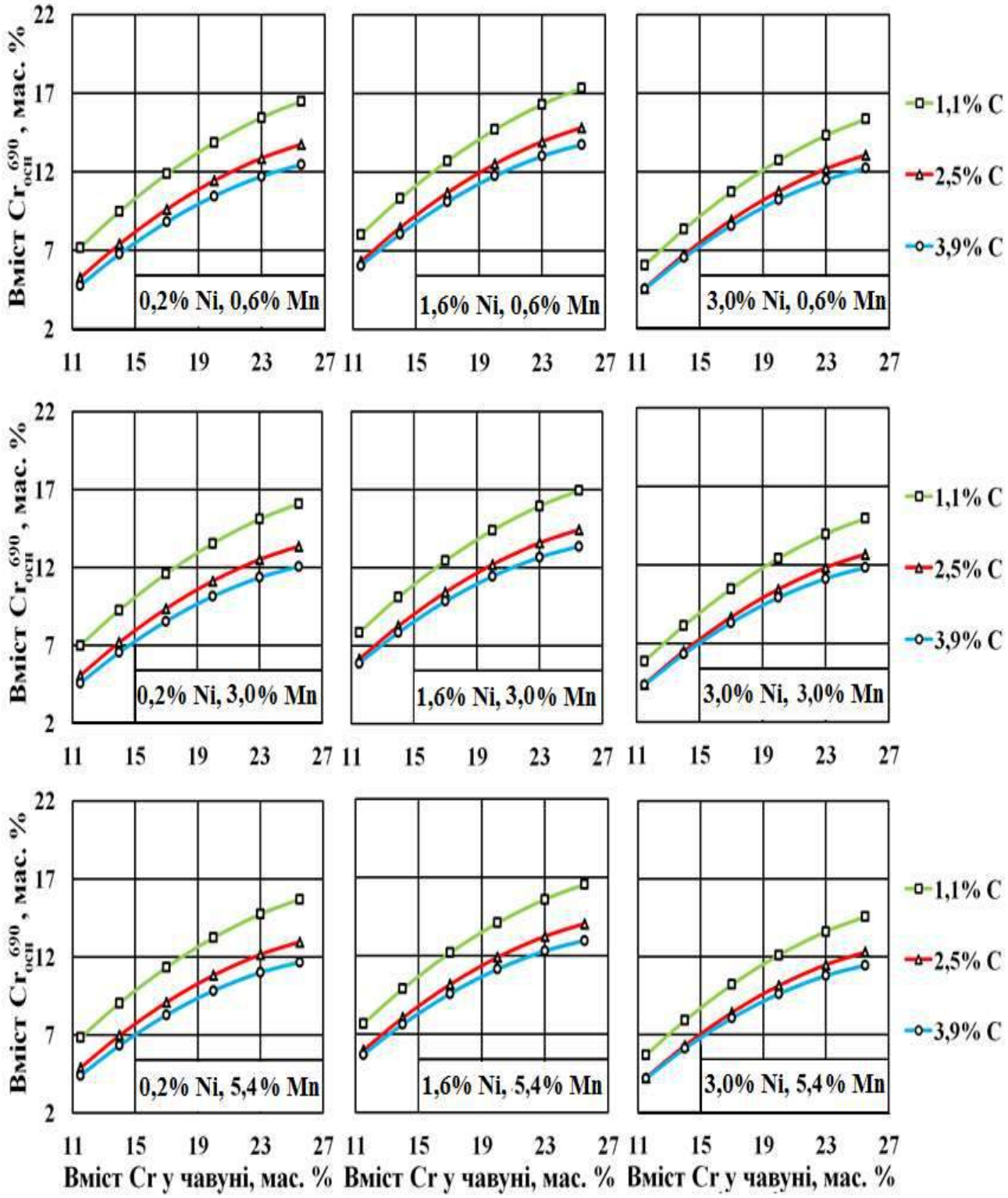


Рисунок 4.13 – Залежність $Cr_{осн}^{690}$ від вмісту в чавуні Cr на різних рівнях концентрацій C, Mn та Ni

При збільшенні вмісту марганцю до 3 % утворюється аустенітна металева основа, у якій підвищується розчинність вуглецю, що зменшує кількість карбідів, і, відповідно, збільшується частка хрому в основі. Подальше збільшення

вмісту марганцю впливає на розподіл марганцю, що викликає утворення карбідів із більшим вмістом хрому, та, відповідно, вміст хрому в основі зменшується.

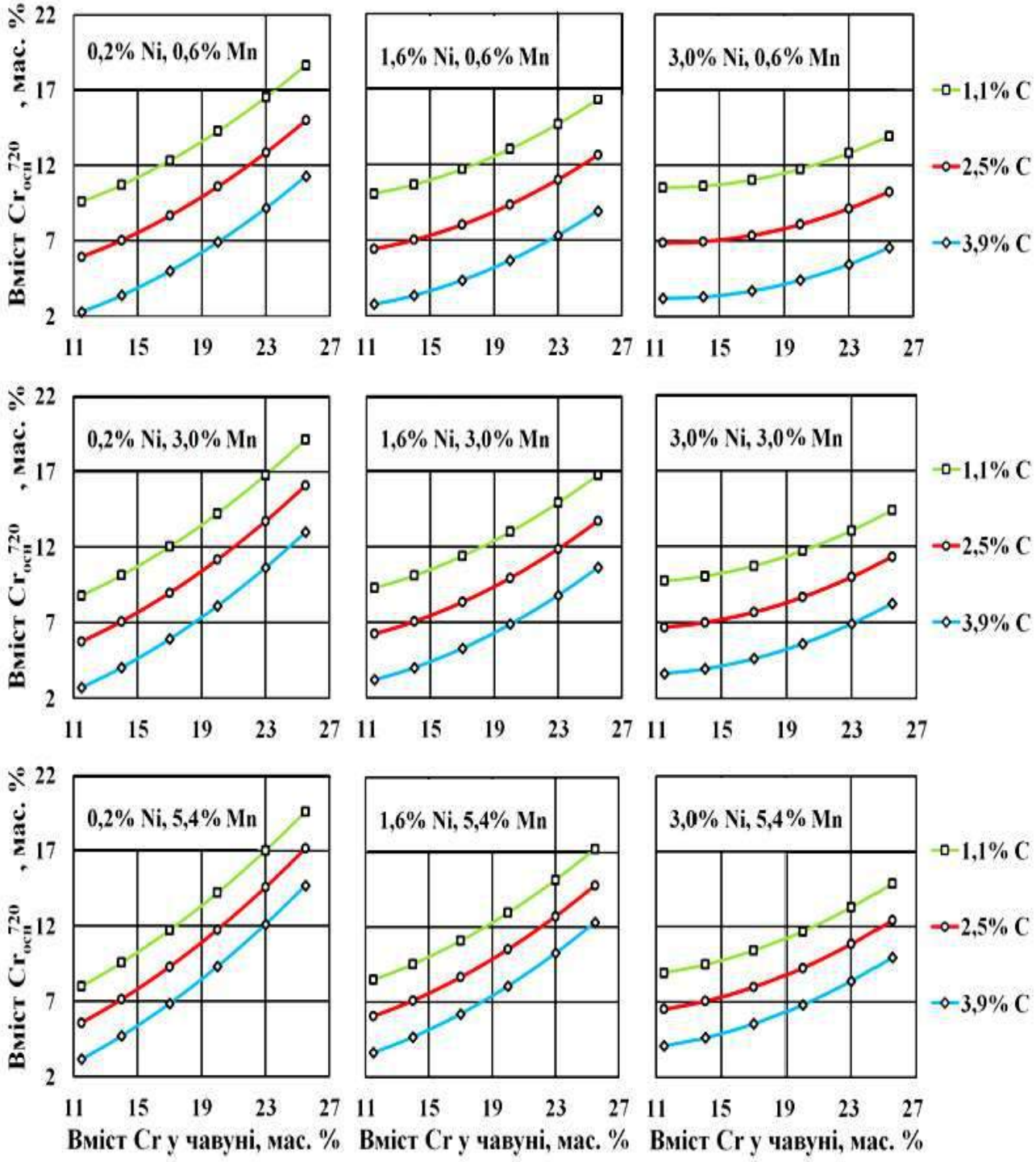


Рисунок 4.14 – Залежність $Cr_{осн}^{720}$ від вмісту в чавуні Cr на різних рівнях концентрацій C, Mn та Ni

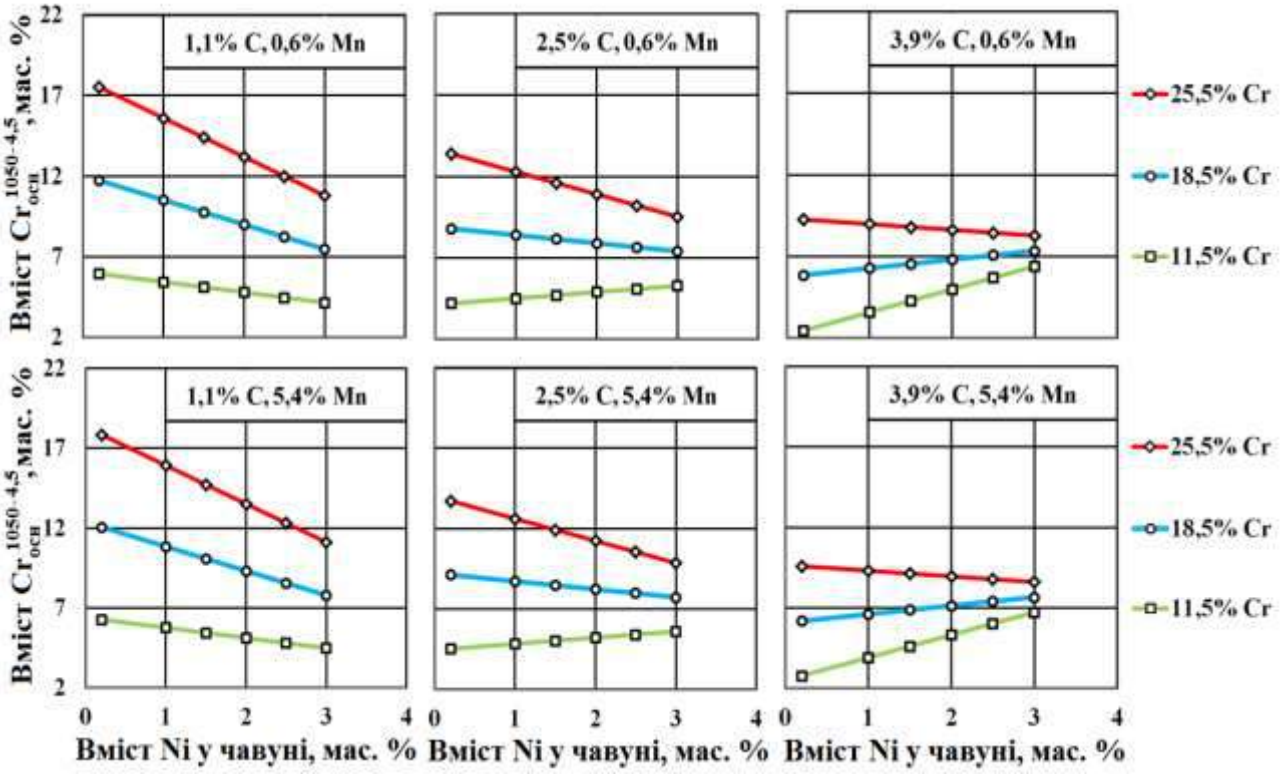


Рисунок 4.15 – Залежність $Cr_{осн}^{1050\text{-}4,5}$ від вмісту в чавуні Ni на різних рівнях концентрацій C, Cr та Mn

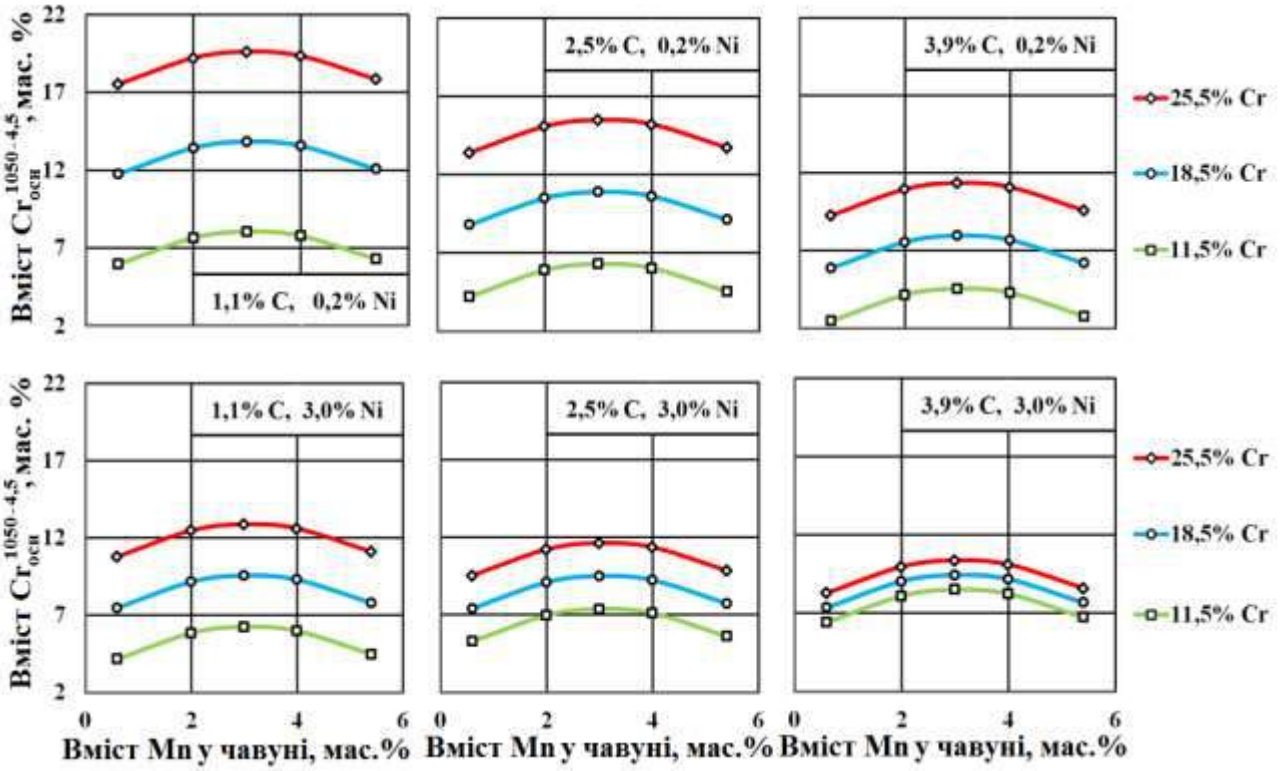


Рисунок 4.16 – Залежність $Cr_{осн}^{1050\text{-}4,5}$ від вмісту в чавуні Mn на різних рівнях концентрацій C, Cr та Ni

На рис. 4.17 наведено зони із різним вмістом хрому в основі ($Cr_{осн}^{1050\text{-}4,5}$) після нормалізації від 1050°С із витримкою 4,5 год залежно від вмісту хрому та вуглецю в чавуні на різних рівнях марганцю й нікелю. З аналізу цих діаграм видно, що за різного вмісту марганцю та нікелю залежно від кількості хрому й вуглецю існують широкі зони, що містять понад 12 % хрому в металевій основі. Це дає змогу варіювати вмістом легувальних елементів у широкому діапазоні концентрацій при забезпеченні корозійної стійкості чавунів з урахуванням інших експлуатаційних і технологічних вимог.

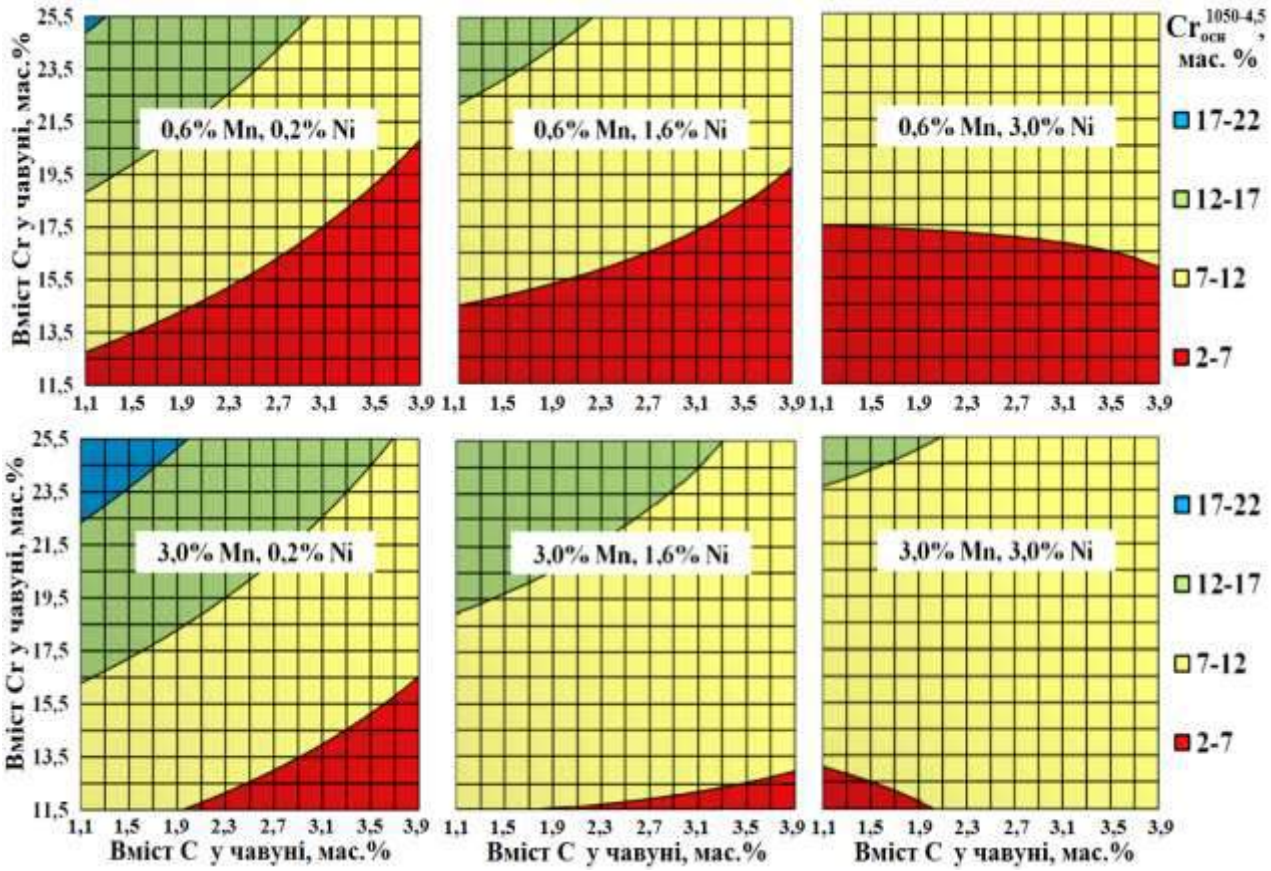


Рисунок 4.17 – Залежність $Cr_{осн}^{1050\text{-}4,5}$ від вмісту в чавуні Cr та C на різних рівнях Mn та Ni

Хімічний склад карбідної фази під час термічної обробки змінювався залежно від вмісту легувальних елементів відповідно до регресійних рівнянь, що мають такий вигляд:

$Cr_{кар}^{690}$ = 5,082C – 3,867Mn + 2,261Cr + 24,334Ni + 0,033Mn^2 -2,696Ni^2 + + 0,906C Mn – 0,245C Cr – 3,736C Ni + 0,106Mn Cr – 0,338Mn Ni – 0,314Cr Ni + + 3,459, (4.16)

$Cr_{кар}^{720}$ = 8,063Cr – 36,218C + 53,523Ni + 8,997C^2 – 4,43Ni^2 – 1,079CCr – – 4,511C Ni – 1,364Cr Ni – 3,556(Cr/C), (4.17)

$Cr_{кар}^{1050\text{-}4,5}$ = 103,8 – 40,346C + 1,636Mn + 1,506Cr + 6,116C^2 – 0,81C Mn – – 0,176C Ni + 0,021Mn Cr + 0,024Cr Ni – 1,506(Cr/C). (4.18)

Склади чавунів, у яких утворюються карбіди із максимальним та мінімальним вмістом Cr після різного виду термічної обробки, наведено в табл. 4.9.

Таблиця 4.9 – Хімічні склади чавунів із максимальним та мінімальним значенням $Cr_{кар}^{690}$, $Cr_{кар}^{720}$ та $Cr_{кар}^{1050\text{-}4,5}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$Cr_{кар}^{690}$, мас. %	мін.	26,49	1,09	11,43	5,4	0,19
	макс.	73,33	1,09	25,57	0,6	2,22
$Cr_{кар}^{720}$, мас. %	мін.	15,50	2,34	11,43	–	0,19
	макс.	78,10	1,44	25,57	–	1,36
$Cr_{кар}^{1050\text{-}4,5}$, мас. %	мін.	43,53	3,59	11,43	5,4	3,01
	макс.	78,43	1,09	25,57	5,4	3,01

Після відпалу при 690 °С карбіди із мінімальним вмістом хрому – 26,5 % утворювалися у чавунах, що містили 1,1 % С, 11,4 % Cr, 5,4 % Mn та 0,2 % Ni (див. табл. 4.9). За мінімального вмісту вуглецю і марганцю та максимального вмісту хрому при 2,2 % нікелю вміст хрому у карбідах був максимальним і ста-

новив 73,3 %. Вплив легувальних елементів на вміст хрому в карбідах після відпалу при 690 °С показано на рис. 4.18.

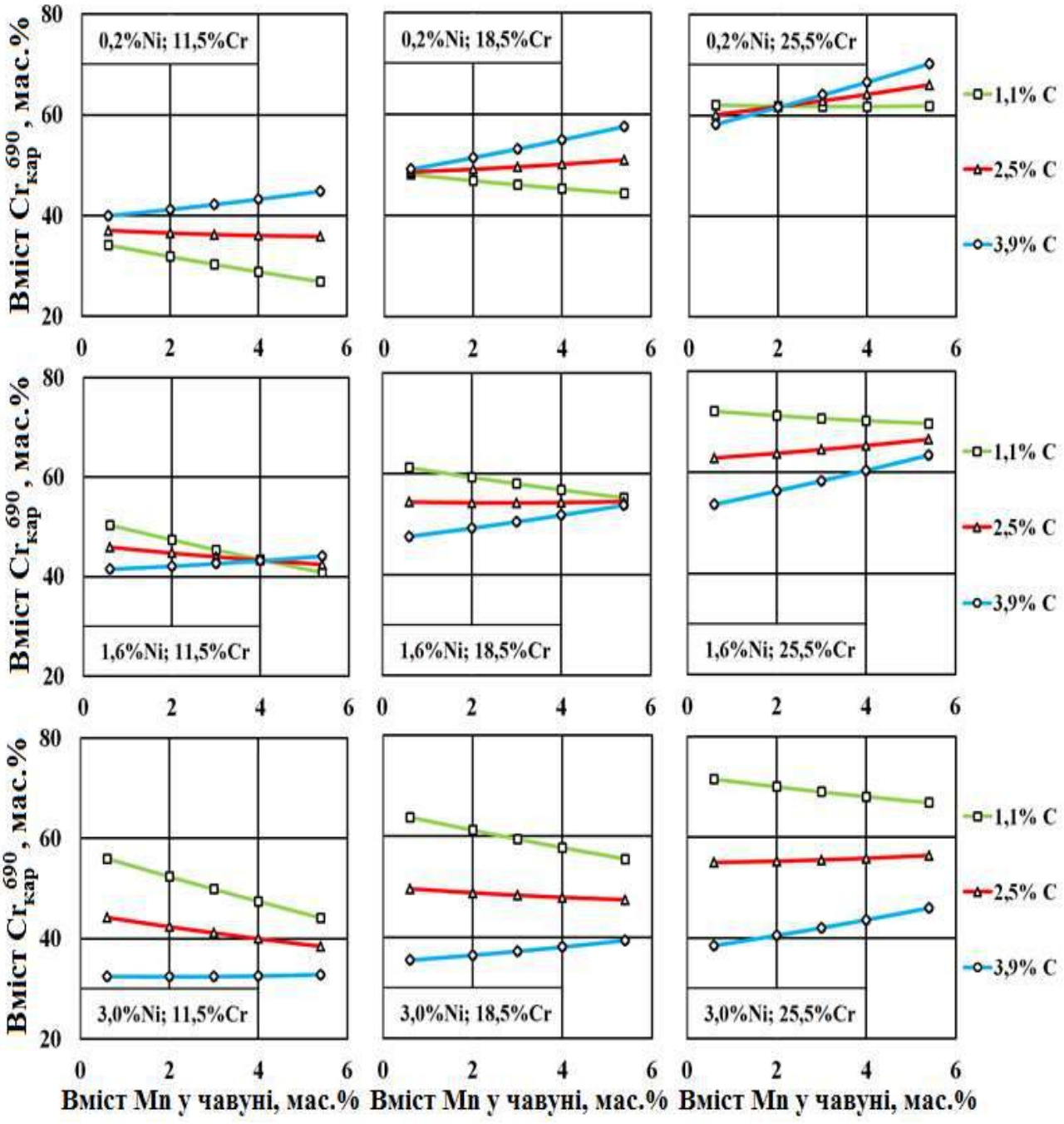


Рисунок 4.18 – Залежність $Cr_{кар}^{690}$ від вмісту в чавуні Mn на різних рівнях C, Cr, та Ni

При 1,1 % вуглецю збільшення кількості марганцю в чавуні зменшило концентрацію хрому в карбідах, особливо при 11,4 % Cr. Збільшення вмісту

хрому в чавуні зменшило розчинність вуглецю в аустеніті та вплинуло на розподіл марганцю, що зумовило зростання кількості хрому в карбідах. Вплив нікелю на кількість хрому в карбідах пояснюється його властивостями, а саме сприянням утворенню аустеніту та зменшенню розчинності вуглецю в ньому. За мінімальної кількості вуглецю та марганцю і максимальному вмісті хрому в чавуні, а також при максимальній розчинності Ni у фериті під час відпалу при 690 °С утворювались карбіди із максимальним вмістом хрому.

Особливістю рівняння регресії (залежність вмісту хрому в карбідах від складу чавуну за відпалу при 720 °С) є відсутність суттєвого впливу марганцю на ці процеси. За відпалу при 720 °С, порівняно з відпалом при 690 °С, вміст хрому в карбідах збільшувався значно більше (див. табл. 4.9). У деяких зразках відбулися α↔γ перетворення, що призвело до формування цементиту із вмістом 15,5 % хрому. У чавуні із вмістом 1,44 % С, 25,57 % Cr та 1,36 % Ni утворилися карбіди, що вмістили 78,1 % хрому. Вплив легувальних елементів на вміст хрому в карбідах після відпалу при 720 °С показано на рис. 4.19.

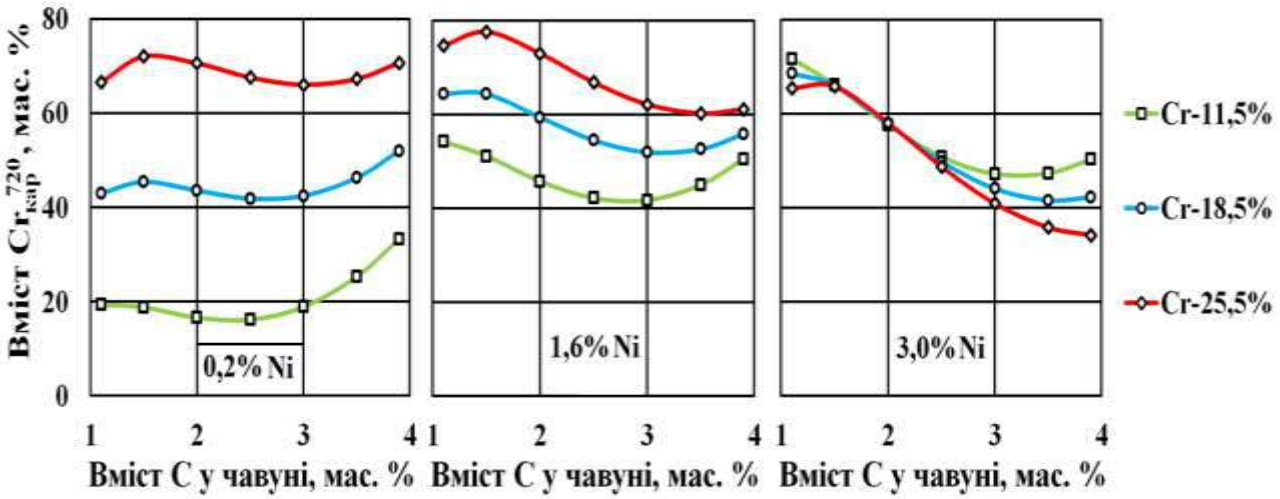


Рисунок 4.19 – Залежність $Cr_{кар}^{720}$ від вмісту в чавуні С на різних рівнях Cr та Ni

Вплив вуглецю на вміст хрому в карбідах за відпалу при 720 °С залежав від кількості хрому в чавуні та співвідношення Cr/C, що впливало на тип карбі-

дної фази, яка утворювалася за такого складу. За вмісту вуглецю до 1,5 % в чавунах, що містили понад 18,5 % хрому, утворювалися карбіди $Me_{23}C_6$ із вмістом хрому понад 43 %. Збільшення кількості вуглецю до 2,34 % в чавуні із 11,5 % хрому призвело до утворення карбідів цементитного типу, що містили 15,5 % хрому. Подальше збільшення вуглецю викликало появу карбідів Me_7C_3 із значним вмістом хрому. Збільшення в чавуні нікелю сприяло утворенню аустеніту під час відпалу при 720 °С та пришвидшило дифузійні процеси, що викликали зміни типу карбідів у чавунах із 11,5 % хрому, та, відповідно, підвищило в них вміст хрому.

Після нормалізації від 1050 °С з витримкою 4,5 год карбідна фаза складалася із карбідів $Me_{23}C_6$ та Me_7C_3 із вмістом хрому понад 43,5 % (див. табл. 4.9). Вплив елементів на вміст Cr в карбідах наведено на рис. 4.20. Вміст хрому в карбідах ($Cr_{кар}^{1050\text{-}4,5}$) збільшувався пропорційно до кількості хрому в чавуні. Збільшення в чавуні вуглецю до 3,0…3,5 % призвело до зростання кількості карбідів, що зменшило в них вміст хрому. За подальшого зростання вмісту вуглецю відбувалися зміни типу карбідів, що сприяло підвищенню в них вмісту хрому. Зростання вмісту марганцю та нікелю у чавуні, що містив 1,1 % С та 25,5 % Cr вплинуло на розчинність вуглецю в основі, що сприяло утворенню карбідних фаз типу $M_{23}C_6$ із значним вмістом хрому, що зумовлено прагненням системи до зменшення вільної енергії цих фаз та системи в цілому.

Процеси утворення та формування карбідної фази під час кристалізації й охолодження виливка у формі створюють умови для перерозподілу елементів та нерівномірності концентрації хрому в основі під час термічної обробки. За значного вмісту Mn та Ni у чавуні утворюються фази із значним вмістом цих елементів. Підвищення вмісту хрому у карбідах внаслідок перерозподілу елементів під час термічної обробки сприяло появі збіднених на хром зон на межі розподілу фаз карбід – основа.

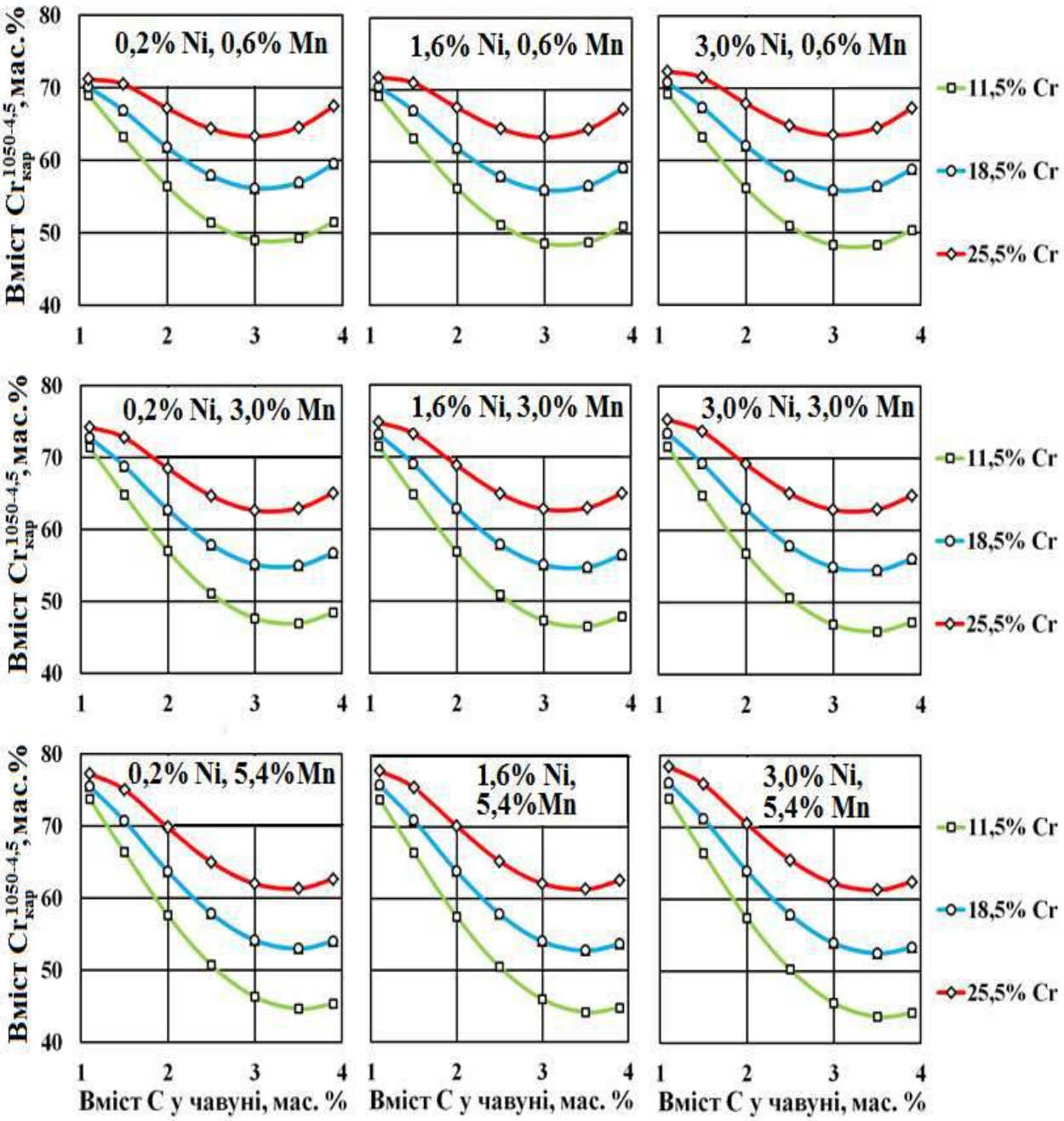


Рисунок 4.20 – Залежність $Cr_{кар}^{1050-4,5}$ від вмісту в чавуні С на різних рівнях Cr, Mn та Ni

Під час відпалу та нормалізації відбувалися два процеси: вирівнювання хімічного складу металевої основи та формування карбідних фаз, збагачених хромом, що збіднювало на хром металеву основу біля карбідів і всередині евтектики. Процес зростання вмісту хрому в карбідах відбувався не тільки під час витримки, а й у процесі охолодження, що також зменшувало концентрацію хрому в металевій основі біля карбідів. Тому збільшення часу витримки за тем-

ператури нормалізації 1050 °С сприяло вирівнюванню хімічного складу основи, але не мало значних позитивних наслідків для підвищення концентрації хрому в зонах біля карбідів.

Процеси формування карбідної фази також залежать від зміни розчинності вуглецю в основі, що зменшується при охолодженні й призводить до утворення додаткової кількості карбідів і, відповідно, сприяє збідненню на хром зон на межі розподілу фаз. Отже, перебіг процесу збіднення на хром зон біля карбідів під час нормалізації визначається змінами в розчинності елементів у металевій основі і карбідах залежно від температури. Нерівномірність розподілу хрому в основі після відпалу та нормалізації визначається залежностями, що мають такий вигляд:

$$Кс_{Cr}^{690} = 1{,}806C - 0{,}287Cr + 2{,}353Ni + 0{,}006Cr^2 - 0{,}906CNi + 0{,}006Mn\ Cr + + 0{,}086(Cr/C), \quad (4.19)$$

$$Кс_{Cr}^{720} = 13{,}28 - 8{,}784C - 0{,}92Mn + 1{,}081Cr + 2{,}104C^2 - 0{,}29C\ Cr + + 0{,}041Mn\ Cr - 1{,}042(Cr/C), \quad (4.20)$$

$$Кс_{Cr}^{1050\text{-}4{,}5} = 1{,}33C + 1{,}027Mn - 2{,}168Ni + 0{,}01Cr^2 + 0{,}578Ni^2 - 0{,}089C\ Cr + + 0{,}35C\ Ni - 0{,}05Mn\ Cr - 0{,}148Mn\ Ni. \quad (4.21)$$

Склади чавунів, у яких утворюється основа із максимальною та мінімальною сегрегацією хрому після різного виду ТО, наведено в табл. 4.10. Мінімальна сегрегація хрому в металевій основі утворюється після відпалу при 690 °С (0,49 %) та нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год на рівні і 0,41 % (див. табл. 4.10). Вплив легувальних елементів на сегрегацію хрому в основі наведено на рис. 4.21 (після відпалу при 690 °С) та рис. 4.22 (після відпалу за 720 °С) і рис. 4.23 (після нормалізації від 1050 °С).

Таблиця 4.10 – Хімічні склади чавунів із максимальним та мінімальним значенням $Кс_{Cr}^{690}$, $Кс_{Cr}^{720}$ та $Кс_{Cr}^{1050\text{-}4,5}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$Кс_{Cr}^{690}$,%	мін.	0,49	1,09	17,01	0,6	0,19
	макс.	5,50	1,09	25,57	5,4	3,01
$Кс_{Cr}^{720}$, %	мін.	1,30	2,37	11,43	5,4	–
	макс.	7,17	3,91	11,43	0,6	–
$Кс_{Cr}^{1050\text{-}4,5}$, %	мін.	0,41	1,09	11,43	0,6	1,62
	макс.	5,42	3,91	11,43	5,4	3,01

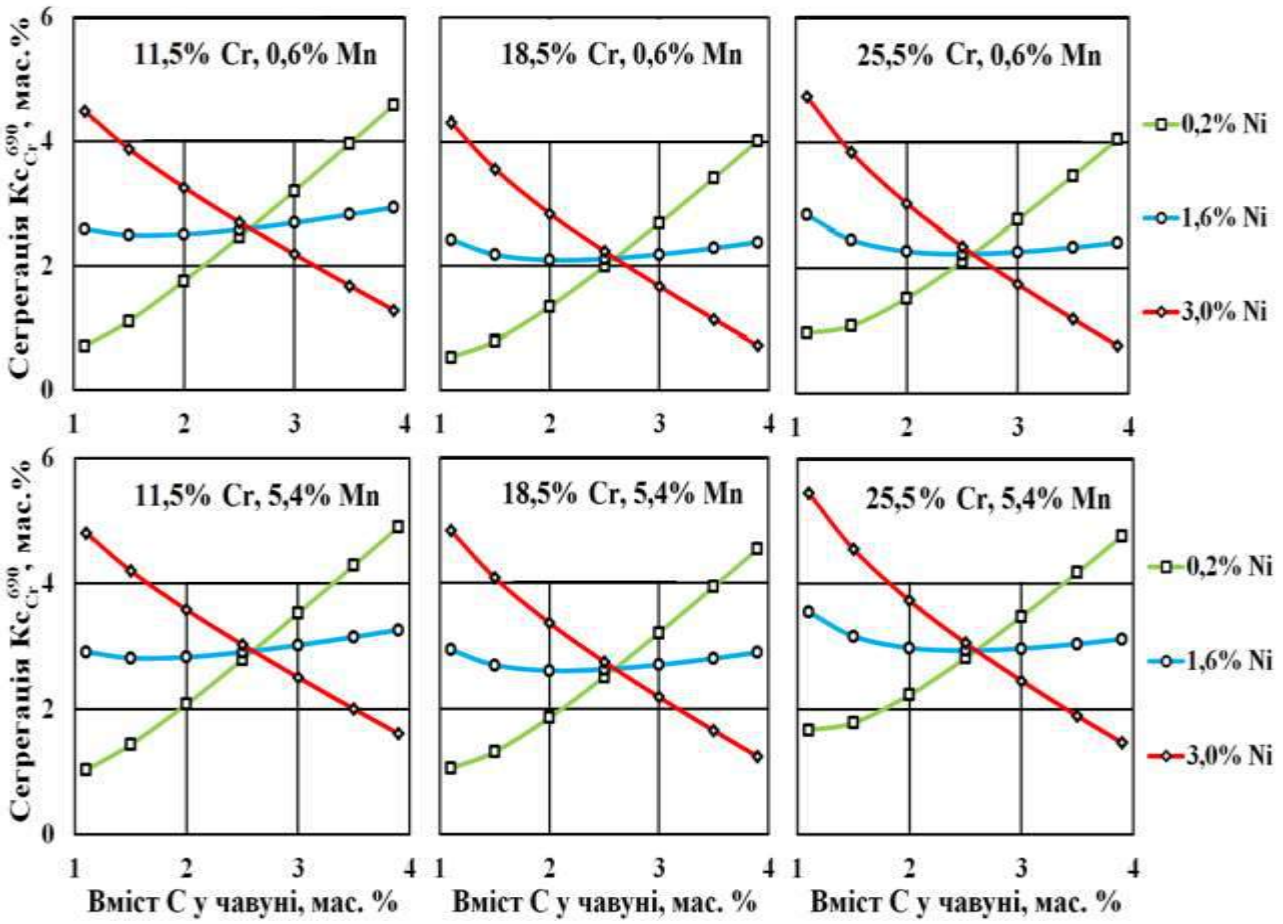


Рисунок 4.21 – Залежність $Кс_{Cr}^{690}$ від вмісту в чавуні С на різних рівнях Cr, Mn та Ni

Під час відпалу при 690 °С в чавунах із вмістом 0,2 % Ni сегрегація збільшується при підвищенні вмісту вуглецю та марганцю і зменшується при зростанні хрому (див. рис. 4.21), що пояснюється змінами в розчинності вуглецю в основі та процесами перерозподілу елементів при формуванні складу карбідів. Збільшення нікелю до 3,0 % зменшує розчинність вуглецю в основі та сприяє утворенню стабільного аустеніту, що нейтралізує негативний вплив вуглецю за його збільшення, водночас збільшення нікелю в чавунах із низьким вмістом вуглецю (1,1 %) збільшує сегрегацію хрому в основі.

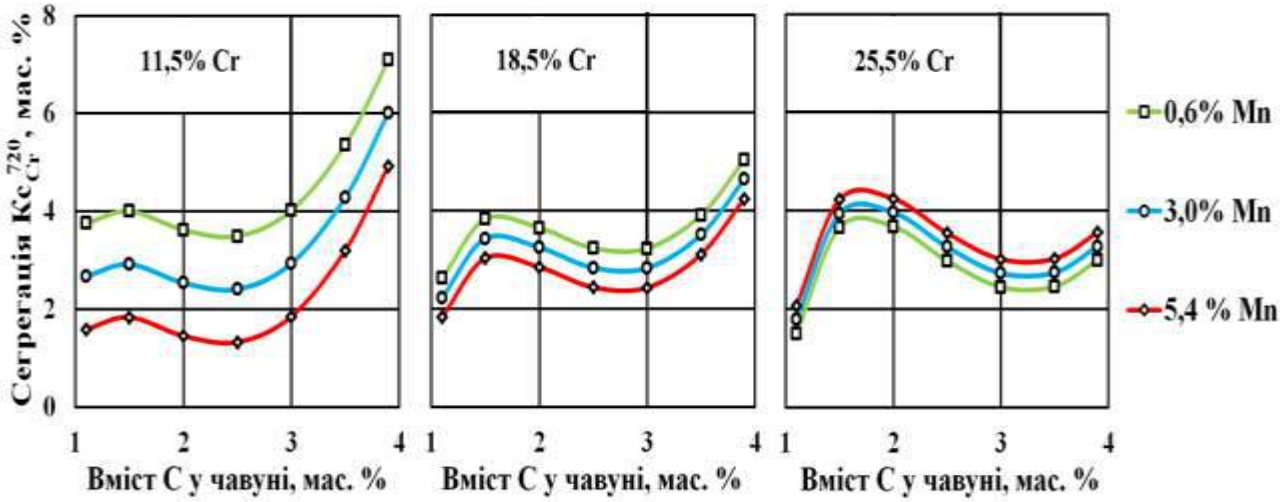


Рисунок 4.22 – Залежність $Кс_{Cr}^{720}$ від вмісту в чавуні С на різних рівнях Cr та Mn

Нікель під час відпалу при 720 °С не мав суттєвого впливу на процеси сегрегації хрому (див. рис. 4.22). Збільшення марганцю в чавунах, що містили до 22 % хрому, зменшувало його сегрегацію в металевій основі, а в чавунах із більшим вмістом хрому збільшувало, що пояснюється залежністю розподілу марганцю між фазами від кількості хрому в чавуні. Специфічний вплив вуглецю на сегрегацію хрому в основі після відпалу при 720 °С пояснюється процесами утворення різних типів карбідів залежно від співвідношення Cr/C та перерозподілом хрому між фазами (див. рис. 4.22). Збільшення сегрегації хрому після відпалу при 720 °С порівняно з рівнем під час відпалу при 690°С пояснюється

активізацією процесів перерозподілу хрому між фазами і недостатньою швидкістю дифузійних процесів гомогенізації основи.

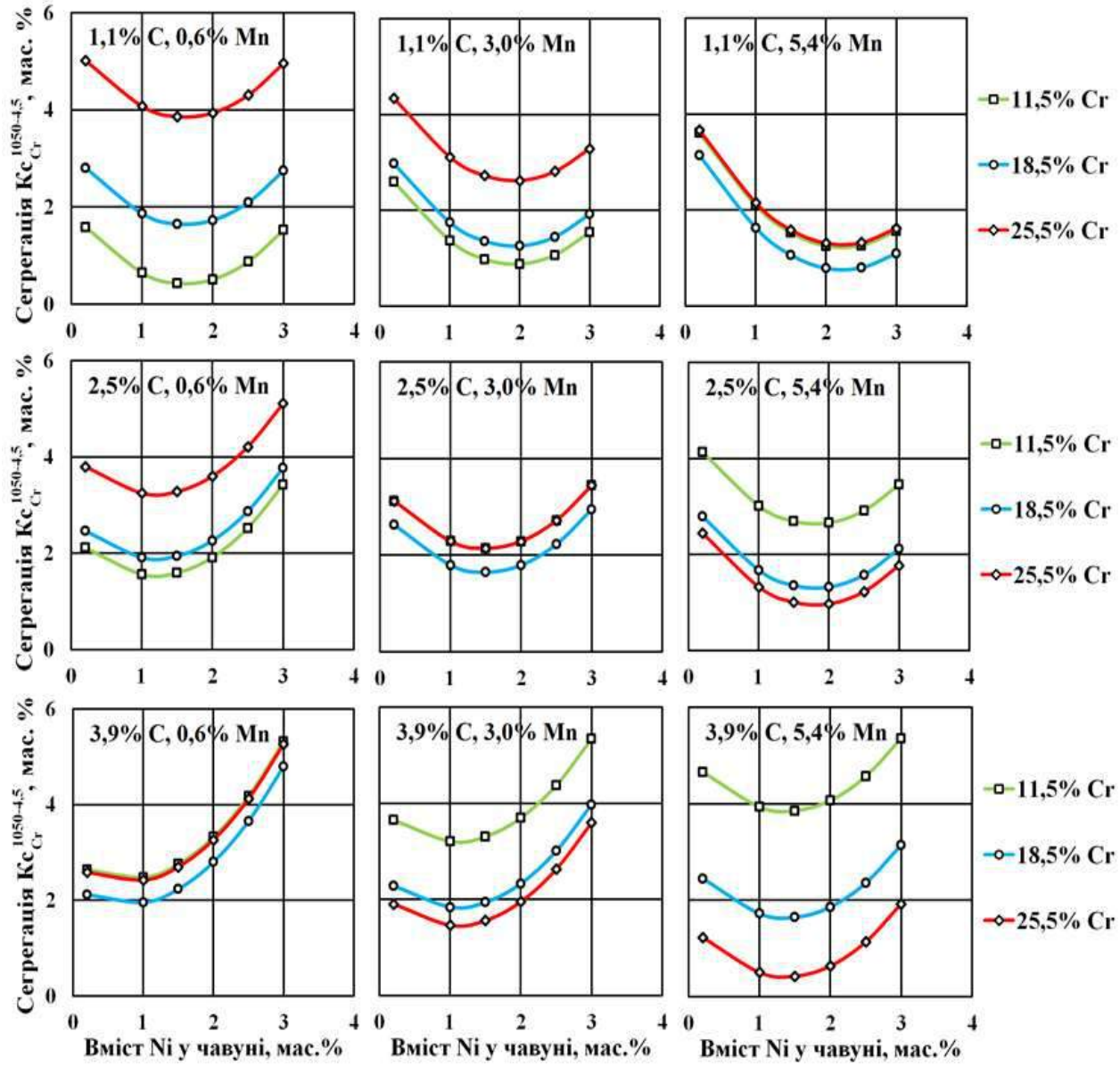


Рисунок 4.23 – Залежність $Кс_{Cr}^{1050-4,5}$ від вмісту в чавуні Ni на різних рівнях C, Cr, та Mn

Під час нормалізації від 1050 °C з витримкою 4,5 год сегрегація хрому в основі залежала від збільшення хрому в карбідах та швидкості дифузійних процесів гомогенізації в ході витримки, а також зменшення розчинності вуглецю в основі під час охолодження (див. рис. 4.23). Збільшення вуглецю і марганцю в чавунах, що містили 25,5 % хрому, зменшувало сегрегацію хрому в ос-

нові, а в чавуні із 11,5 % Cr збільшувало. Вплив нікелю на сегрегацію хрому в основі полягав у його природі, а саме за концентрації до 1,6 % він сприяв пришвидшенню дифузійних процесів, а за більших концентрацій зменшував розчинність вуглецю в основі, що під час охолодження сприяло додатковому утворенню карбідів і, відповідно, збільшувало сегрегація хрому. Вміст нікелю, що забезпечував мінімальну сегрегацію хрому, залежав від кількості інших легувальних елементів при збереженні загальної тенденції.

Регресійні залежності вмісту марганцю в основі та його розподіл між фазами від вмісту легувальних елементів у чавуні після ТО мають такий вигляд:

$$Mn_{осн}^{690} = 0{,}707 - 0{,}207C + 1{,}09Mn + 0{,}038Cr - 0{,}261Ni - 0{,}015Mn\ Cr + + 0{,}10Mn\ Ni - 0{,}043(Cr/C), \quad (4.22)$$

$$K_{Mn}^{690} = 0{,}119C + 0{,}1Mn - 0{,}145Cr - 0{,}242Ni - 0{,}001Mn^2 + 0{,}003Cr^2 + + 0{,}058Ni^2 - 0{,}008C\ Cr + 0{,}003Cr\ Ni + 2{,}351, \quad (4.23)$$

$$Mn_{осн}^{720} = 1{,}01Mn + 0{,}043(Cr/C) - 0{,}225, \quad (4.24)$$

$$K_{Mn}^{720} = 0{,}298C + 0{,}312Mn - 0{,}023Mn^2 - 0{,}016C\ Cr, \quad (4.25)$$

$$Mn_{осн}^{1050\text{-}4{,}5} = 0{,}419C + 1{,}124Mn + 0{,}07Cr + 0{,}085Ni - 0{,}04Mn^2 - 0{,}002Cr^2 - - 0{,}003Ni^2 + 0{,}04Mn\ Cr + 0{,}081(Cr/C) - 2{,}291, \quad (4.26)$$

$$K_{Mn}^{1050\text{-}4{,}5} = 0{,}252C + 0{,}707Ni - 0{,}234C\ Ni + 0{,}01Mn\ Cr + 20{,}032\ (1 / Cr) - - 1{,}88. \quad (4.27)$$

Особливістю цих регресійних залежностей є те, що під час відпалу при 720 °С нікель не впливав на вміст марганцю в основі та його розподіл. Склади чавунів, у яких утворюється основа із максимальним та мінімальним вмістом

марганцю після різного виду ТО, наведено в табл. 4.11. Вплив легувальних елементів на вміст марганцю в основі після термічної обробки наведено на рис. 4.24–4.26.

Таблиця 4.11 – Хімічні склади чавунів із максимальним та мінімальним вмістом марганцю в основі та його розподіл після різних видів ТО

Параметр	Рівень, мас. %		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$Mn_{осн}^{690}$, мас. %	мін.	0,15	3,91	11,43	0,6	3,01
	макс.	6,33	1,54	11,43	5,4	3,01
$Mn_{осн}^{720}$, мас. %	мін.	0,51	3,91	11,43	0,6	–
	макс.	6,24	1,09	25,57	5,4	–
$Mn_{осн}^{1050\text{-}4,5}$, мас. %	мін.	0,15	1,48	11,43	0,6	0,19
	макс.	5,95	1,09	25,57	5,4	3,01
K_{Mn}^{690}	мін.	0,11	3,91	25,57	0,6	1,33
	макс.	1,66	3,91	11,43	5,4	0,19
K_{Mn}^{720}	мін.	0,00	3,91	25,57	0,6	–
	макс.	1,46	3,91	11,43	5,4	–
$K_{Mn}^{1050\text{-}4,5}$	мін.	0	3,91	25,57	0,6	3,01
	мін.	0	1,09	25,57	0,6	0,19
	макс.	2,127	1,09	11,43	5,4	3,01

Аналіз табл. 4.11 доводить, що вміст марганцю в основі та його розподіл між фазами після ТО визначався кількістю марганцю в чавуні та концентрацією С та Cr. Вплив нікелю на розподіл марганцю під час відпалу при 720 °С був відсутній. Максимальні значення коефіцієнта K_{Mn} мали чавуни з максимальним вмістом марганцю (5,4%) та мінімальним вмістом хрому (11,5 %). У чавунах,

що містили 0,6 % Mn, 3,9 % C та 25,5 % Cr, марганець за термічної обробки виключно концентрувався в основі. Таким чином, під час термічної обробки розподіл марганцю та його концентрація в основі визначалися внаслідок конкуренції атомів Mn та Cr в процесах карбідоутворення й типу карбіду, що залежав від співвідношення Cr/C. У випадку утворення карбідів цементитного типу вміст марганцю в них збільшувався. При утворенні карбідів $M_{23}C_6$ та M_7C_3 марганець концентрувався в основі, особливо під час відпалу при 720°C та нормалізації (див. табл. 4.11).

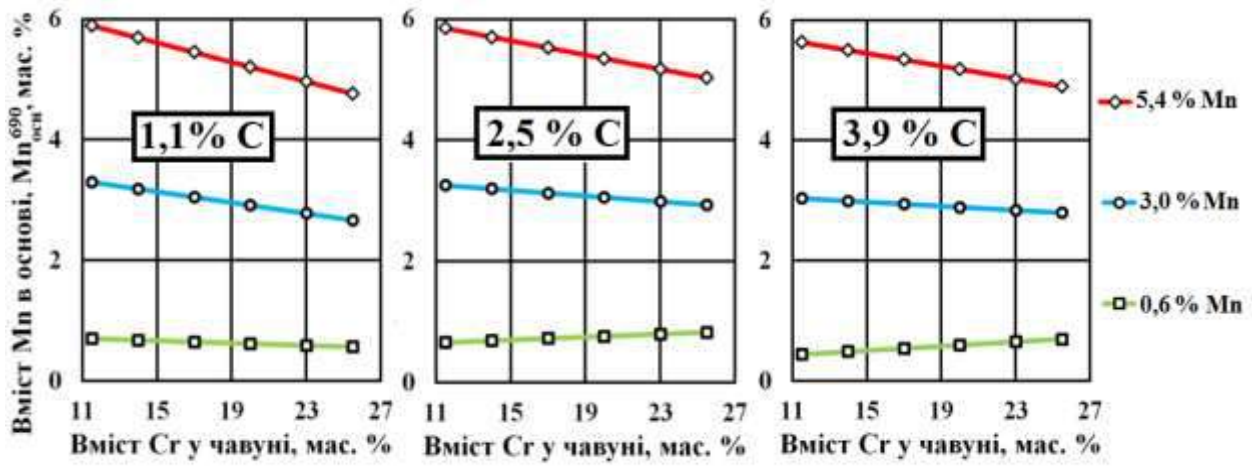


Рисунок 4.24 – Залежність $Mn_{осн}^{690}$ від вмісту в чавуні хрому на різних рівнях C та Mn при 1,6 % Ni

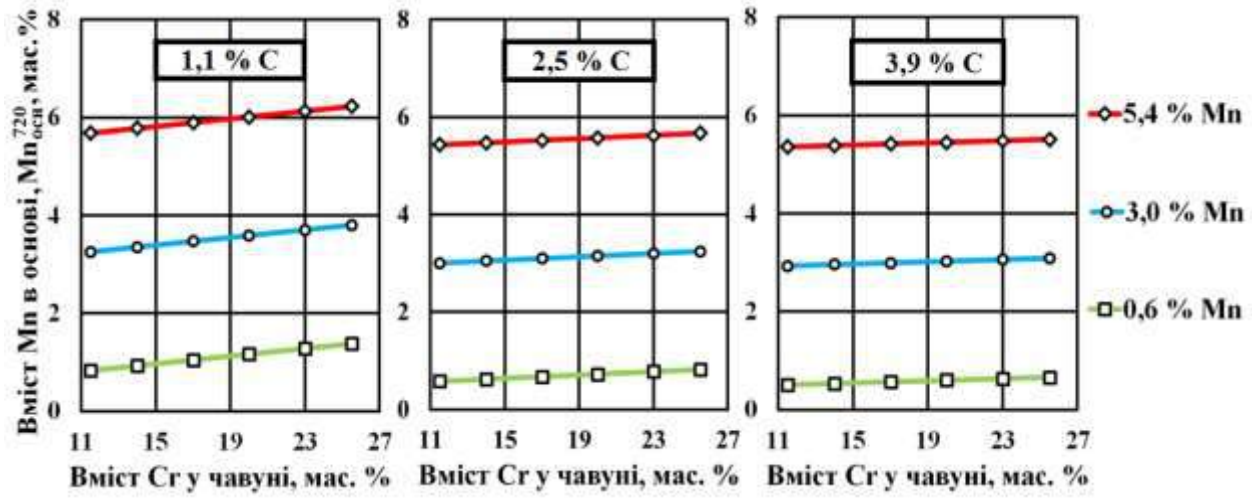


Рисунок 4.25 – Залежність $Mn_{осн}^{720}$ від вмісту в чавуні Cr на різних рівнях вуглецю та марганцю

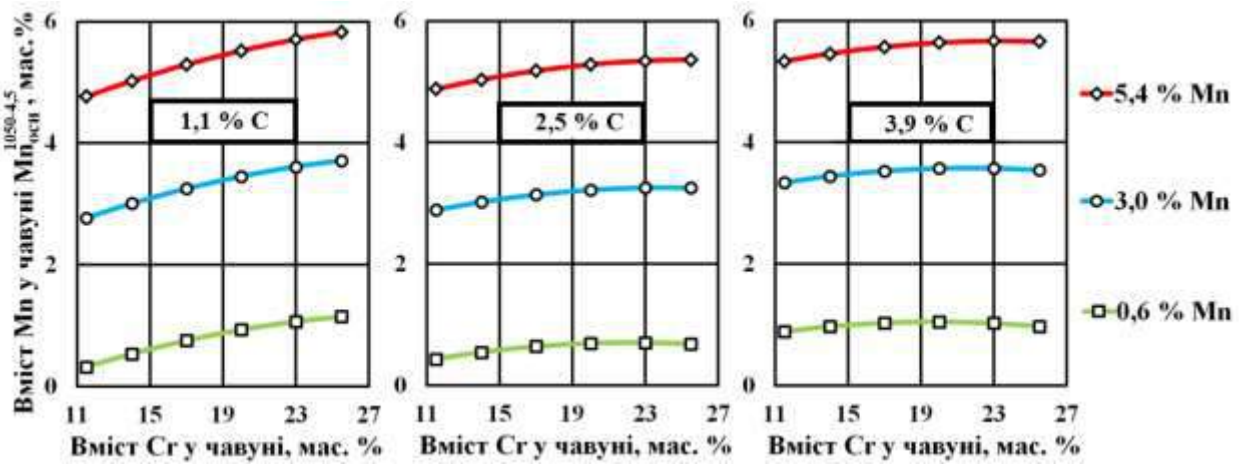


Рисунок 4.26 – Залежність $Mn_{осн}^{1050-4,5}$ від вмісту в чавуні хрому на різних рівнях С та Mn при 1,6 % Ni

ТО зменшувала вміст Mn у карбідах (див. табл. 4.3) та впливала та твердість чавуну. Влив легувальних елементів на твердість чавунів залежав від кількості хрому та інших легувальних елементів, що впливали на розчинність вуглецю [299]. Дані для розрахунків залежності твердості від хімічного складу чавуну за різних режимів ТО наведено в табл. 4.12. Регресійні залежності твердості чавуну після ТО від вмісту легувальних елементів мають такий вигляд:

$$HRC^{690} = -9{,}922Mn - 3{,}094Cr + 12{,}889Ni - 1{,}517C^2 + 0{,}038Cr^2 - 1{,}527Ni^2 + 1{,}22C\,Mn + 0{,}459C\,Cr - 2{,}502C\,Ni + 0{,}454Mn\,Cr + 70{,}458, \quad (4.28)$$

$$HRC^{720} = 16{,}605Mn + 3{,}555Cr - 1{,}282Mn^2 - 0{,}043Cr^2 - 1{,}724Ni^2 - 0{,}157C\,Cr + 1{,}782C\,Ni - 0{,}326Mn\,Cr + 0{,}658Mn\,Ni - 15{,}44, \quad (4.29)$$

$$HRC^{1050-1,5} = 11{,}22C + 2{,}38Cr - 4{,}91Ni - 0{,}45C\,Cr - 0{,}18Mn\,Cr + 1{,}39Mn\,Ni + 8{,}7, \quad (4.30)$$

$$HRC^{1050-4,5} = 8{,}196C - 0{,}897C\,Mn - 2{,}761C\,Ni + 0{,}323Cr\,Ni + 38{,}379. \quad (4.31)$$

Таблиця 4.12 – Дані для розрахунку регресійних залежностей HRC від вмісту C, Cr, Mn та Ni під час різних видів ТО за різними складами табл. 2.2

Склад	Твердість			
	HRC^{690}	HRC^{720}	$HRC^{1050\text{-}1,5}$	$HRC^{1050\text{-}4,5}$
1	61,7	57,5	51,0	47,0
2	48,4	55,5	46,4	46,5
3	43	51,4	48,2	48,3
4	45,7	54	41,3	45,2
5	46,4	44	59,7	62,2
6	48,5	45,2	51,4	57,5
7	39,7	37,8	48,0	49,2
8	44,1	36,5	43,2	48,7
9	45,6	53,7	45,0	49,5
10	47,2	54,5	52,5	52,0
11	45,4	48,2	43,8	46,7
12	56,9	56,4	53,8	54,7
13	45,6	38,5	52,0	55,5
14	52,9	56,2	46,1	45,2
15	44,2	49,5	49,5	52,4
16	48,6	52,3	47,2	49,2
17	50,4	54,6	49,5	50,1
18	48,6	54,8	48,0	49,0
19	49,8	54,7	48,5	51,8
20	49	55,9	47,4	51,9
21	48,3	53,5	49,1	50,2

Склади чавунів, у яких утворюються мінімальна та максимальна твердістю (HRC) після різних видів ТО, наведено в табл. 4.13.

Таблиця 4.13 – Склади чавунів із мінімальною та максимальною твердістю (HRC) після різних видів ТО

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
HRC^{690}	мін.	27,5	1,09	11,43	5,4	0,19
	макс.	75,4	3,91	25,57	5,4	0,99
HRC^{720}	мін.	16,2	1,09	11,43	0,6	3,01
	макс.	61,0	3,91	13,63	5,4	3,01
$HRC^{1050\text{-}1,5}$	мін.	29,0	1,09	11,43	0,6	3,01
	макс.	65,6	1,09	25,57	0,6	0,19
$HRC^{1050\text{-}4,5}$	мін.	30,1	3,91	11,43	5,4	3,01
	макс.	67,8	3,91	25,57	0,6	0,19

Із даних табл. 4.13 видно, що мінімальну твердість після ТО мають чавуни із мінімальним вмістом хрому. Під час відпалу та нормалізації із витримкою 1,5 год мінімальна твердість утворюється в чавунах із низьким вмістом вуглецю (1,09 %), а після нормалізації із витримкою 4,5 год – при 3,9 % С. Це свідчить про те, що під час нормалізації від 1050 °С із витримкою протягом 1,5 год не відбувається розчинення високохромистих карбідів $Me_{23}C_6$ та Me_7C_3, що утворюються в чавунах за низького вмісту вуглецю (1,09 %) та хрому (11,5 %). Збільшення часу витримки під час нормалізації до 4,5 год призводить до часткового розчинення карбідної фази в металевій основі, що збільшує твердість чавунів після охолодження. Максимальна твердість під час відпалу та нормалізації із витримкою 4,5 год виникала в чавунах, що містили 3,9 % С, у яких утворилася мартенситна основа. Кількість хрому, марганцю та нікелю, що забезпечувала максимальну твердість під час різних видів ТО, визначалася станом металевої основи (утворенням мартенситу), твердорозчинним зміцненням та виділенням дрібних карбідів.

З аналізу табл. 4.13 можна зробити висновок, що нормалізація від 1050 °С із витримкою 1,5 год не забезпечує максимальний рівень твердості. Максимальна твердість виникає після витримки 4,5 год. У чавуні із 1,09 % С, 11,43 % Cr, 0,6 % Mn та 3,01 % Ni мінімальна твердість після нормалізації від 1050 °С із витримкою 1,5 год становить 29 HRC, а після відпалу при 720 °С – 16,2 HRC. Отже, нормалізація від 1050 °С із витримкою 1,5 год не забезпечує ні максимальної, ні мінімальної твердості чавунів у системі Fe-C-Cr-Mn-Ni у досліджуваних концентраціях елементів. Вплив легувальних елементів на твердість чавунів після відпалу при 690 °С і 720°С та після нормалізації від 1050 °С з витримкою 4,5 год наведено на рис. 4.27 – 4.29 відповідно.

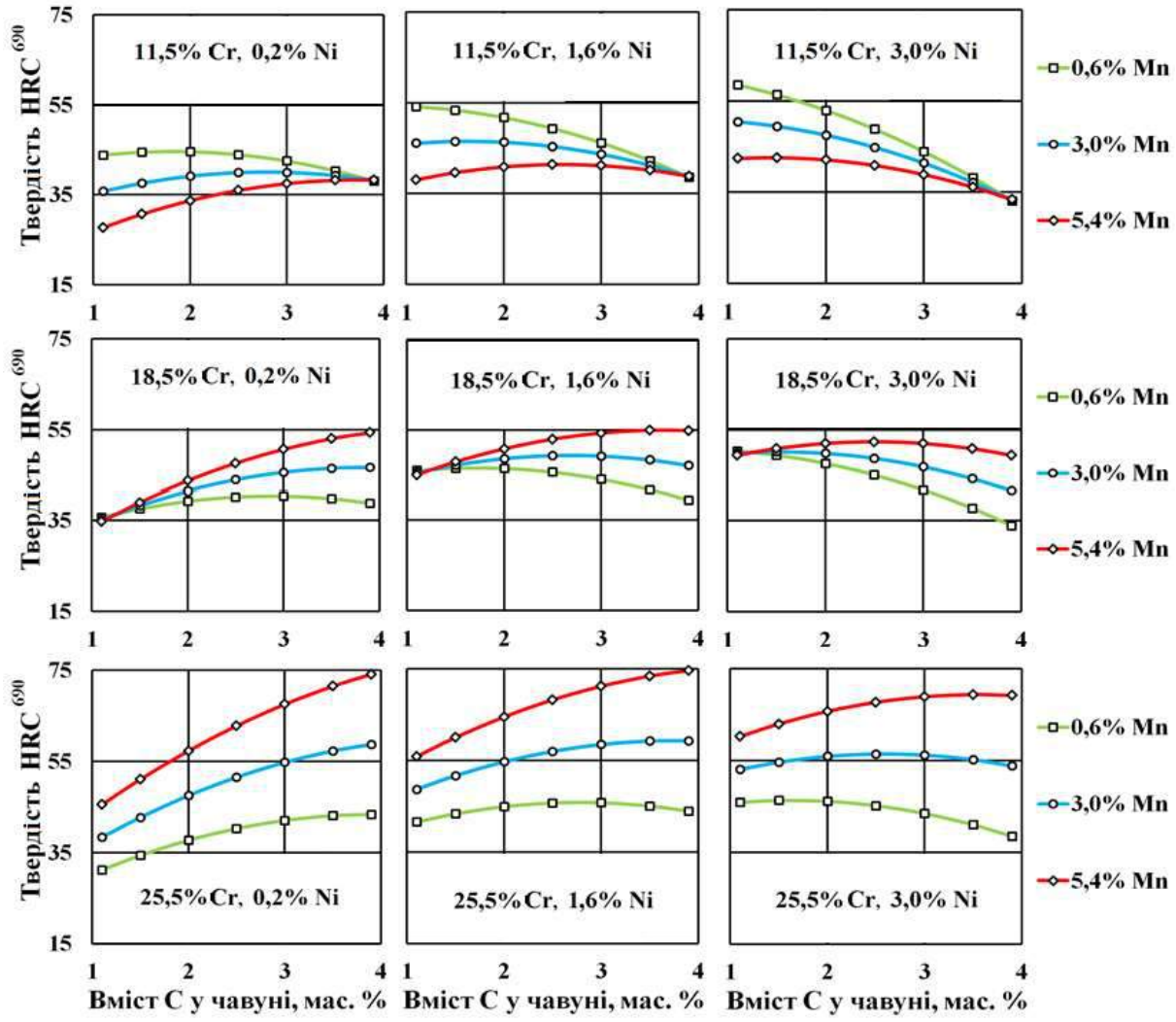


Рисунок 4.27 – Залежність твердості HRC^{690} від вмісту в чавуні С на різних рівнях Cr, Mn та Ni

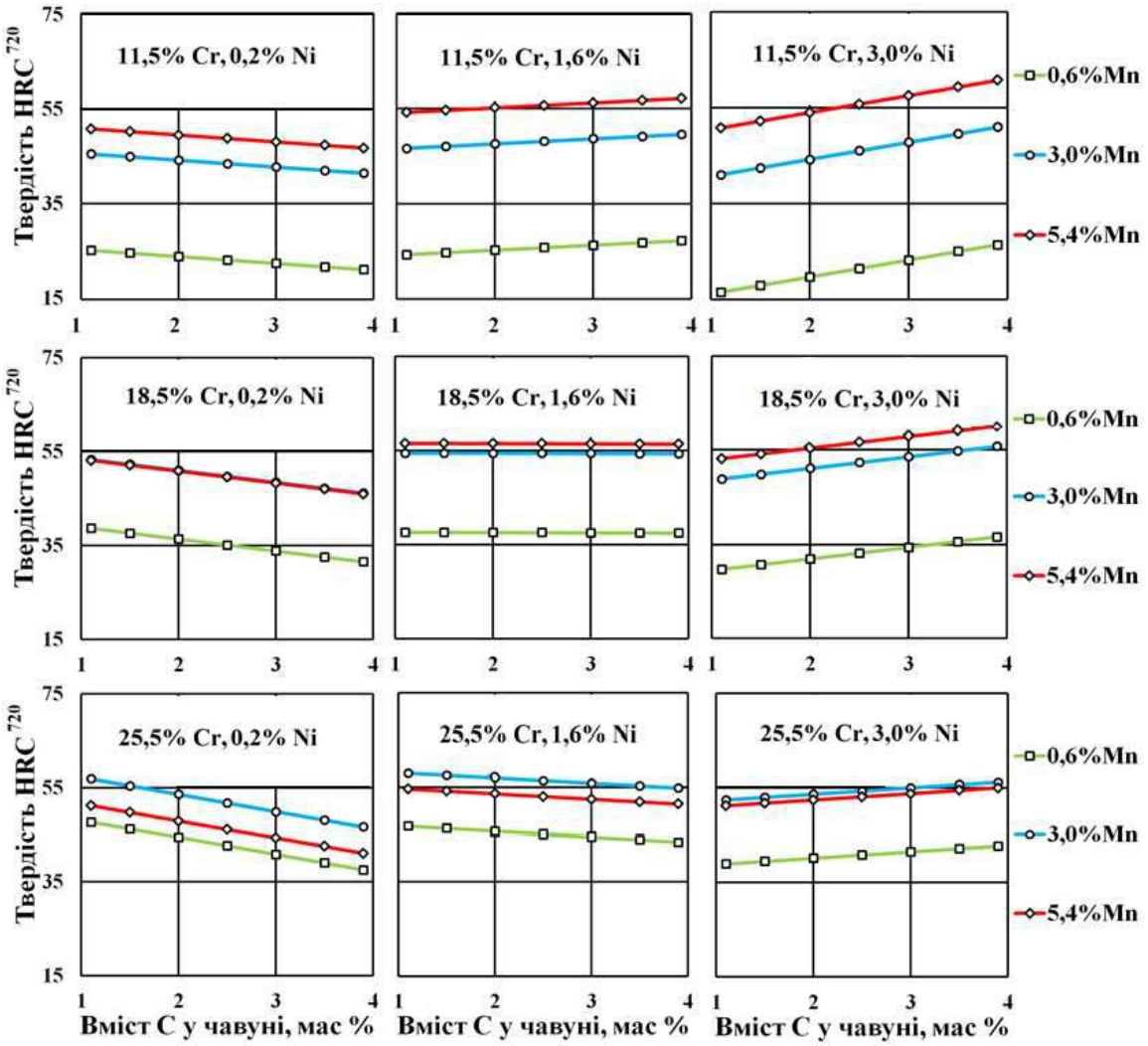


Рисунок 4.28 – Залежність твердості HRC^{720} від вмісту в чавуні С на різних рівнях Cr, Mn та Ni

Під час відпалу при 720 °С твердість чавунів була меншою, ніж під час відпалу при 690 °С через пришвидшення дифузійних процесів, що вплинуло на склади чавунів із мінімальною та максимальною твердістю. Під час відпалу при 690 °С мінімальна твердість утворювалася за максимального вмісту марганцю та мінімального вмісту нікелю, а під час відпалу при 720 °С, навпаки, – за максимального вмісту нікелю та мінімального вмісту марганцю. Це пояснюється тим, що за значного вмісту марганцю під час відпалу при 690 °С не відбулися зміни основи, а відпалу при 720 °С в чавунах утворилася феритна основа, що мала меншу твердість, ніж аустенітна за вмісту 1,09 % С, 11,43 % Cr, 0,6 % Mn та 3,01 % Ni (див. табл. 4.13).

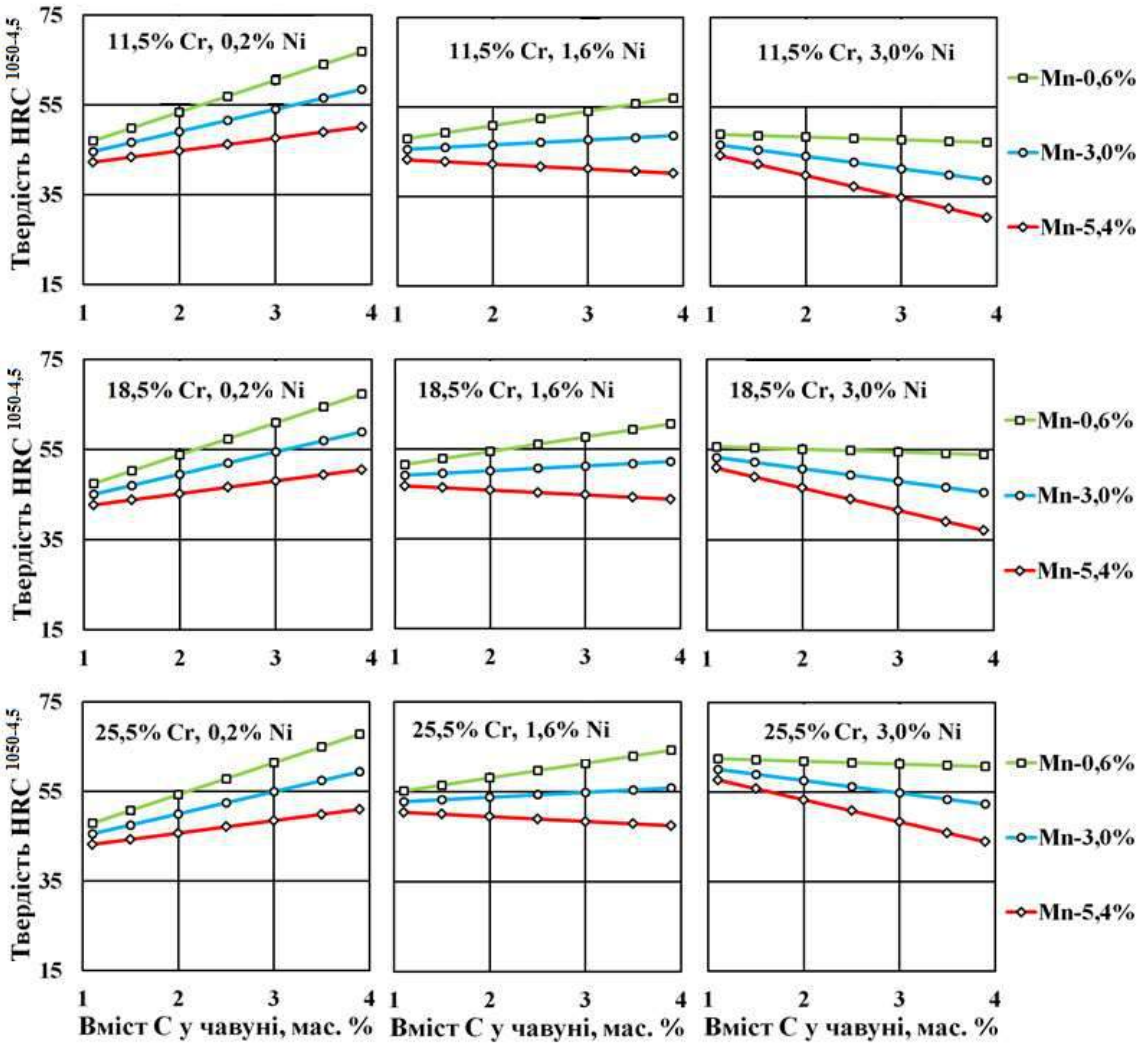


Рисунок 4.29 – Залежність твердості $HRC^{1050\text{-}4,5}$ від вмісту в чавуні С на різних рівнях Cr, Mn та Ni

Максимальну твердість (61 HRC) після відпалу при 720 °С мав чавун, який містив 3,91 % С, 13,63 % Cr, 5,4 % Mn та 3,01 % Ni та в якому утворилася мартенситна основа. Загалом вплив елементів на твердість чавуну після відпалу при 720 °С залежав значною мірою від кількості інших елементів (див. рис. 4.24)

У чавунах, що містили мінімальну кількість нікелю (0,2 %), збільшення вмісту вуглецю підвищувало їх твердість після нормалізація від 1050 °С із витримкою 4,5 год. Рівень твердості визначався кількістю хрому та марганцю. Збільшення вмісту марганцю значно знижувало твердість чавуну, а збільшення

хрому підвищувало. За максимального вмісту в чавуні хрому, марганцю та нікелю збільшення кількості вуглецю знижувало твердість (див. рис. 4.25).

Таким чином, на підставі отриманих результатів максимальна твердіть (75 HRC) виникала у чавунах у системі Fe-C-Cr-Mn-Ni після відпалу при 690 °С з витримкою 9 год за вмісту 3,91 % С, 25,57 % Cr, 5,4 % Mn та 0,99 % Ni. Збільшення твердості під час відпалу при 690 °С пояснюється утворенням значної кількості карбідної фази та мартенситної основи із значним вмістом хрому та нікелю (твердорозчинним зміцненням). Під час нормалізації від 1050 °С з витримкою 4,5 год максимальна твердість чавуну становила 67,8 HRC за 25,5 % хрому, 3,9 % вуглецю та мінімального вмісту марганцю й нікелю (див. табл. 4.13).

Отже, макротвердість (HRC) чавунів залежить від хімічного складу чавуну та структури, що утворюється під час ТО. Вплив хімічних елементів на твердість чавунів визначається перерозподілом елементів та змінами, що виникали під час трансформацій карбідної фази, виділенням значної кількості дрібних карбідів і мартенситної основи під час охолодження. Твердість металевої основи та карбідів після різного виду ТО залежно від вмісту легувальних елементів описано такими рівняннями:

$$HV_{осн}^{690} = 410{,}23 - 11{,}585Mn + 20{,}423Ni - 0{,}226C^2 - 35{,}052Ni^2 + \\ + 14{,}223C\ Mn - 3{,}008C\ Ni + 0{,}364Mn\ Cr + 5{,}255Cr\ Ni, \quad (4.32)$$

$$HV_{кар}^{690} = 695{,}14 - 30{,}335C - 2{,}452Cr + 28{,}825Ni - 0{,}684C^2 + 2{,}606C\ Mn + \\ + 7{,}551C\ Cr + 22{,}642Mn\ Ni - 0{,}897Cr\ Ni + 10{,}492(Cr/C), \quad (4.33)$$

$$HV_{осн}^{1050\text{-}4{,}5} = 1106{,}6 - 319{,}5C + 207{,}9Mn + 0{,}8Cr^2 - 9{,}6CMn + 11CCr - \\ - 15{,}2C\ Ni - 10{,}6Mn\ Cr - 9{,}6Mn\ Ni + 3Cr\ Ni - 45{,}1(Cr/C), \quad (4.34)$$

$HV_{кар}^{1050\text{-}4,5}$ = 0,502Mn – 23,155C Mn + 12,545C Cr – 0,018Mn Cr + + 23,17Mn Ni + 708,25. (4.35)

Вміст елементів у чавунах, у яких утворюються металева основа та карбіди, що мали максимальну та мінімальну мікротвердість $HV_{50,}$ наведено в табл. 4.14. За даними табл. 4.14, основа та карбіди, що мали мінімальну мікротвердість, формувалися в чавунах, що містили мінімальну кількість хрому. За максимального вмісту хрому в чавунах утворювалися карбіди із максимальною мікротвердістю. Твердість металевої основи також збільшувалася зі зростанням вмісту хрому в чавуні, що пояснюється твердорозчинним зміцнюванням.

Таблиця 4.14 – Склади чавунів із мінімальною та максимальною мікротвердістю (HV_{50}) основи та карбідів після різних видів ТО

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$HV_{осн}^{690}$	мін.	325	3,91	11,43	0,6	3,01
	макс.	841	3,91	25,57	5,4	2,05
$HV_{кар}^{690}$	мін.	838	1,47	11,43	0,6	0,19
	макс.	1768	3,91	25,57	5,4	3,01
$HV_{осн}^{1050\text{-}4,5}$	мін.	263	3,91	11,43	0,6	3,01
	макс.	1191	3,58	25,57	0,6	3,01
$HV_{кар}^{1050\text{-}4,5}$	мін.	754	1,09	11,43	5,4	0,19
	макс.	1950	3,91	25,57	0,6	3,01

За мінімального вмісту хрому в чавунах утворювався легований цементит із твердістю 750…840 HV_{50}, що дорівнювала твердості легованого мартенситу. При нормалізації з витримкою 4,5 год у чавунах, що містили максимальну кількість хрому, нікелю та вуглецю за мінімального вмісту марганцю, відбувало-

ся утворення основи з твердістю 1190 HV_{50}, що складалася із мартенситу та дисперсної карбідної фази.

Таким чином, макротвердість (HRC) чавунів залежала більшою мірою від стану металевої основи та морфології карбідної фази. Тому вплив елементів на твердість чавунів визначався змінами у властивостях металевої основи та напруженим станом у зонах розділу фаз карбід – основа, що виникав під час трансформації карбідної фази або виділення вторинних карбідів.

4.3 Висновки

1. Проведення відпалу при 690 °С та 720 °С із витримкою 9 год призвело до зменшення вмісту хрому у зонах біля карбідів внаслідок заміщення у карбідах атомів марганцю, заліза та нікелю на атоми хрому. При збільшенні у чавуні вмісту марганцю змінювався його розподіл між фазами. Відповідно до цього, під час відпалу посилилось збіднення на хром зон біля карбідів.

2. Під час відпалу, в ході ізотермічної витримки нижче за Ac_1, внаслідок заміщення в карбідах марганцю на хром концентрація марганцю у зонах біля карбідів збільшилася, що призвело до локального $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення заліза у цих зонах.

3. Під час відпалу при 720 °С утворювався шар зневуглецьованого чавуну на глибину до 0,3 мм. Поверхня чавуну складалася із шару окислів із вмістом хрому близько 37 %. Підповерхневий шар вмістив до 2 % хрому.

4. Під час нормалізації чавунів відбулася трансформація карбідних фаз зі збільшенням у них вмісту хрому та вуглецю. Перерозподіл елементів призвів до утворення зон аустеніту всередині карбідів та зон, збіднених на хром, біля карбідів. Зменшення вмісту хрому в металевій основі на межі розді-

лу фаз карбід – основа відбувалося при збільшенні в них вмісту марганцю та заліза.

5. Визначено вплив різних видів термічної обробки та складу чавуну на перерозподіл елементів між фазами та їх концентрацію в металевій основі. Виявлено залежності вмісту хрому у зонах біля карбідів, твердості чавуну і мікротвердості структурних складових від вмісту в чавуні C, Cr, Mn та Ni після різних видів термічної обробки. Отримані залежності дають змогу визначити оптимальний склад чавунів для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог.

Дані, що відображені у цьому розділі, опубліковано у працях [52], [90], [119], [126], [139], [150], [152], [224], [299].

РОЗДІЛ 5
ОБРОБЛЮВАНІСТЬ ЗНОСОСТІЙКИХ ЧАВУНІВ РІЗАННЯМ

5.1 Влив фізичних і теплових факторів на структуру та властивості чавуну 330Х20Г5Н3 під час механічного різання

Точіння зразків із чавуну 330Х20Г5Н3 виконали за методикою, описаною в розділі 2. Структура чавуну складалася із карбідної фази та аустенітної основи (рис. 5.1). Після точіння у поверхневому шарі зразка відбулися зміни в структурі та властивостях металевої основи. Структуру поверхневого шару після точіння показано на рис. 5.2, а після свердління – на рис. 5.3.

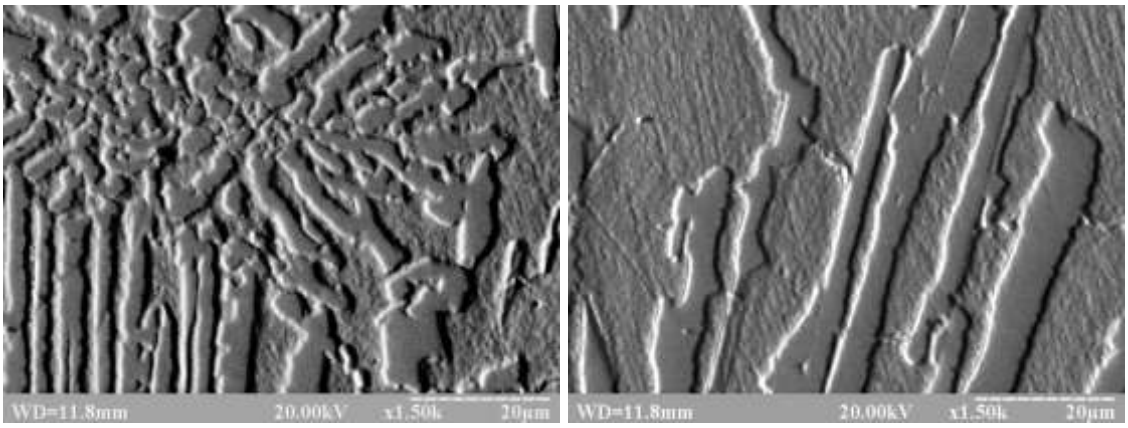


Рисунок 5.1 – Структура чавуну 330Х20Г5Н3 до точіння

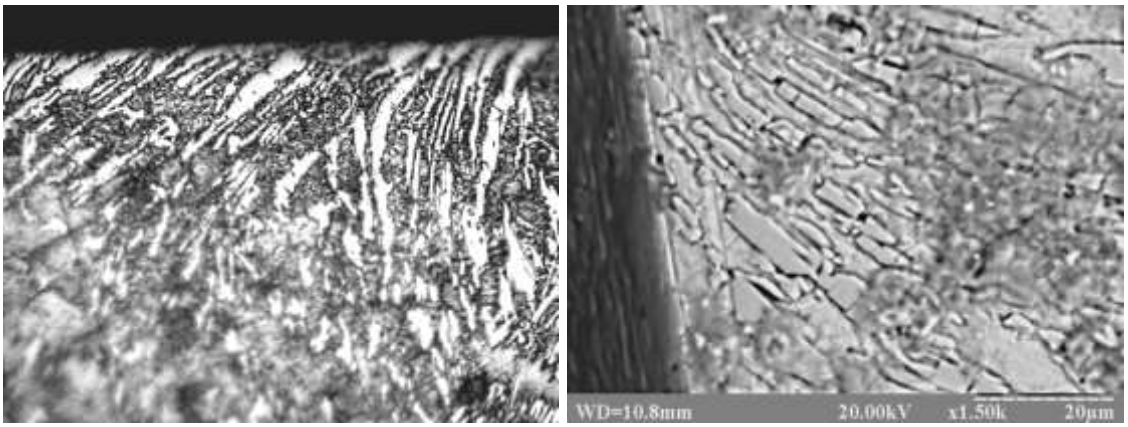


Рисунок 5.2 – Структура поверхневого шару чавуну 330Х20Г5Н3 після точіння, х400

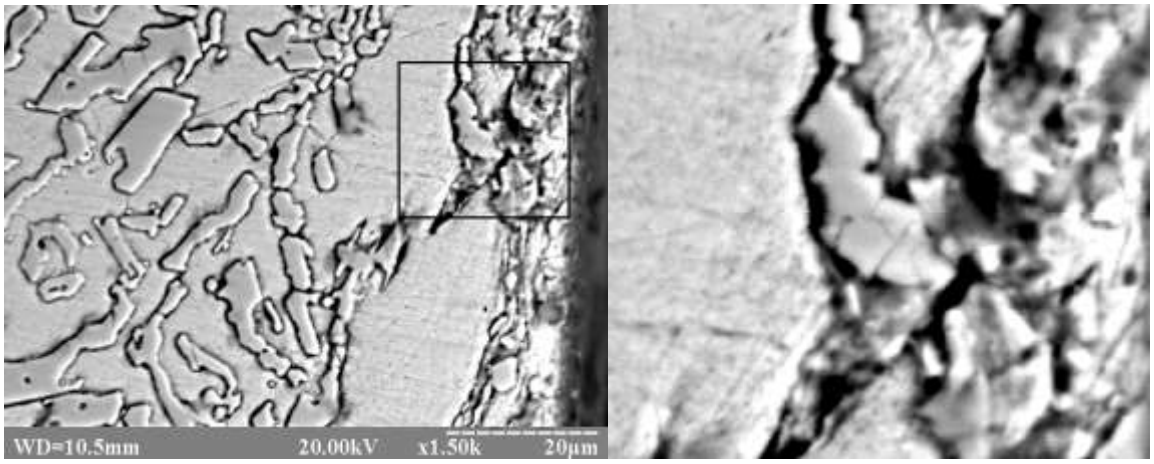


Рисунок 5.3 – Структура поверхневого шару чавуну 330Х20Г5Н3 після свердління та фрагмент частки зображення при збільшенні

Аналіз поверхні, що зазнала механічного різання, виявив зони значної пластичної деформації. Поверхневі шари чавуну після точіння мали зміни на більшу глибину порівняно зі свердлінням (див рис 5.2 та 5.3). Збільшення глибини точіння призвело до поширення зони пластичної деформації у глиб зразка. Зростання фізичного впливу різця зумовило дроблення карбідної фази (рис. 5.4).

Окрім дроблення карбідів, внаслідок пластичної деформації відбулося утворення мікротріщин всередині зерен (рис. 5.5). Особливістю утворення мікротріщин було те, що вони утворювалися не тільки уздовж карбідів, а й від одного карбіду до іншого (див. рис. 5.5). Утворення мікротріщин всередині зерен не супроводжувалося дробленням карбідів, що свідчить про те, що зусилля були недостатніми для руйнації карбідів.

На межі розділу карбід – основа внаслідок порушення когерентного зв’язку утворилися мікропори, в яких накопичувався розчин для травлення, що в подальшому призвело до появи продуктів корозії на поверхні шліфа (див. рис. 5.5). Під час свердління поверхневі шари зазнавали меншої пластичної деформації. Зона дроблення карбідів становила 10…20 мкм. У карбідах виявили мікротріщини, що не спричиняли руйнування (див. рис. 5.3).

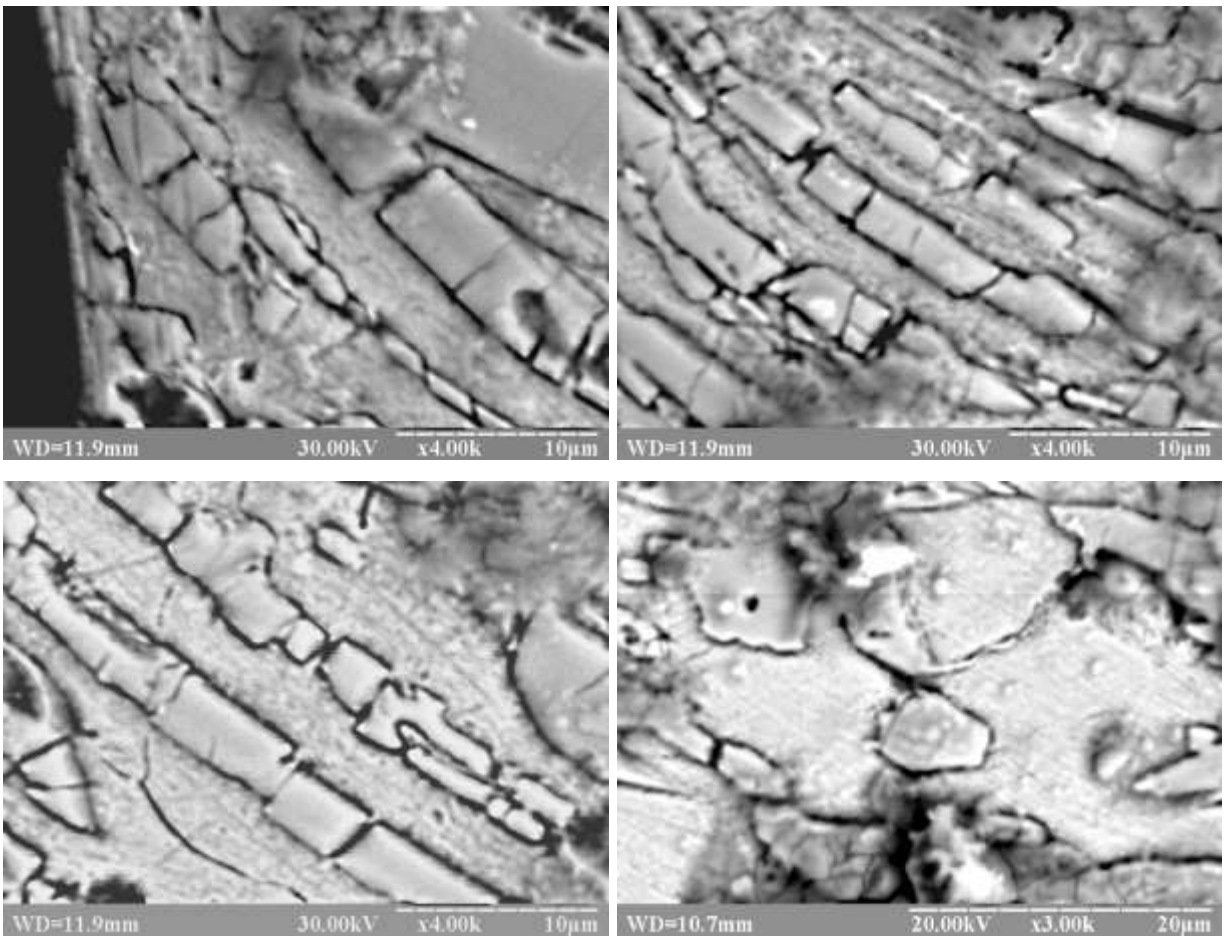


Рисунок 5.4 – Дроблення карбідів та утворення тріщин уздовж карбідів

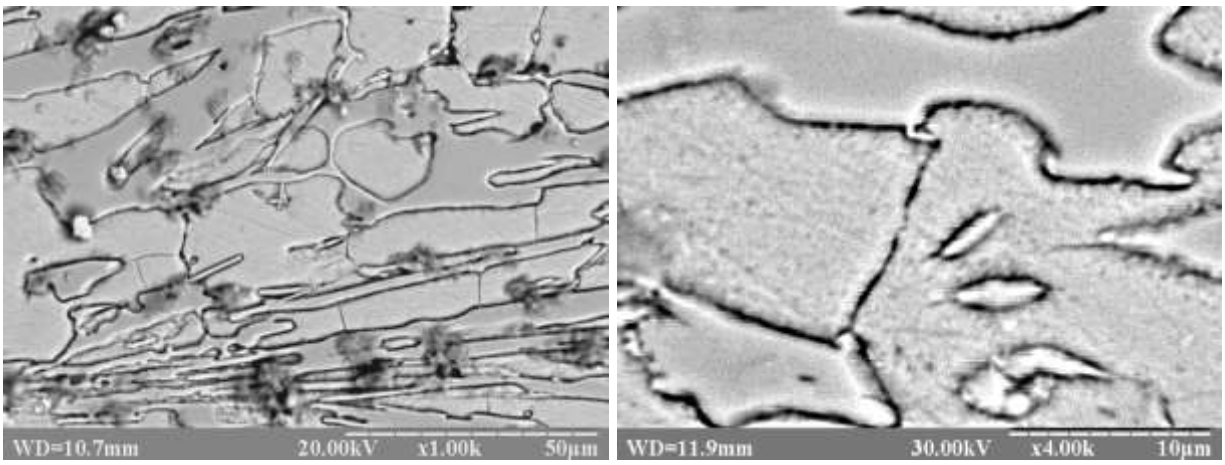


Рисунок 5.5 – Утворення мікротріщин всередині зерен від карбіду до карбіду

Під час точіння та свердління відбувався силовий вплив різця на поверхню різання та тепловий внаслідок тертя стружки об різець та різця об поверхню різання. Під час пластичного деформування основи також відбувалося виділен-

ня тепла. Влив цих двох факторів позначився на змінах у структурі та властивостях чавуну, що був під їх впливом.

Під час силового впливу відбувалося зміцнення металевої основи внаслідок наклепу (підвищення твердості). За теплового впливу відбувалося зняття напруженого стану і зниження твердості. Таким чином, остаточна твердість металевої основи залежала від переваги впливу одного з цих факторів. Результати вимірювання мікротвердості основи на відстані від поверхні різання за різних режимів точіння та свердління показано на рис. 5.6.

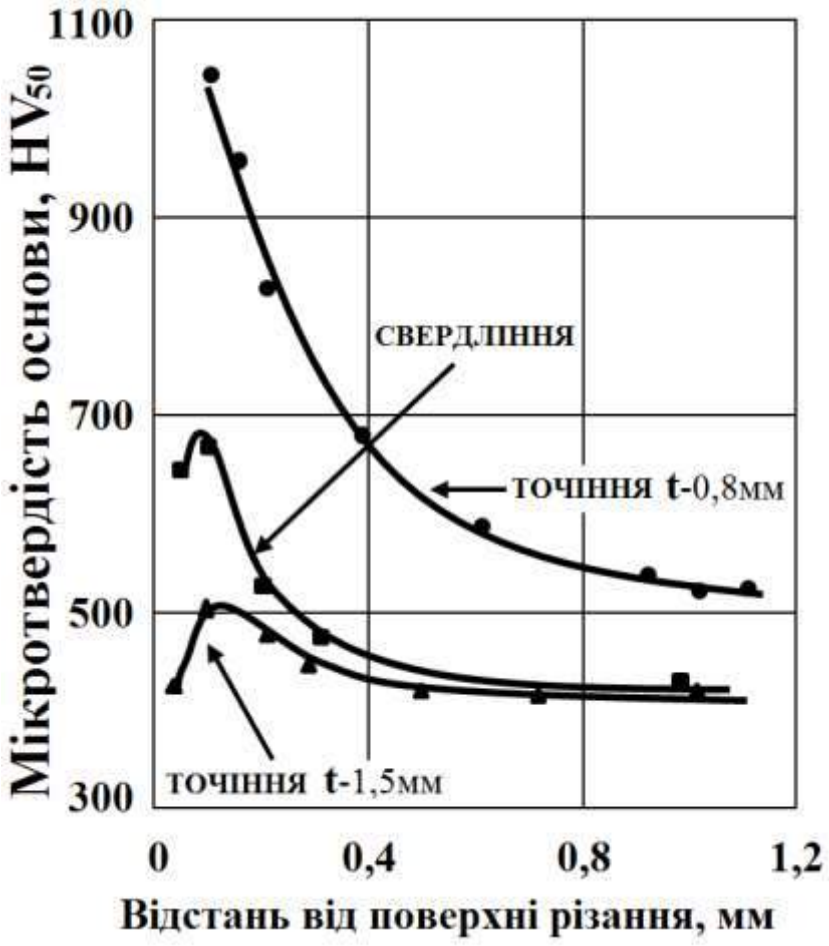


Рисунок 5.6 – Зміна мікротвердості основи від поверхні різання за різних режимів точіння й свердління

При глибині різання 0,8 мм відбувався переважно силовий вплив різця. Зміни в структурі поверхневих шарів були подібні до свердління. Перевага силового фактора призвела до наклепу та підвищення мікротвердості на поверхні

деталі, що сягала 1050 HV_{50}, і поступово зменшувалася на відстані від поверхні (див. рис. 6.6).

При глибині різання 1,5 мм відбулося підвищення температури, що значно зменшило твердість чавуну під час різання та, відповідно, знизило зусилля різання, а також частково нейтралізувало процеси зміцнення. Твердість поверхневих шарів становила близько 420 HV_{50}. На відстані 0,1 мм від поверхні різання твердість збільшилася до 510 HV_{50} і при подальшому віддаленні поступово зменшувалася. Збільшення твердості на відстані 0,1 мм пояснюється тим, що вплив нагріву (теплового фактора) на процеси зміцнення знизився, і силовий фактор був вирішальним.

Під час свердління зусилля різання були значно менші, ніж під час точіння, і, відповідно, силовий фактор менше впливав на зміцнення основи. Водночас тепловий фактор також мав менший вплив через зменшення об’ємів деформації й площі тертя. Внаслідок взаємодії цих факторів під час свердління твердість основи на відстані 0,1 мм збільшилася до 680 HV_{50}, а на поверхні внаслідок теплового впливу вона становила 650 HV_{50}. Зміни в мікротвердості основи під час точіння із глибиною різання 0,8 мм сягали вглиб зразка до 3 мм, а за інших режимів різання зміни мікротвердості поширювалися до 0,5 мм.

На підставі отриманих даних, робочі поверхні деталей із високохромистих чавунів, що працюють в умовах абразивного зношування, не рекомендовано оброблювати різанням через утворення подрібнених карбідів на поверхні, які будуть викришуватися під час експлуатації та зменшувати ресурс використання виробів. Для оброблювання інших поверхонь рекомендовано чорнове точіння із максимальною глибиною різання без використання мастильно-охолоджувальних речовин.

За потреби чистової обробки поверхонь деталей із чавунів можливе різання із мінімальної глибиною та із використанням мастильно-охолоджувальних речовин, що забезпечує утворення максимальної твердості робочої поверхні після точіння. Позитивний вплив подрібнення карбідної фази

на оброблюваність різанням за наступного проходу відповідає сучасним уявленням та тенденціям підвищення оброблюваності зносостійких матеріалів із карбідними фазами, але має негативні наслідки для зносостійкості виробів під час експлуатації.

5.2 Вплив хімічного складу чавуну на оброблюваність різанням

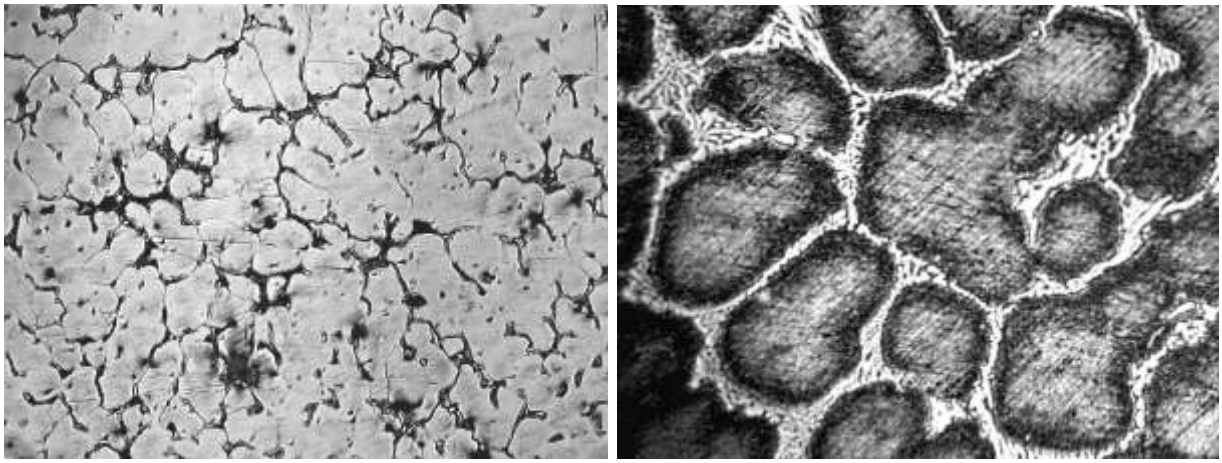
Вплив легувальних елементів на оброблюваність чавуну різанням визначається їх впливом на процеси утворення карбідної фази та формування металевої основи і їх властивостей. Вплив вуглецю та хрому на оброблюваність різанням при точінні досліджували на чавунах (табл. 5.1) під час режиму різання: t – 0,8 мм; s – 0,15 мм/об; n – 400 об/хв.

Таблиця 5.1 – Хімічний склад чавунів

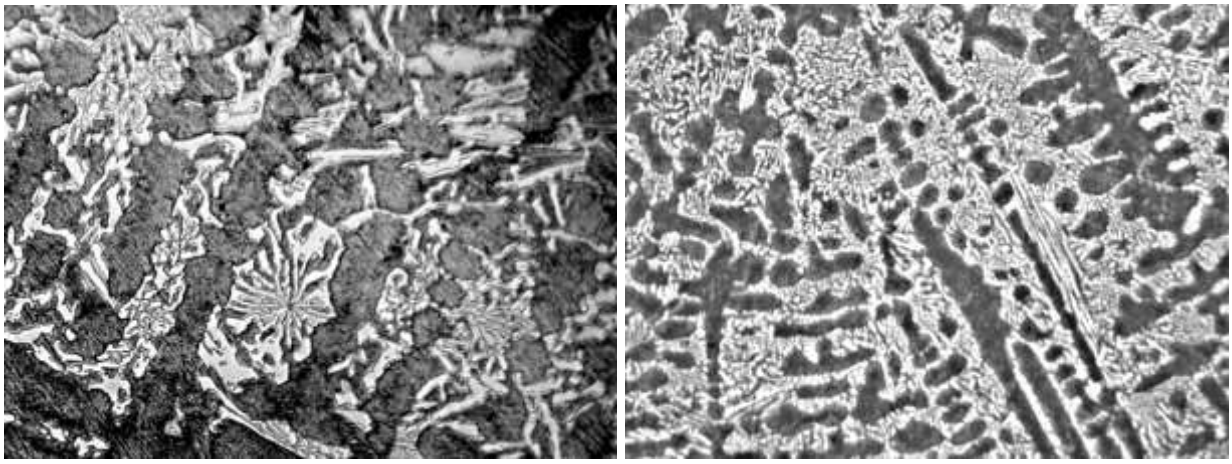
Склади	Хімічний елемент, мас. %				
	C	Cr	Mn	Ni	Si
1	1,1…3,8	17,8	1,5	0,2	1,3
2	3,1	11,4…29,9	1,6	1,4	1,1
3	2,5	18,9	0,7…5,9	0,2	1,3
4	3,4	19,7	5,7	0,2…2,7	1,0

Структуру чавунів із різним вмістом вуглецю та ступенем евтектичності показано на рис. 5.7. Кількість карбідної фази змінювалася від 8,3 % до 41,6 %. Ступінь евтектичності чавуну ($S_э$) змінювався від 0,36 до 1,27. У чавунах зі ступенем евтектичності більше ніж 0,96 були присутні заевтектичні карбіди значних розмірів.

Залежно від співвідношення хрому до вуглецю у чавунах були присутні карбіди цементитного типу (Me_3C), карбіди Me_7C_3 та $Me_{23}C_6$. Карбіди $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$ мали максимальну твердість, що сягала до 1460 HV_{50}. Твердість металевої основи змінювалася від 280…520 HV_{50}. Максимальна твердість основи та карбідів була в чавунах із максимальним вмістом хрому та вуглецю.



1,1 % C, ($S_э$=0,36) 1,5 % C, ($S_э$=0,43)



2,4 % C, ($S_э$=0,75) 2,9 % C, ($S_э$=0,96)

Рисунок 5.7 – Структура чавунів із різним вмістом вуглецю та ступенем евтектичності ($S_э$), х100

При збільшенні вмісту вуглецю та хрому в чавуні кількість карбідної фази зростала, що посилювало зношування різця (рис. 5.8). Різке зростання зношування різця відбувалося при збільшенні вмісту вуглецю понад 2,3 %, що поясню-

ється утворенням суцільної сітки цементиту, легованого хромом (див. рис. 5.7). У чавуні, що містив понад 2,9 % вуглецю, утворювалися заевтектичні карбіди, що також негативно вплинуло на оброблюваність різанням (див. рис. 5.8).

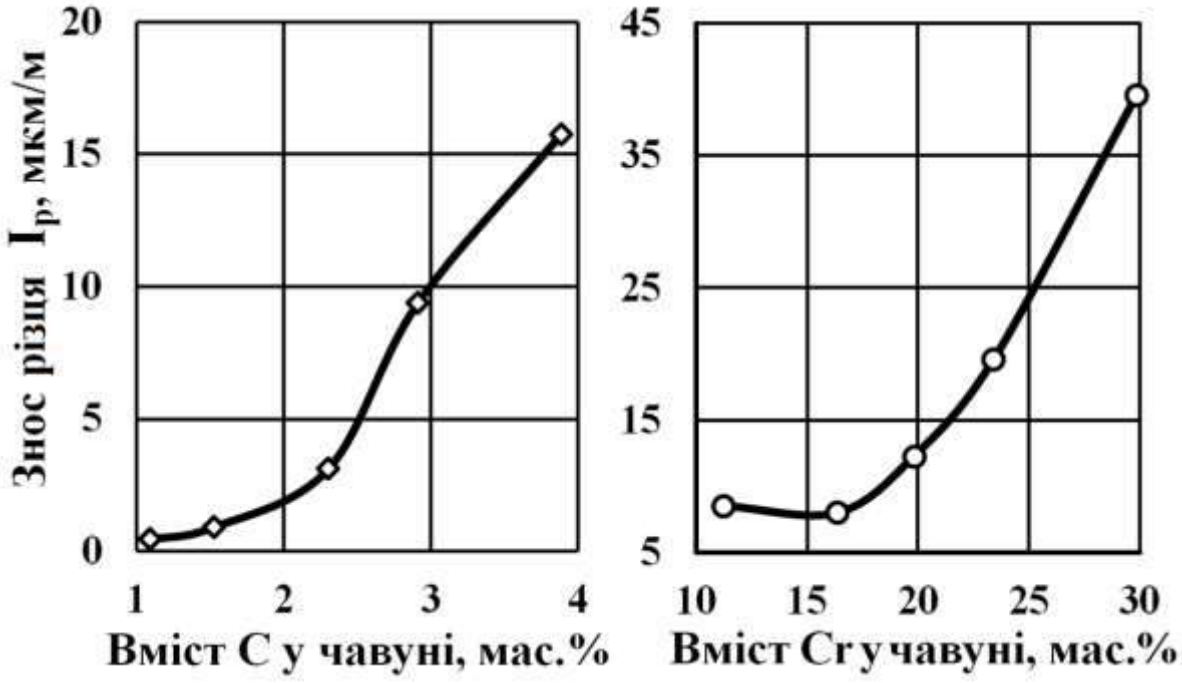
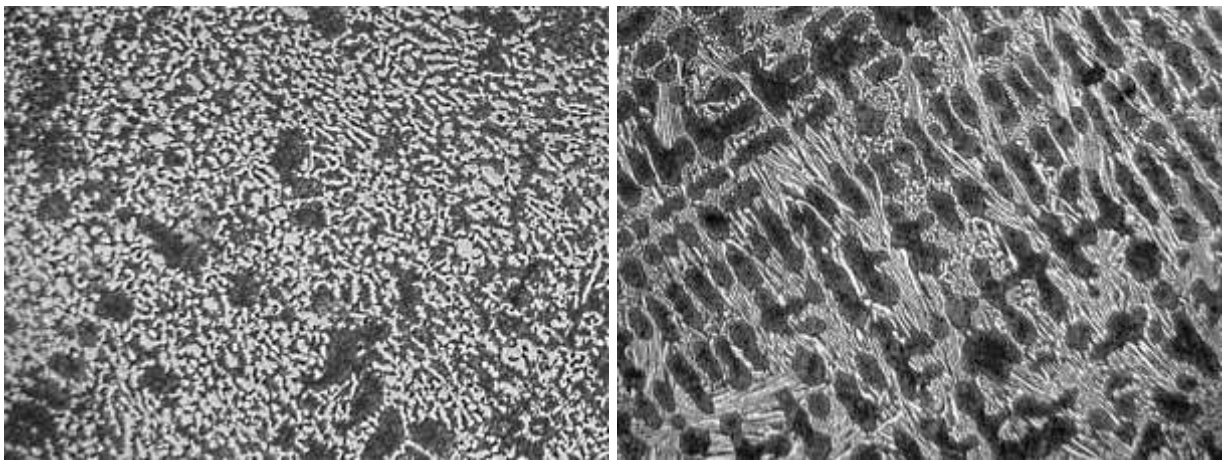


Рисунок 5.8 – Вплив вуглецю та хрому на знос різця (I_P)

Збільшення в чавуні вмісту хрому з 11 % до 17 % зменшувало інтенсивність зношування різця, що пояснюється утворенням карбідної евтектики (рис. 5.9 а) із карбідами $(Fe, Cr)_7C_3$, що заміщувала суцільну сітку легованого цементиту (рис. 5.9 б). Подальше зростання вмісту хрому сприяло збільшенню інтенсивності зношування, що пояснюється утворенням високохромистих карбідів $(Cr,Fe)_7C_3$ із поступовим збільшенням їхньої частки та утворенням заевтектичних карбідів значних розмірів (див. рис. 5.8).

Зміна вмісту хрому та вуглецю вплинула на знос різця при різній швидкості різанням. Вплив вуглецю та хрому на інтенсивність зношування різця (I_P) при збільшенні швидкості різання наведено на рис. 5.10.



а б

а – карбідна евтектика; в – сітка легованого цементиту

Рисунок 5.9 – Карбідна евтектика із карбідів $(Fe,Cr)_7C_3$ та суцільна сітка легованого цементиту, х100

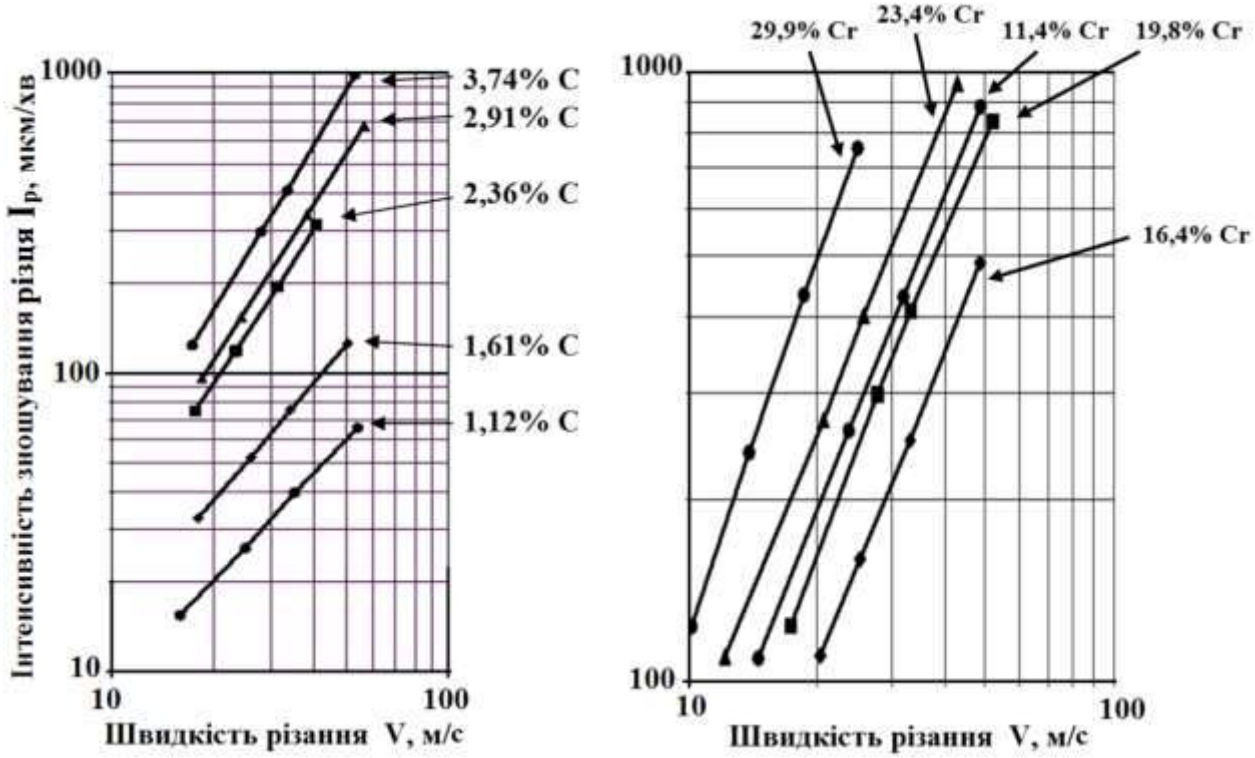


Рисунок 5.10 – Вплив вуглецю та хрому на інтенсивність зношування різця ($I_Р$) при збільшенні швидкості різання

Отже, вплив хрому та вуглецю на оброблюваність різанням високохромистих чавунів лезовим інструментом визначався двома факторами: подріб-

ненням суцільної сітки ледебуриту та процесами перетворення карбідної фази в напрямку:

$$(Fe,Cr)_3C \rightarrow (Fe,Cr)_7C_3 \rightarrow (Cr,Fe)_7C_3. \quad (5.1)$$

Відповідно до цього, хімічні елементи, що впливають на розчинність вуглецю в основі (кількість карбідної фази), а також процеси формування карбідної фази (зміни типу карбіду) будуть впливати на інтенсивність зношування різця. Вплив Mn і Ni на знос різця показано на рис. 5.11.

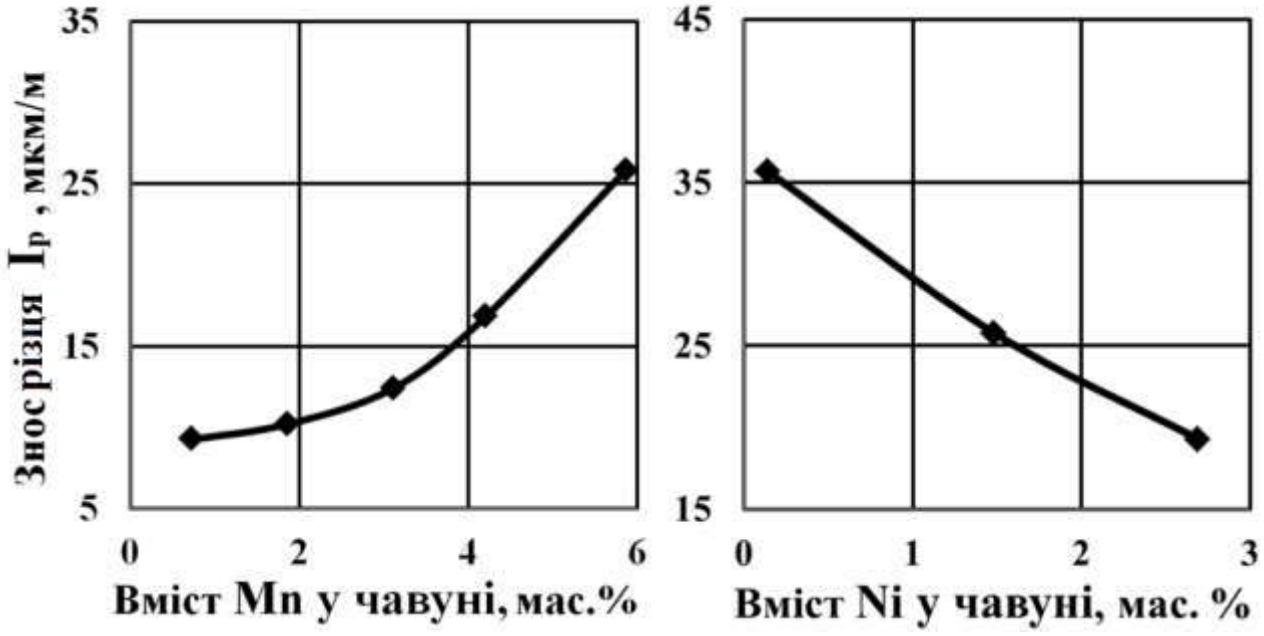


Рисунок 5.11 – Вплив марганцю та нікелю на знос різця (I_P)

Результати оцінювання оброблюваності високохромистих чавунів різанням дають змогу відзначити таке:

- марганець у кількості до 2 % незначно збільшував знос різця, збільшення його зносу відбувалося тільки за рахунок твердорозчинного зміцнення основи;
- підвищення вмісту марганцю з 2 % до 4 % інтенсифікувало знос різця, що пояснюється появою структур гартування з твердістю 800...900 HV_{50};

- за подальшого збільшення вмісту марганцю знос різця значно збільшився внаслідок утворення аустенітної металевої основи і появи наклепу з твердістю понад 1000 HV_{50};

- легування нікелем знижувало інтенсивність зношування різця через утворення аустеніту, менш схильного до наклепу.

Подібні твердження мають місце і для пояснення змін в інтенсивності зношування різця (I_p) при збільшенні швидкості різання рис. 5.12. Зростання швидкості різання підвищувало зношування різця у всіх випадках. При збільшенні вмісту вуглецю й марганцю інтенсивність зношування зростала, про що свідчить зміна кута нахилу ліній зношування.

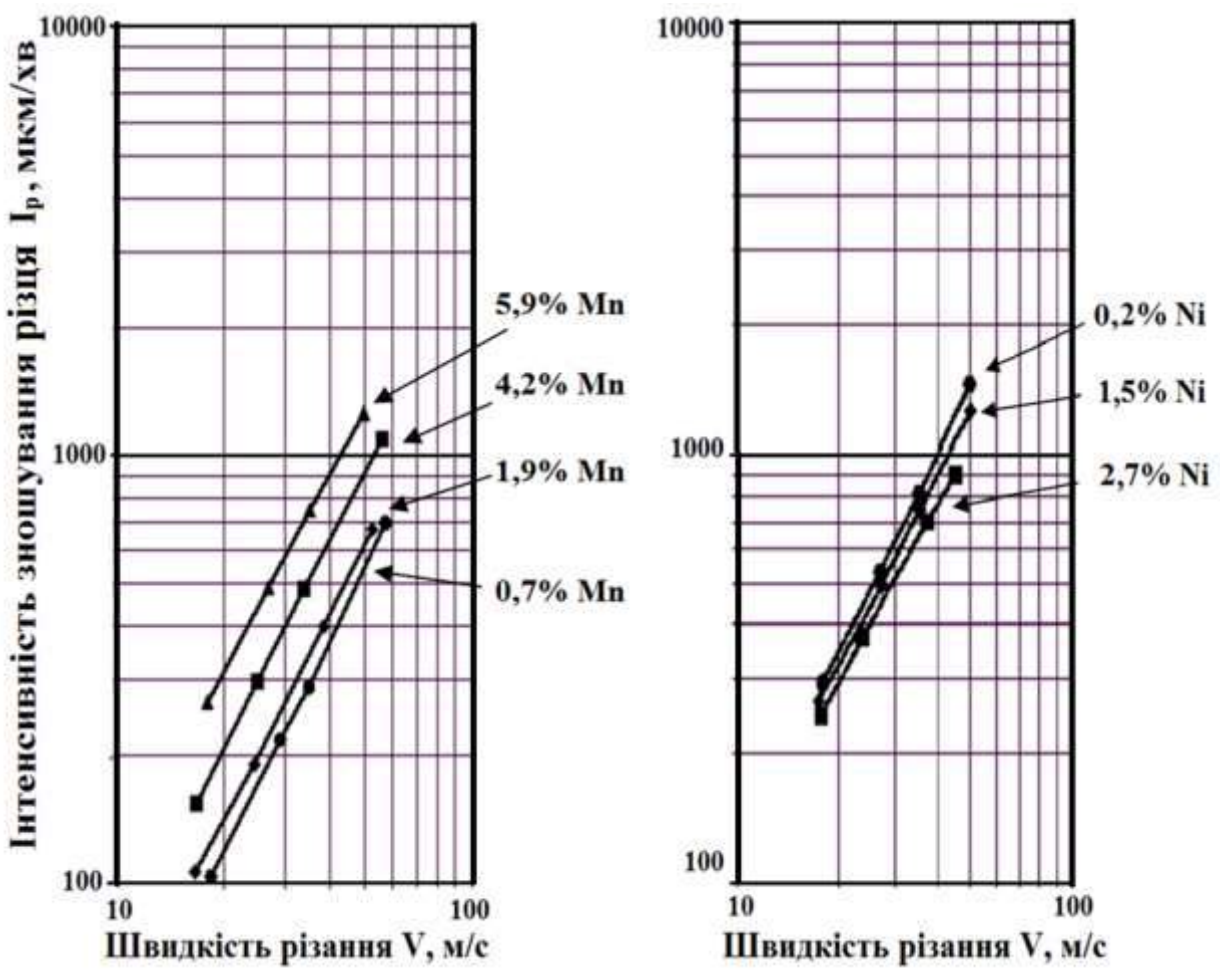


Рисунок 5.12 – Вплив марганцю та нікелю на інтенсивність зношування різця (I_p) при збільшенні швидкості різання

У чавуні з 1,1% С (див. рис. 5.10) збільшення швидкості різання з 20 м/хв до 50 м/хв сприяло зростанню інтенсивності зношування з 20 мкм/хв до 65 мкм/хв, а при 3,7 % С інтенсивність зношування збільшилась з 150 мкм/хв до 900 мкм/хв. Зростання вмісту хрому із 11,4 % до 16,4 % (див. рис. 5.10) зменшувало інтенсивність зношування різця. Так, при швидкості різання 20 м/хв інтенсивність зношування знизилася з 200 мкм/хв до 110 мкм/хв. Подальше збільшення вмісту хрому до 29,9 % підвищило інтенсивність зношування різця до 520 мкм/хв.

За вмісту в чавуні 0,7 % Mn (див. рис. 5.12) зростання швидкості різання з 20 м/хв до 50 м/хв збільшило інтенсивність зношування із 110 мкм/хв до 500 мкм/хв, а при 5,9 % Mn – з 310 мкм/хв до 1200 мкм/хв. Позитивний вплив нікелю (див. рис. 5.12) на інтенсивність зношування різця виявляється при зростанні швидкості різання. Так, за швидкості різання 20 м/хв збільшення нікелю з 0,2 % до 2,7 % знизило інтенсивність зношування різця з 340 мкм/хв до 280 мкм/хв (17,6 % Cr), а за швидкості 45 м/хв – з 1260 мкм/хв до 900 мкм/хв (28,6 % Cr). Під час комплексного легування чавуну C, Cr, Mn та Ni зношування різця (I_P) визначається таким регресійним рівнянням:

$$I_P = 24{,}32C - 3{,}41Mn - 6{,}99Cr + 0{,}51Mn^2 + 0{,}22Cr^2 + 0{,}80Ni^2 + 0{,}95C\,Mn - - 0{,}51C\,Cr - 1{,}75C\,Ni + 4{,}94(Cr/C) - 0{,}14(Cr/C)^2, \text{ мкм/м.} \quad (5.2)$$

Склади чавунів, під час оброблення яких різанням відбувається мінімальний та максимальний знос різця, наведено в табл. 5.2. Максимальне зношування різця (47,6 мкм/м) відбувалося під час різання чавуну із максимальним вмістом вуглецю, хрому і марганцю та мінімальною кількістю нікелю. За такого складу чавун мав максимальну кількість карбідної фази, що складалася з високохромистих карбідів $(Cr,Fe)_7C_3$ із мікротвердістю 1480…1690 HV_{50}. Металева основа цього чавуну являла собою легований мартенсит із твердістю 510…560 HV_{50}.

Таблиця 5.2 – Склади чавунів під час оброблення яких знос різця мав мінімальне та максимальне значення

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
I_P, мкм/м	мінімальний	0,18	1,09	14,80	2,30	1,21
	максимальний	47,61	3,91	25,57	5,40	0,19

Збільшення нікелю сприяло утворенню аустеніту, не схильного до наклепу, що покращувало оброблюваність чавуну. Найкращу оброблюваність різанням із мінімальним зносом різця (0,18 мкм/м) мав чавун із вмістом 1,09 % C, 14,8 % Cr, 2,3 % Mn та 1,21 % Ni, що забезпечувало утворення карбідної евтектики замість суцільної сітки цементиту та аустенітної основи, не схильної до наклепу. Вплив хімічних елементів на знос різця під час обробки чавуну різанням, за такого їх вмісту на різних рівнях легування, як: 1,1 % C, 2,5 % C та 3,9 % C; хрому – 11,5 %, 18,5 % та 25,5 %; марганцю – 0,6 %, 3,0 % та 5,4 %; нікелю – 0,2 %, 1,6 % та 3,0 %, наведено на рис. 5.13–5.15.

Вплив вуглецю на оброблюваність чавуну різанням тісно пов’язаний із процесами карбідоутворення та впливом інших легувальних елементів на його розчинність в основі та морфологію карбідної фази. У чавунах, що містили до 1,1 % вуглецю, підвищення вмісту марганцю до 3 %, незалежно від кількості інших елементів, покращувало оброблюваність чавуну. При збільшенні кількості вуглецю до 2,5 % підвищення вмісту марганцю в чавуні погіршувало оброблюваність чавуну, незалежно від кількості інших елементів. Вплив хрому на оброблюваність чавуну пов’язаний із вмістом вуглецю. Так, при 1,1 % C оптимальна кількість хрому становить 14,8 %, при 2,5 % C – близько 17 %, а при 3,9 % C – 19 % (див. рис. 5.14). Збільшення вмісту нікелю покращувало оброблюваність чавунів, що містили понад 2,5 % вуглецю. У чавунах із вмістом 1,1 % C збільшення кількості нікелю до 1,2 % покращувало оброблюваність чавуну із вмістом 2,3 % марганцю (див. табл. 5.2).

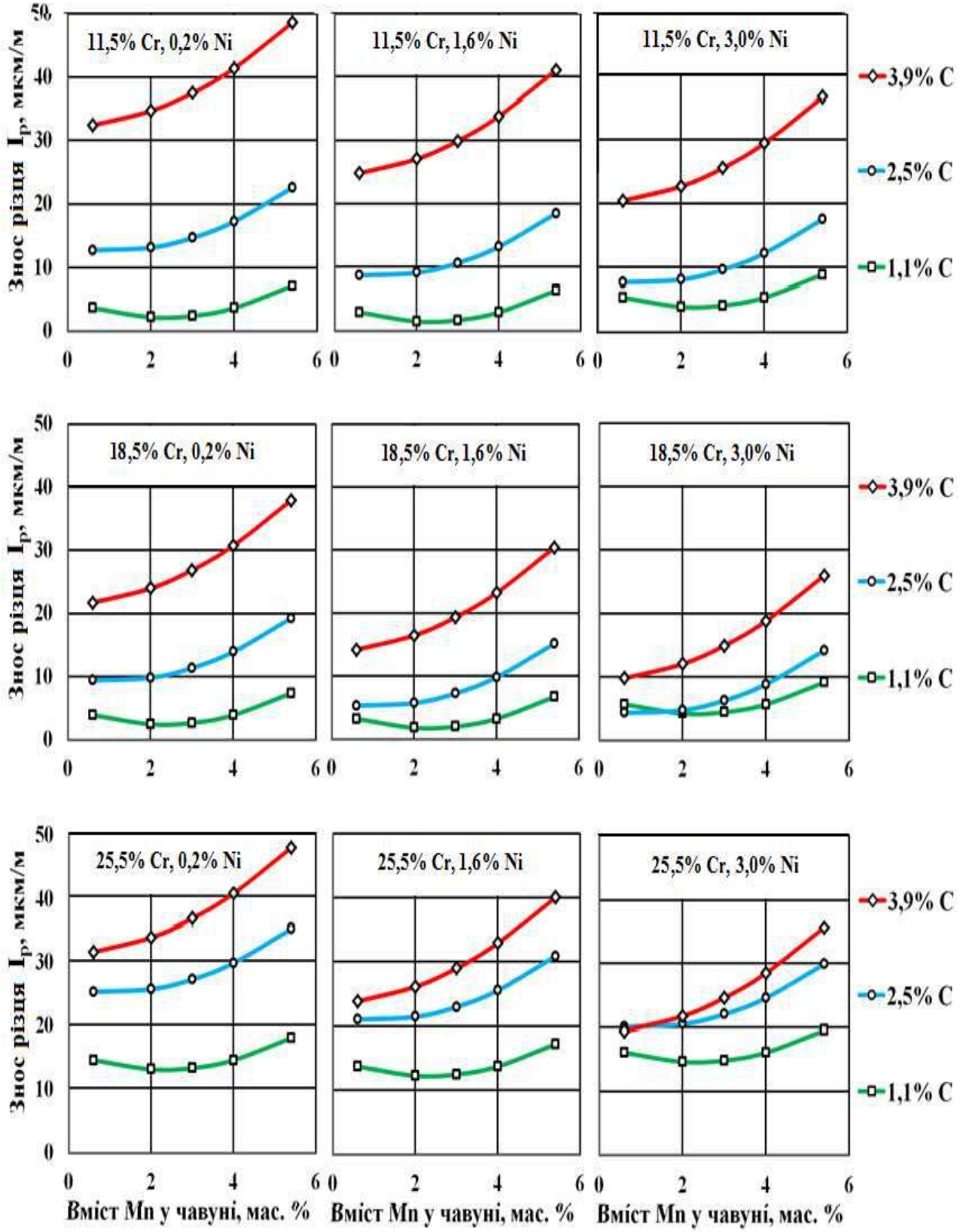


Рисунок 5.13 – Вплив марганцю на знос різця на різних рівнях вуглецю (1,1, 2,5% і 3,9), хрому (11,5 %, 18,5 % і 25,5 %) та нікелю (0,2 %, 1,6 % і 3,0%)

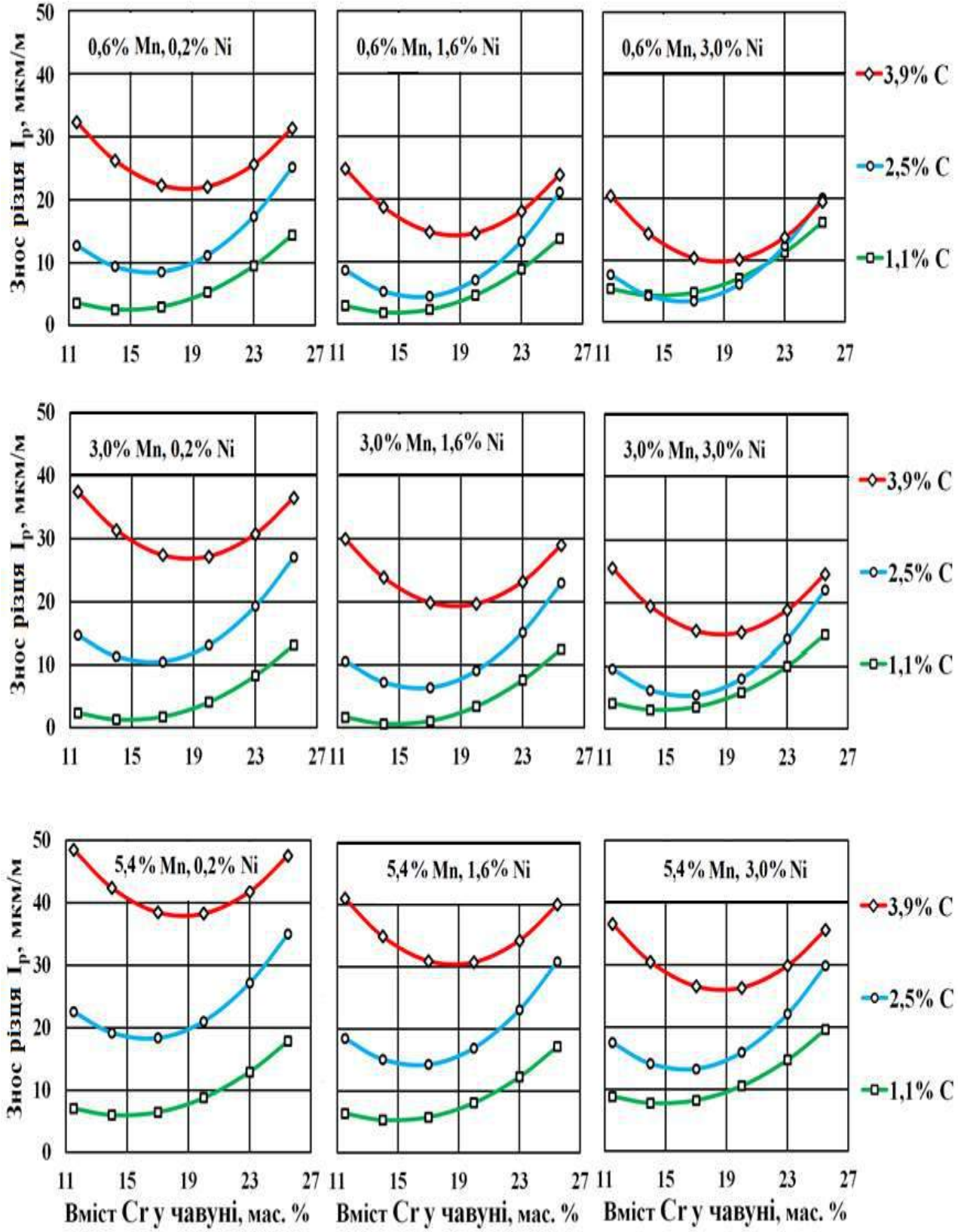


Рисунок 5.14 – Вплив хрому на знос різця на різних рівнях вуглецю (1,1 %, 2,5 % і 3,9 %), марганцю (0,6 %, 3,0 % і 5,4 %) та нікелю (0,2 %, 1,6 % і 3,0 %)

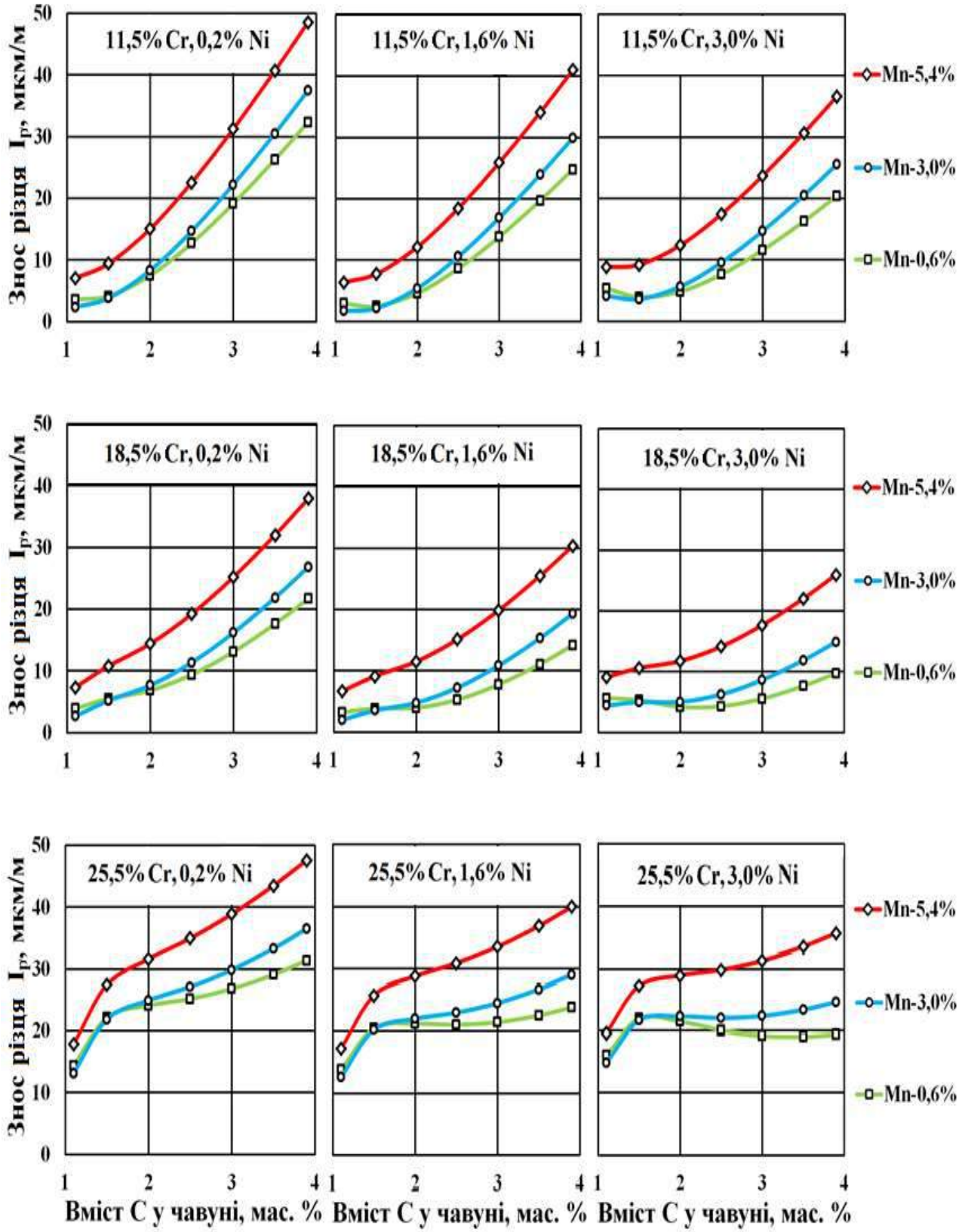


Рисунок 5.15 – Вплив вуглецю на знос різця на різних рівнях хрому (11,5 %, 18,5 % і 25,5 %), марганцю (0,6 %, 3,0 % і 5,4 %) та нікелю (0,2 %, 1,6 % і 3,0%)

Вплив хрому та вуглецю на зношування різця за вмісту 3,0 % марганцю та 1,6 % нікелю наведено на рис. 5.16. Отримана залежність дає змогу регулювати вміст легувальних елементів у чавуні для забезпечення необхідної структури та властивостей, а саме задовільної оброблюваності у стані литва без термічної обробки та високої зносостійкості після нормалізації. Отримані дані щодо впливу хрому, марганцю та вуглецю на оброблюваність чавунів різанням коригуються із даними [255], що були отримані для чавунів, які не містили нікелю.

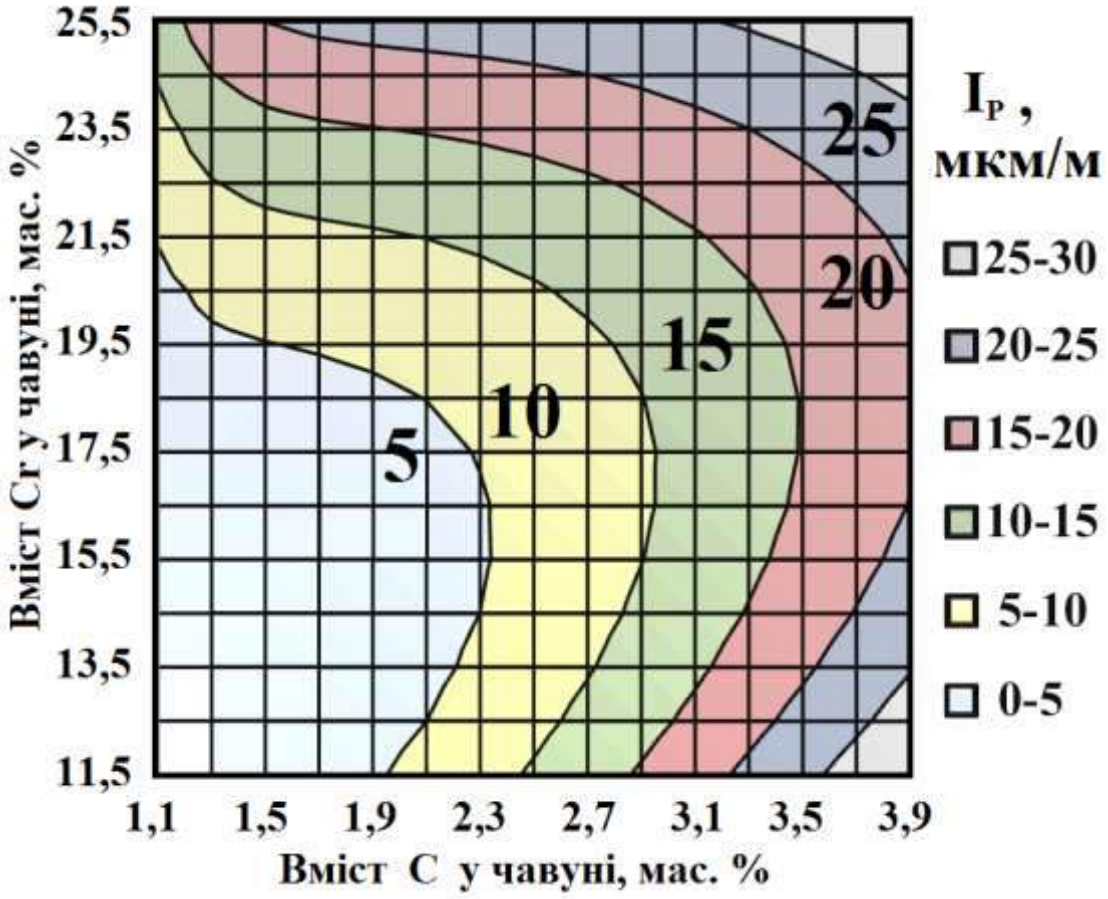


Рисунок 5.16 – Вплив Cr та C на зношування різця за вмісту у чавуні 3,0 % Mn та 1,6 % Ni

Вплив нікелю на оброблюваність чавуну різанням пояснюється твердорозчинним зміцненням металевої основи. Оптимально концентрація нікелю відповідає його максимальній розчинності в основі, що залежить від вмісту ін-

ших елементів. При збільшенні вмісту вуглецю оптимальний вміст нікелю збільшувався до максимальної концентрації 3,0 %. За низького вмісту нікелю (0,2 %) збільшення вуглецю погіршувало оброблюваність чавуну різанням. У чавунах, що містили 25,5 % хрому та 0,2 % нікелю, не залежно від вмісту марганцю, збільшення вуглецю до 1,5 % значно підвищувало інтенсивність зношування різця. Подальше зростання вмісту вуглецю у цих чавунах збільшувало зношування різця з меншою інтенсивністю. У чавунах із вмістом 25,5 % хрому, 3,0 % нікелю та 0,6…3,0 % марганцю інтенсивність зношування різця при збільшенні в чавуні вуглецю понад 1,5 % не підвищувалася і навіть зменшилась за вмісту 0,6 % марганцю. Такий вплив вуглецю на оброблюваність високохромистих чавунів, додатково легованих нікелем та марганцем, пояснюється процесами карбідоутворення. При збільшенні вуглецю до 1,5 % на межах зерен утворювались карбіди $(Cr,Fe)_{23}C_6$ та $(Cr,Fe)_7C_3$ із значною твердістю. За вмісту вуглецю понад 2,36 % (див. рис. 5.10) структура чавуну містила значну кількість карбідів із твердістю понад 1000 HV та м'яку металеву основу із твердістю 250…300 HV. Схема впливу структури на характер навантаження та зусилля різання, що виникають у різці під час різання зносостійких чавунів, наведено на рис. 5.17.

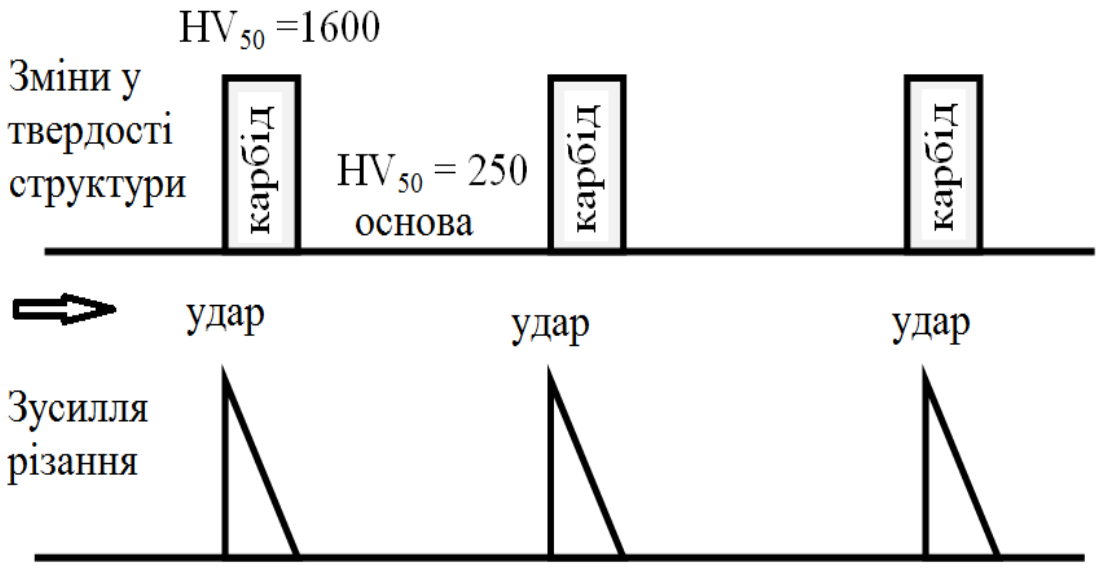


Рисунок 5.17 – Схема впливу структури (твердості основи та карбідів) на характер різання

Отже, структура високохромистих чавунів, що складається із м'яких (металева основа) та твердих (евтектика, окремі карбіди) зон призводить до циклічного ударного навантаження на різець, що спричинює його утомне руйнування і, відповідно, зростання зносу.

5.3. Висновки

1. Знос різця за механічної обробки високохромистих чавунів визначався:

- кількістю карбідної фази в чавуні (вмістом вуглецю);
- вмістом легувальних елементів, що впливали на розчинність вуглецю в металевій основі (кількість карбідів) та процеси карбідоутворення (формування карбідної евтектики та зміцнення карбідних фаз);
- здатністю металевої основи до утворення аустеніту, схильного до наклепу.

2. Виявлено, що під час різання відбувається значна пластична деформація поверхневих шарів, що подрібнює первинні карбіди та сприяє появі значної кількості структурних дефектів. Механічна обробка різанням лезовим інструментом рекомендована тільки для підготовки базових поверхонь.

3. Встановлено, що під час механічної обробки чавунів різанням (точінням) розмір поверхневої зони зміцнення залежав від глибини різання, виду механічної обробки та нагріву виробу. Відсутність охолодження сприяла процесам зниження твердості поверхневих шарів.

4. Легування хромом сприяло утворенню карбідної евтектики, що руйнувала суцільну сітку ледебуриту та зменшувала зношування різця. Опти-

мальна кількість хрому в чавуні залежала від вмісту вуглецю та становила: при 1,1 % С – 14,8 % Cr; при 2,5 % С – близько 17 % Cr; і при 3,9 % С – 19 % Cr.

5. Вплив марганцю на знос різця визначався його впливом на розчинність вуглецю в металевій основі, що зменшувала кількість карбідів, та здатністю утворювати аустеніт, схильний до наклепу. За вмісту в чавуні 1,1 % С зростання марганцю до 2 % збільшувало розчинність вуглецю в основі, що сприяло зменшенню зносу різця. При збільшенні кількості марганцю в чавуні переважала його здатність утворювати аустеніт, схильний до наклепу, що призводило до зростання зносу різця.

6. Легування нікелем сприяло утворенню аустеніту, несхильного до наклепу, що зменшувало знос різця. У чавунах із феритною основою легування нікелем до 1,2 % (у межах його розчинності у фериті) покращувало оброблюваність.

7. Отримано регресійну залежність зносу різця від вмісту в чавуні C, Cr, Mn та Ni, що дало змогу розробити склад зносостійкого чавуну з підвищеною оброблюваністю різанням, на який отримано Патент 113363 Україна.

Дані, що відображені в цьому розділі, опубліковано в працях [246], [257], [259], [260], [263].

РОЗДІЛ 6
ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ОПІР ЧАВУНУ АГРЕСИВНОМУ СЕРЕДОВИЩУ

6.1 Вплив корозійного середовища на руйнування високохромистих чавунів

Вироби із ЗЧХ працюють в умовах абразивного та гідроабразивного зношування, а також в умовах впливу корозійного середовища. Вивчення особливостей руйнації і зношування, а також впливу легувальних елементів на опір виробів із чавунів до дії агресивного середовища дає змогу розробляти сплави з підвищеними експлуатаційними властивостями для конкретних умов експлуатації. Хімічний склад досліджуваних чавунів наведено в табл. 2.1. Дослідження впливу корозійного середовища на втрати маси чавунів виконували за методикою, наведеною в розділі 2.

Корозійне руйнування ЗЧХ у переважній більшості починається на межі розділу фаз карбід – основа. Корозійна стійкість сталей та чавунів визначається вмістом хрому в основі. Під час трансформацій карбідної фази або $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворень заліза змінюється розчинність хрому в металевій основі та виникає хімічна неоднорідність розподілу хрому. Це призводить до зниження концентрації хрому в локальних об’ємах металевої основи (менше ніж 12 %), що сприяє корозійному руйнуванню.

Аналіз зон руйнування виявив, що в досліджених чавунах мали місце загальна та місцева корозії. У всіх досліджуваних чавунах тією чи іншою мірою спостерігались різні види корозії. Загальна корозія (рис. 6.1) виникала на поверхні виробів з чавуну, що мали 100 % феритну або аустенітну основу. Така корозія є головною в чавунах із низьким вмістом вуглецю або чавунах, що містять більше ніж 12 % хрому в металевій основі. Загальна корозія вражала тільки металеву основу. Карбідні фази, що мали більший вміст хрому, не зазнали її

впливу. У чавунах із низьким вмістом вуглецю та вмістом хрому, що забезпечує утворення карбідів $Me_{23}C_6$, а також у ЗЧХ, додатково легованих марганцем, у зонах на межі розподілу фаз та межах зерен виникала корозія, подібна до міжкристалічної (рис. 6.2). За таких умов мало місце викришування карбідів (див рис. 6.2).

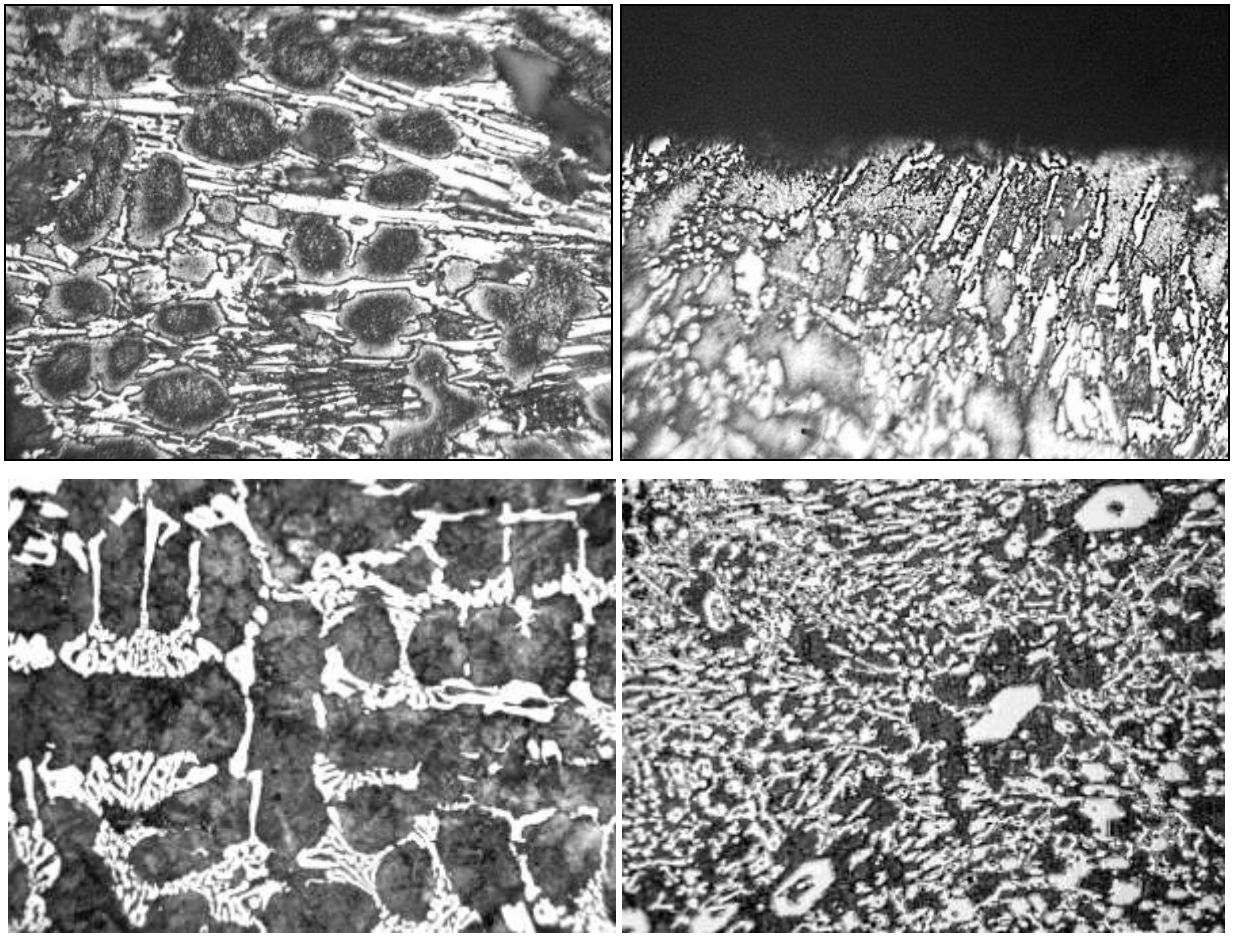


Рисунок 6.1 – Загальна корозія у різних ЗЧХ, х400

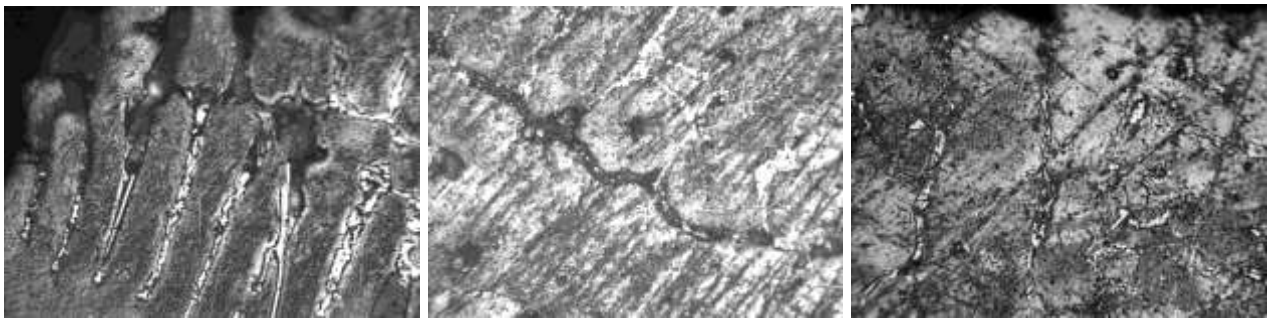


Рисунок 6.2 – Корозія на межі розділу фаз карбід – основа із викришуванням карбідів, х400

У чавунах, що мали концентрацію хрому в основі менше ніж 12 % або мали ділянки основи із різним вмістом хрому, меншим і більшим за 12 %, виникала нерівномірна загальна корозія, що поступово перетворювалася на виразкову корозію (рис. 6.3). Цей вид корозії виникав на межі розподілу фаз або в зонах, збіднених на хром, та поступово поширювався, що призводило до викришування цілих фрагментів (див. рис. 6.3).

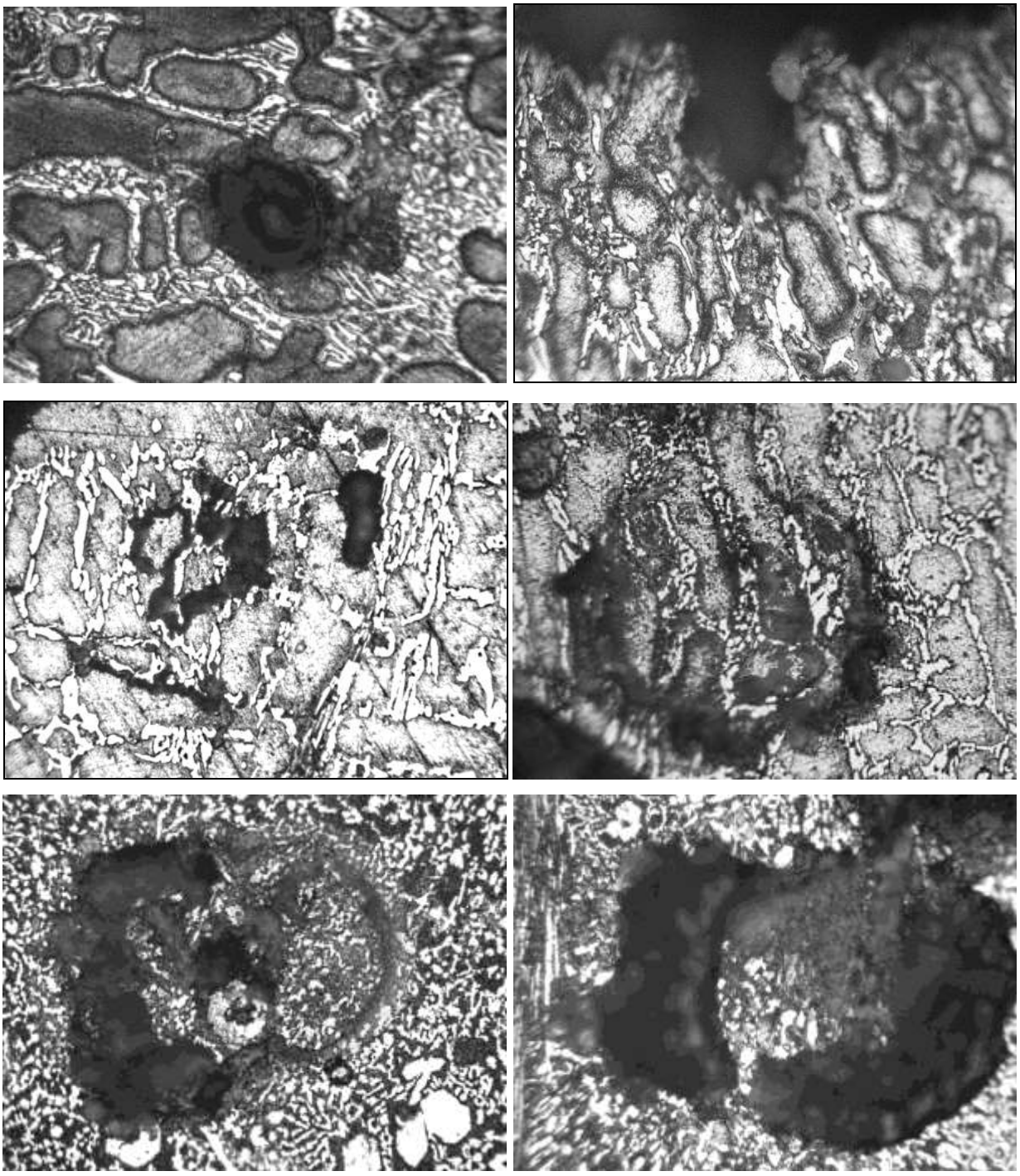


Рисунок 6.3 – Виразкова корозія різних ЗЧХ, х 400

У чавунах із вмістом марганцю до 1,6 % біля карбідів у безпосередній близькості були виявлені зони, що не кородували (рис. 6.4). Корозійне руйнування основи всередині евтектичних колоній також не відбувалося. Це може бути пояснено тим, що в цих зонах вміст хрому перевищував 12 %.

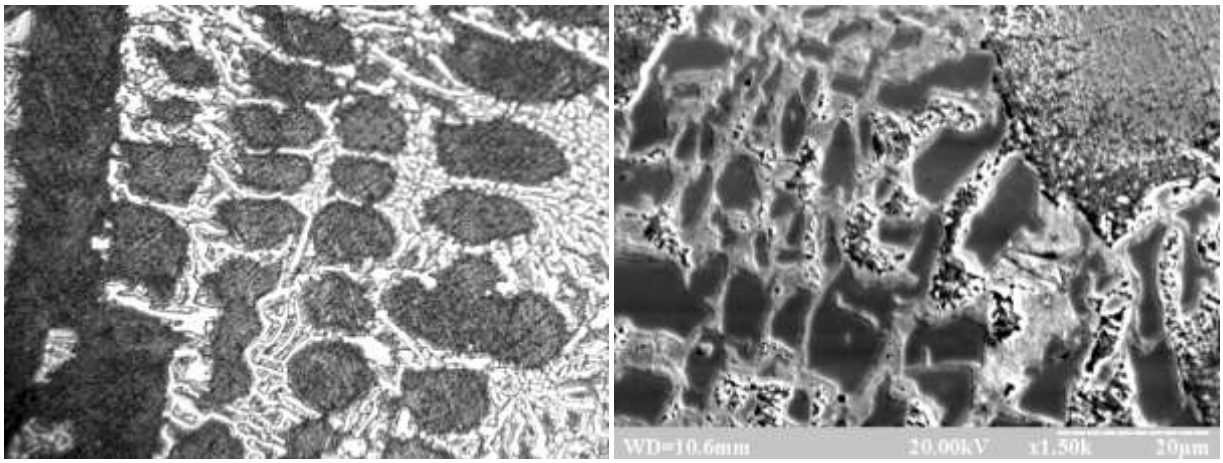


Рисунок 6.4 – Зони біля карбідів та всередині евтектичних колоній, що не кородували, х400, х1500

Збільшення вмісту марганцю в чавуні сприяло змінам у корозійному процесі у зонах біля карбідів. Так, у чавуні, що вмістив близько 2,0 % марганцю, основа всередині евтектики та біля карбідів кородувала значно більше, ніж у зонах всередині зерен (рис. 6.5). Стійка оторочка біля карбідів була майже відсутня.

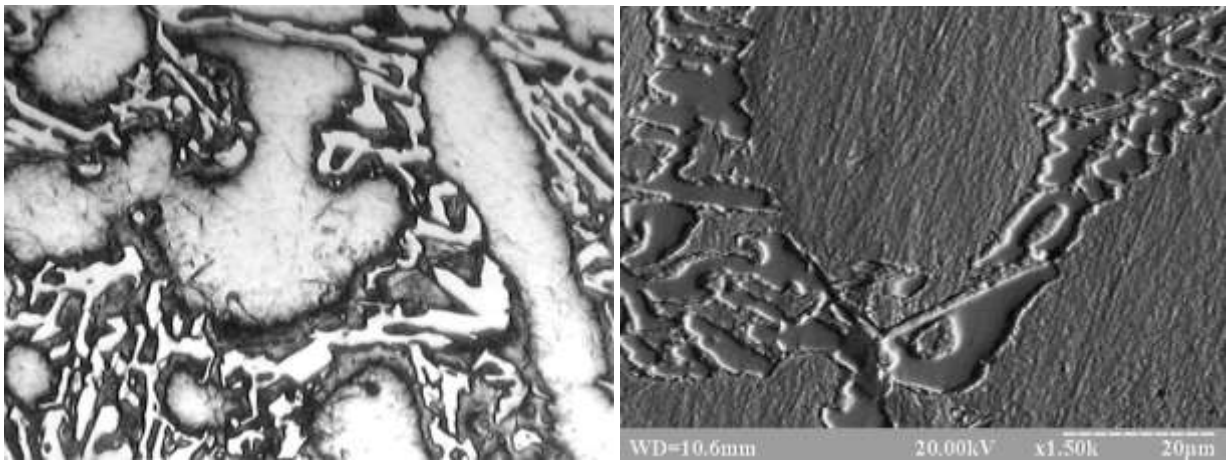


Рисунок 6.5 – Зони біля карбідів та всередині евтектичних колоній, що кородували більше за центральні зони зерен, х600, х1500

На основі проведеного аналізу дійшли висновку, що руйнування чавунів починається на межі розділу фаз карбід – основа. Характер корозійного руйнування залежав від хімічного складу чавуну, а саме вмісту хрому та марганцю у зонах біля карбідів та всередині евтектичних колоній, а також процесів формування цих зон, розподілу та перерозподілу елементів між фазами під час кристалізації, охолодження виливка у формі й термічної обробки.

6.2 Вплив хімічного складу чавуну на опір дії корозійного середовища

Вплив корозійного середовища, а саме втрати маси, досліджували із застосуванням методів математичної статистики. Під час математичної обробки було отримано регресійну залежність втрати маси (I_K) при корозії в середовищі HCl із pH = 2,5 від вмісту C, Cr, Mn, та Ni, що має такий вигляд:

$$I_K = 0{,}6882C – 0{,}6509Cr – 1{,}3049Ni + 0{,}0276Mn^2 + 0{,}0126Cr^2 + 0{,}349Ni^2 – $$
$$– 0{,}1849C\,Mn + 0{,}0185Mn\,Cr + 8{,}93, \text{ г/м}^2\text{год}. \quad (6.1)$$

Склади чавунів, що мали максимальні та мінімальні втрати маси зразків при корозії в середовищі HCl із pH = 2,5, наведено в табл. 6.1. Найменшу швидкість корозії 0,19 г/м^{2}год мав чавун із мінімальним вмістом C (1,09 %) та Mn (0,6 %) за максимального вмісту Cr (25,57 %) при 1,87 % Ni. Найбільша швидкість корозії відбувалася в чавуні, що містив 3,91 % C, 11,43 % Cr, 0,6 % Mn та 0,19 % Ni. Ці дані відповідають класичним уявленням про корозійні процеси руйнування виробів із ЗЧХ. Однак вироби із цих сплавів використовують у складних умовах експлуатації, тому вони мають задовольняти багатьом вимогам при заданому рівні швидкості корозії. Відтак влив елементів на швидкість корозії потребує більш детального дослідження.

Таблиця 6.1 – Хімічні склади чавунів із максимальною та мінімальною втратою маси за корозії – I_K

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
I_K, г/м^{2}год	Мінімальний	0,19	1,09	25,49	0,60	1,87
	Максимальний	5,29	3,91	11,43	0,60	0,19

Вплив легувальних елементів на швидкість корозії (I_K) за їх різного вмісту наведено на рис. 6.6–6.8. Збільшення вмісту хрому в чавунах підвищувало його концентрацію в основі, що зменшувало втрати маси за корозії. У чавунах, що містили 0,6 % марганцю та 0,2 % нікелю, різке зменшення втрат маси відбувалося за підвищення вмісту хрому до 23 %. Під час подальшого зростання хрому швидкість корозії стала постійною і більше не зменшувалася (див. рис. 6.6).

Підвищення вмісту марганцю в чавуні сприяло збільшенню втрати маси. У чавуні із вмістом 5,4 % марганцю зменшення швидкості корозії відбувалося при збільшенні кількості хрому понад 20 %. Подальше збільшення хрому погіршувало корозійну стійкість чавуну через утворення високохромистих карбідів. Формування таких карбідів зменшувало вміст хрому в зонах металевої основи біля карбідів. Такі зміни відбувалися в чавунах за впливу хрому і марганцю на процеси формування карбідної фази та зон металевої основи біля карбідів (див. розділ 3).

Збільшення у чавунах вмісту нікелю до 1,9 % зменшило втрати маси до мінімально можливого рівня (див табл. 6.1). При такій концентрації відбувалось твердорозчинне насичення металевої основи нікелем. Під час подальшого зростання нікелю в чавуні розчинність вуглецю в металевій основі почала зменшуватися, що сприяло додатковому утворенню карбідної фази та призвело до збіднення основи на хром, внаслідок чого швидкість корозії почала зростати.

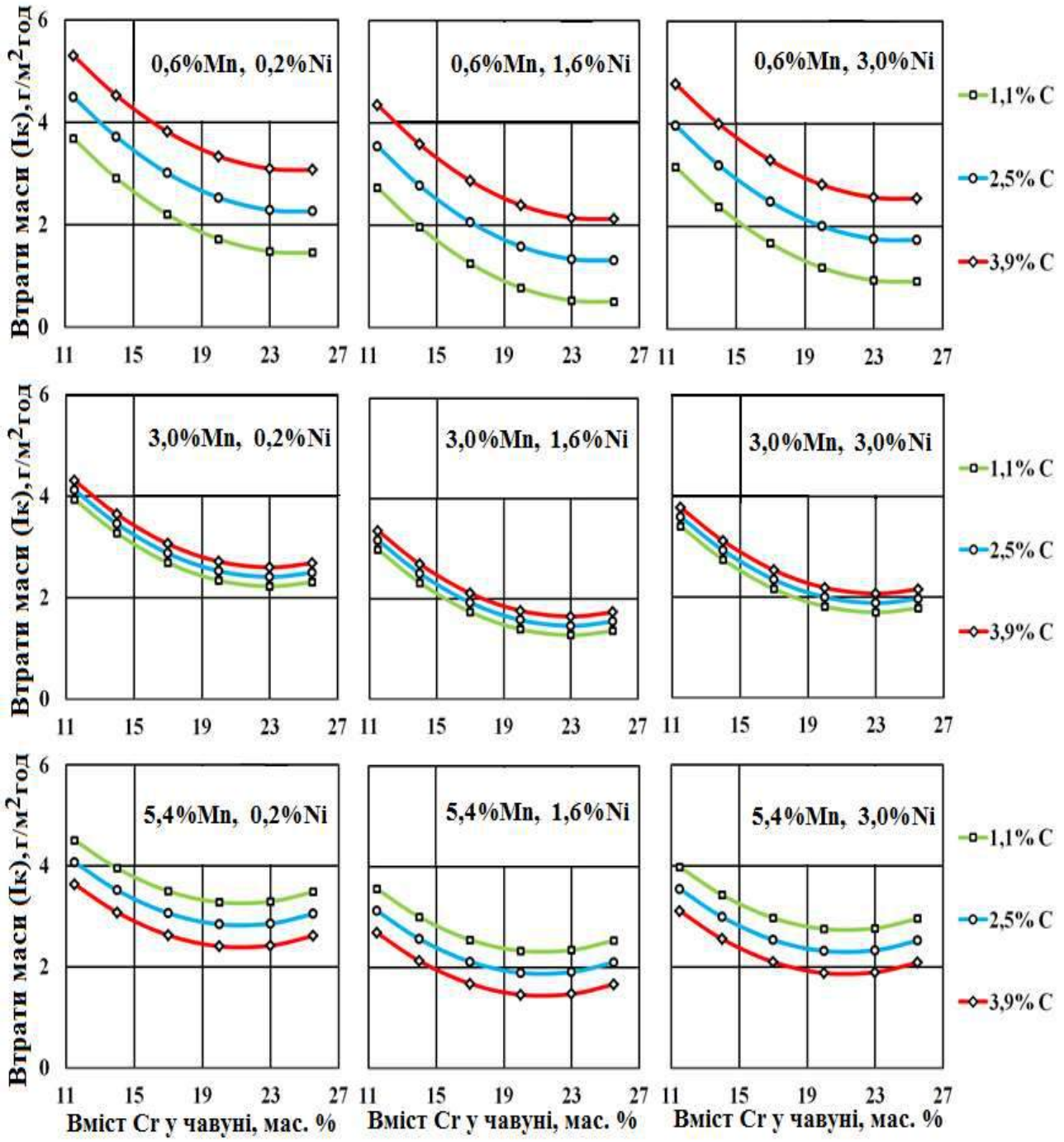


Рисунок 6.6 – Вплив Cr на втрати маси від корозії за різного вмісту C, Mn та Ni

Оптимальний вміст нікелю (1,87 %) відповідав максимальній його розчинності у фериті. При зміні типу основи оптимальний вміст нікелю змінювався. Підвищення кількості вуглецю з 1,1 % до 3,9 % збільшувало втрати маси (див. рис. 6.6 – 6.7).

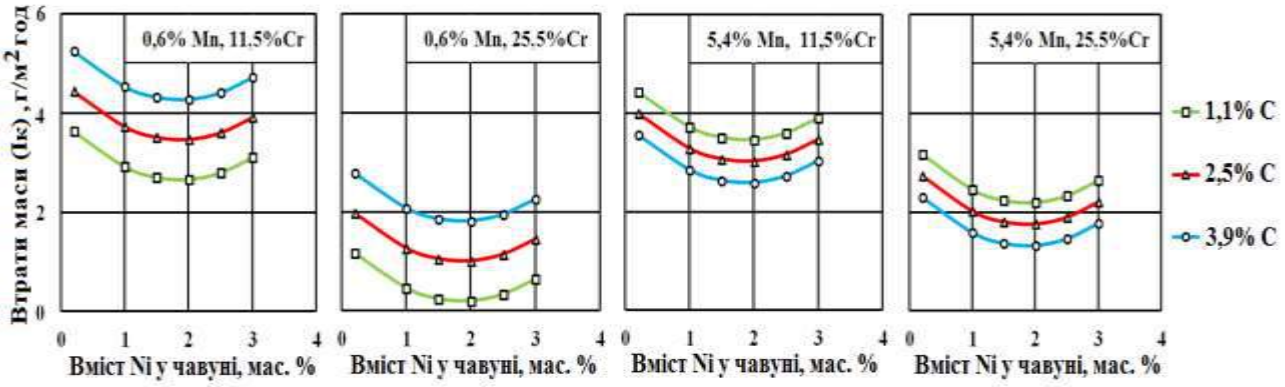


Рисунок 6.7 – Вплив Ni на втрати маси від корозії за різного вмісту C, Cr та Mn

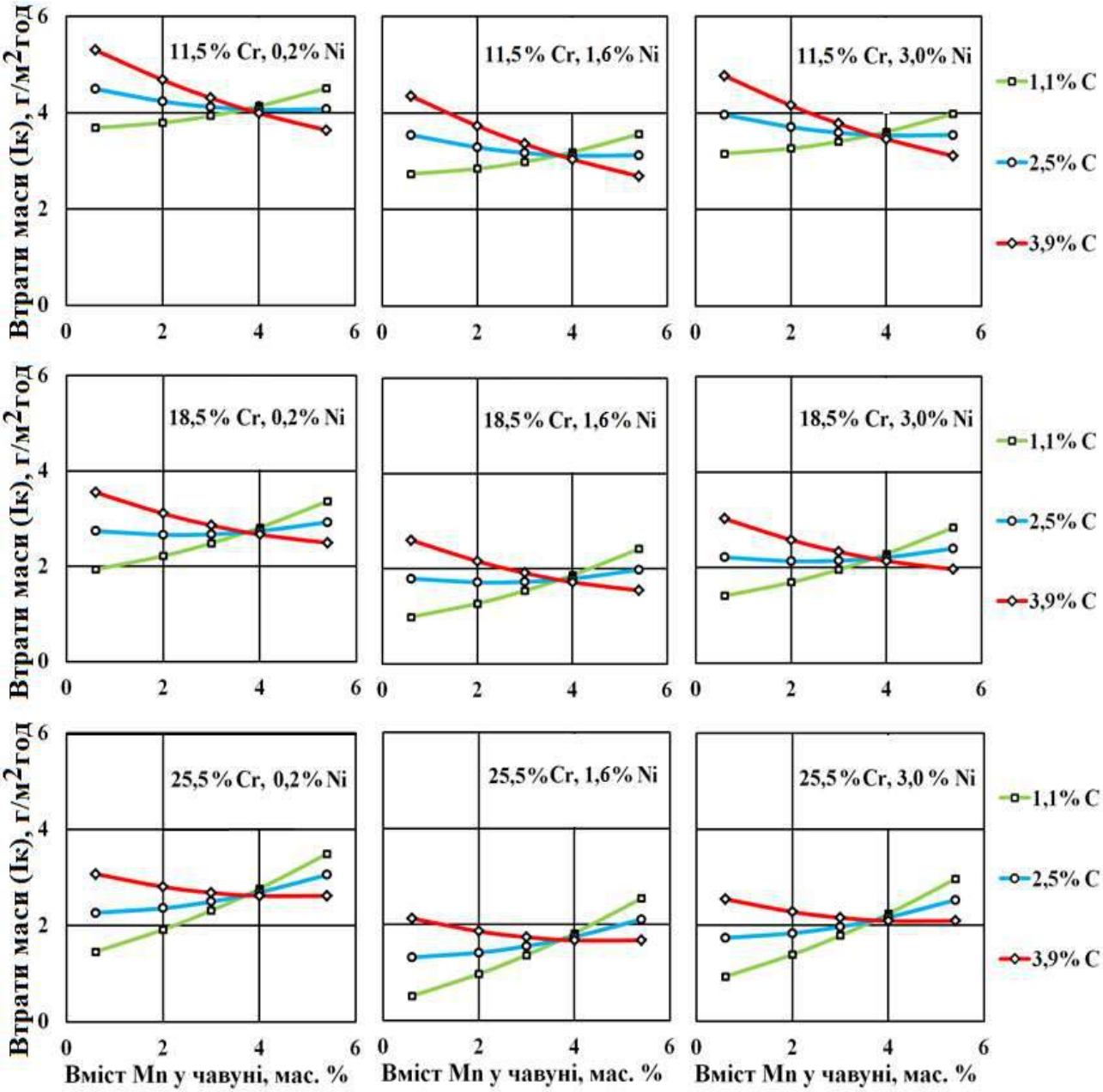


Рисунок 6.8 – Вплив Mn на втрати маси від корозії за різного вмісту C, Cr та Ni

Вплив вуглецю пояснюється тим, що він утворює карбіди, які містять хром у значній кількості за рахунок зменшення його вмісту в основі. Таким чином, при утворенні цементиту, що містить мінімальну кількість хрому, корозійна стійкість чавуну буде підвищуватися, а при утворенні високохромистих карбідів Me_7C_3, і особливо $Me_{23}C_6$, – знижуватися. Слід зауважити, що утворення карбідів Me_7C_3 зменшує загальну кількість карбідної фази, що може позитивно вплинути на корозійну стійкість.

Вплив марганцю на корозійні процеси пояснюється його здатністю утворювати карбіди та стабілізувати аустенітну основу чавунів. Марганець входить до складу карбідів, що утворюються в рідкому стані, та під час охолодження виливка у формі заміщується хромом. Внаслідок цього вміст хрому в карбідах підвищується, а в металевій основі біля карбідів зменшується за підвищенням вмісту марганцю, що був заміщений хромом. Збільшення вмісту марганцю в зонах біля карбідів зумовлює утворення аустеніту (γ- Fe) із максимальною розчинністю хрому 11,7 %, що недостатньо для забезпечення корозійної стійкості.

Збільшення вмісту марганцю пришвидшує корозійний процес у чавунах із 1,1 % С, а в чавунах, що містять 3,9 % С, зменшує. За значного вмісту вуглецю утворюються карбіди цементитного типу, що містять до 20 % Cr та 30 % Mn. Зменшення вмісту хрому у карбідах збільшує його концентрацію в основі, що позитивно впливає на опір чавуну до корозії. Значна розчинність марганцю в цементиті нейтралізує його негативний вплив на перерозподіл хрому. Марганець за вмісту 2,5 % вуглецю (див. рис. 6.8) незначно зменшував швидкість корозії в чавуні, що містив 11,5 % хрому, а в чавуні із 25,5 % хрому – збільшував. Слід зауважити, що корозійні втрати маси чавуну із 11,5 % хрому були майже вдвічі більші порівняно з чавуном, що містив 25,5 % хрому.

Такий характер впливу марганцю пояснюється тим, що в чавунах при 11,5 % хрому переважає властивість марганцю до утворення аустеніту та збільшення розчинності вуглецю в основі, що сприяє зростанню хрому в основі та призводить до рівномірної корозії. У чавунах, що містили 25,5 % хрому, збіль-

шення кількості марганцю призвело до утворення біля карбідів зон, збіднених на хром та збагачених марганцем, що збільшило втрати маси.

6.3 Абразивне та гідроабразивне зношування виробів із високохромистих чавунів

Зношування чавунів в умовах сухого тертя під впливом щебеню та електрокорунду не призвело до значних втрат маси зразків. За таких умов максимальні втрати маси становили до 0,5 грам. Поверхня зразків стала матовою. Під час випробувань відбулося руйнування поверхні щебеню (рис. 6.9) та подрібнення корунду (рис. 6.10) із утворенням значної кількості пилу.



Рисунок 6.9 – Щебінь до випробувань (зліва) та після (справа)



Рисунок 6.10 – Електрокорунд до випробувань (зліва) та після (справа)

Чавуни різного хімічного складу (табл. 6.2) у стані литва без ТО та після різних видів ТО перебували під дією гідроабразивного середовища за методикою, наведеною в розділі 2. Після гідроабразивного зношування електрокорундом у середовищі води із pH = 8 поверхня окремих зразків зазнала значних пошкоджень (рис. 6.11).

Таблиця 6.2 – Хімічний склад чавунів

№ з /п	Марка чавуну	Вміст елементів, мас. %				
		C	Cr	Mn	Ni	Si
1	110Х18Г2Н	1,09	18,33	1,99	1,28	0,90
2	350Х22Г	3,54	21,07	1,35	0,13	0,96
3	300Х28Н2	3,01	29,68	0,72	1,95	0,92
4	250Х12Г3Н3	2,55	11,91	3,80	2,76	1,08
5	300Х18ГН	2,93	18,39	0,77	1,39	1,31
6	300Х18Г2Н	2,94	18,51	1,64	1,29	1,02
7	210Х22Г5	2,12	22,06	4,82	0,16	0,98
8	320Х18Г5	3,26	18,44	5,71	0,14	1,23
9	320Х20Г5Н3	3,33	20,23	5,53	2,69	1,12
10	250Х22Г2Н2	2,48	23,41	1,51	1,88	0,99



Рисунок 6.11 – Вигляд поверхні зразків різних чавунів після гідроабразивних випробувань

Вплив гідроабразивного середовища на поверхню зразків складався із механічного впливу абразивних частинок, що рухалися у потоку рідини (пульпи) під час перемішування, ефекту Ребіндера, що виникав під час контакту поверхні з рідиною, та мікрогальванічних пар, що виникали між зонами з різним вмістом хрому та електрохімічним потенціалом. При рівномірному зношуванні з малими втратами маси поверхня зразків була матовою (рис. 6.12 а), тоді як зразки зі значними втратами маси мали розгалужену поверхню із характерним рельєфом та скупченням частинок пульпи у місцях руйнації (рис. 6.12 б).



а б

а – зразок із мінімальними втратами маси (1,58 г/м^{2}год);

б – зразок із значними втратами маси (5,36 г/м^{2}год)

Рисунок 6.12 – Зразки чавунів із різними втратами питомої маси в литому стані

Особливістю руйнації поверхні чавунів за гідроабразивного зношування в середовищі пульпи є те, що одночасно присутні частинки корунду, розмірами 3,5 мм, та дрібні частинки із розмірами до 0,5 мкм. Частинки із розмірами 3,5 мм залишали подряпини на поверхні, подібні до різання під час механічної обробки – стругання (рис. 6.13). Дрібні частинки були подібні до полірувальної пасти, проникали в дефекти поверхні та накопичувалися в зонах руйнації

(див. рис. 6.12 б та рис. 6.14). Абразивні частинки, рухаючись у потоку рідини уздовж дендритів та зон розподілу фаз карбід – основа, руйнували ці зони із утворенням жолобків (рис. 6.15), що поступово перетворювалися на мікротріщини (рис. 6.16).

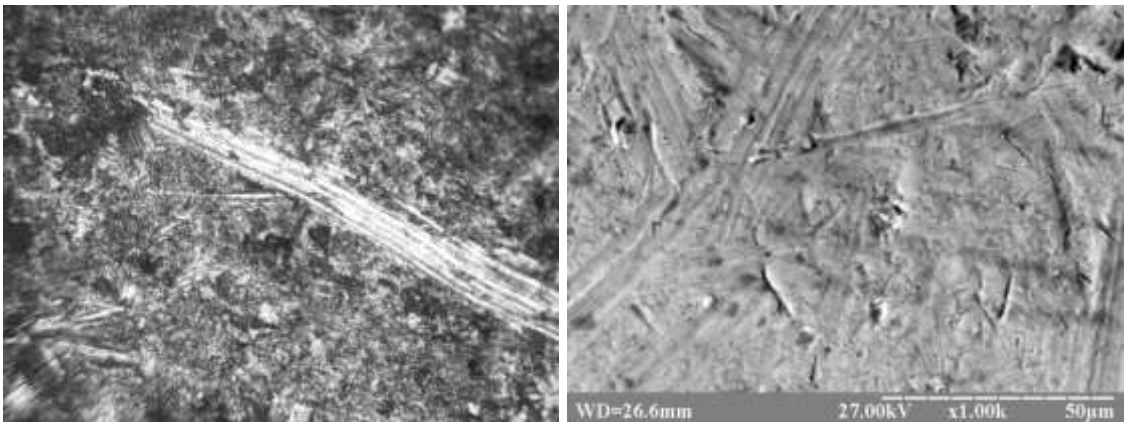


Рисунок 6.13 – Подряпини на поверхні за гідроабразивного зношування, х100

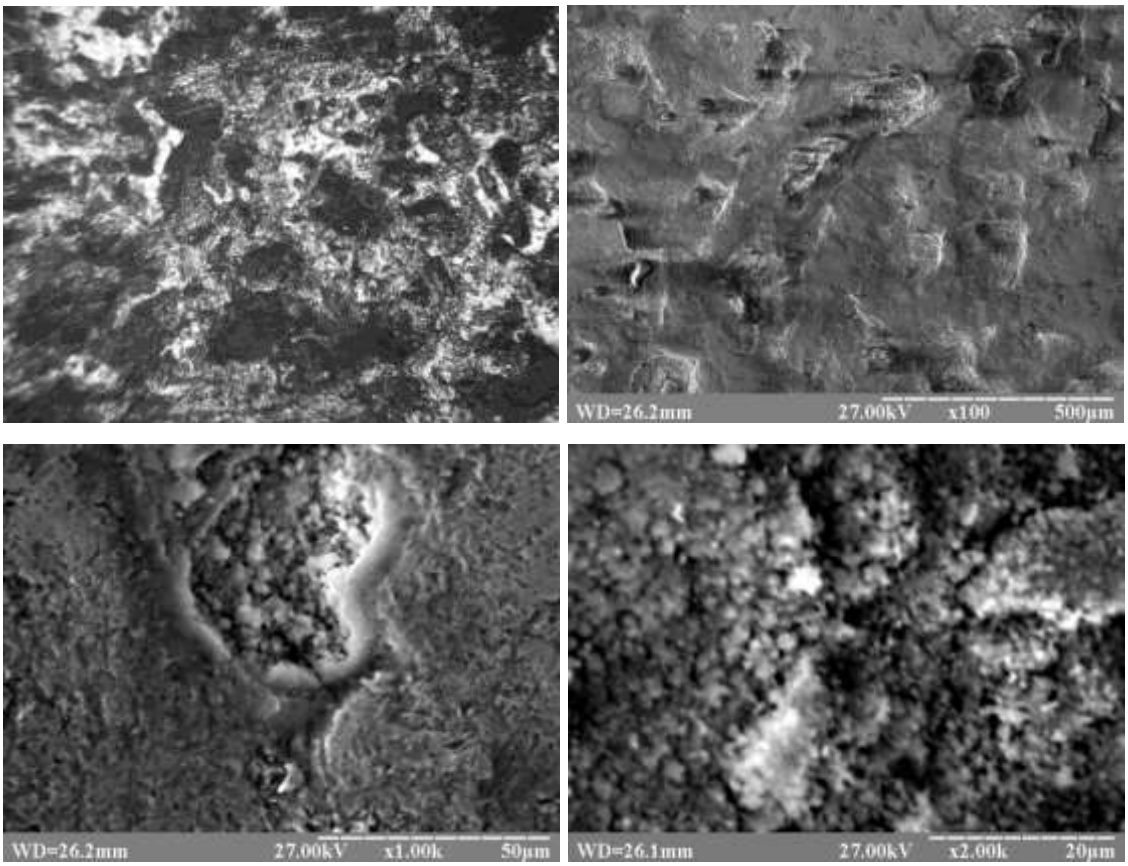


Рисунок 6.14 – Накопичення дрібних часток корунду у зонах руйнації поверхні за гідроабразивного зношування, х100, х1000, х2000

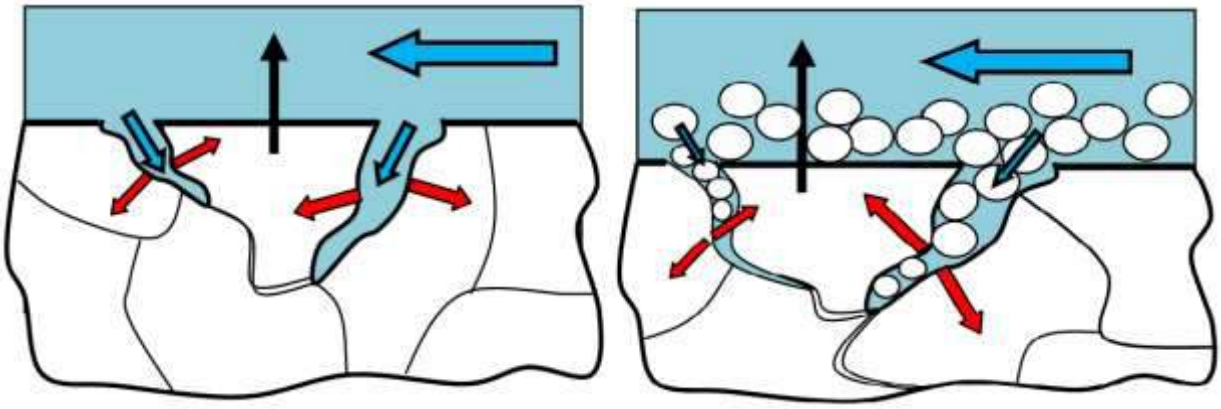


Рисунок 6.15 – Жолобки, утворені рухомими частинками в потоці пульпи



Рисунок 6.16 – Мікротріщини та подряпини на поверхні, що були утворені рухомими частинками в потоці пульпи, х8, х100, х1000

За виникнення ефекту Ребіндера утворювався гідродинамічний клин [169]–[171], що сприяв поширенню тріщин. Рухоме середовище сприяло постійному циклічному утрамбовуванню дрібних частинок корунду в мікродефекти та тріщини (див. рис. 6.14), що посилило руйнівну дію гідродинамічного клину. Схему процесу виникнення гідродинамічного клину та утрамбовування часток пульпи в тріщину, що призводило до відділення цілих фрагментів поверхні, наведено на рис. 6.17.



а б

а – гідродинамічний клин;

б – гідродинамічний клин із утрамбовуванням частинками пульпи до 0,5 мкм

Рисунок 6.17 – Схема руйнації поверхні за гідродинамічного клину

Руйнації поверхні по елементах структури чавунів, а саме уздовж дендритів, по межах зерен та зонах розділу фаз карбід – основа, підтверджуються характерними пошкодженнями поверхні з відокремлюванням цілих фрагментів, що наведені на рис. 6.18. Про руйнування поверхні виробів під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою, по елементах структури чавуну свідчить той факт, що макродефекти, а саме маркування зразків (рис. 6.19) та відбитки після вимірювання твердості HRC (рис. 6.20) не були центрами руйнівних процесів.



Рисунок 6.18 – Руйнація поверхні з відокремленням фрагментів



Рисунок 6.19 – Маркування зразків після гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою



Рисунок 6.20 – Відбитки вимірювання твердості HRC на поверхні зразків після гідро-абразивного зношування в середовищі з пульпою.

Тріщин, що утворювалися у зразках під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою, показано на рис. 6.21. Радіальний напрямок утворення канавок (див. рис. 6.15) та поширення тріщин (див. рис. 6.21) свідчить про те, що структура чавунів значно впливала на процес руйнування під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою. Утворення поверхневих тріщин починалося на межі дендритів або на межі розділу фаз карбід – основа.



Рисунок 6.21 – Тріщини, що утворилися під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою

Під час постійного руху частинок пульпи відбувалося поглиблення зон руйнування. Поверхнева тріщина розповсюджувалася і виходила на край зразка та починала поширюватись на боковій поверхні, що поглиблювало її та призводило до відокремлення фрагменту зразка (див. рис. 6.21).

Потік дрібних абразивних частинок корунду, рухаючись уздовж дендритів або карбідів, подібно до руху по жолобу, розширював та заглиблював зони руйнації особливо на межі розділу фаз карбід – основа (рис. 6.22). Схему руйнації зон біля карбідів показано на рис. 6.23. Процес зношування та руйнації поверхні виробів із чавунів, які мали значну кількість карбідної фази за наявності пульпи в середовищі, відрізняється тим, що під час руху частинки стикалися із перешкодами (шершавість поверхні; карбіди, які виступають, та ін.) та перекочувалися через них або починали рухатися уздовж цих перешкод (див. рис. 6.23 а).

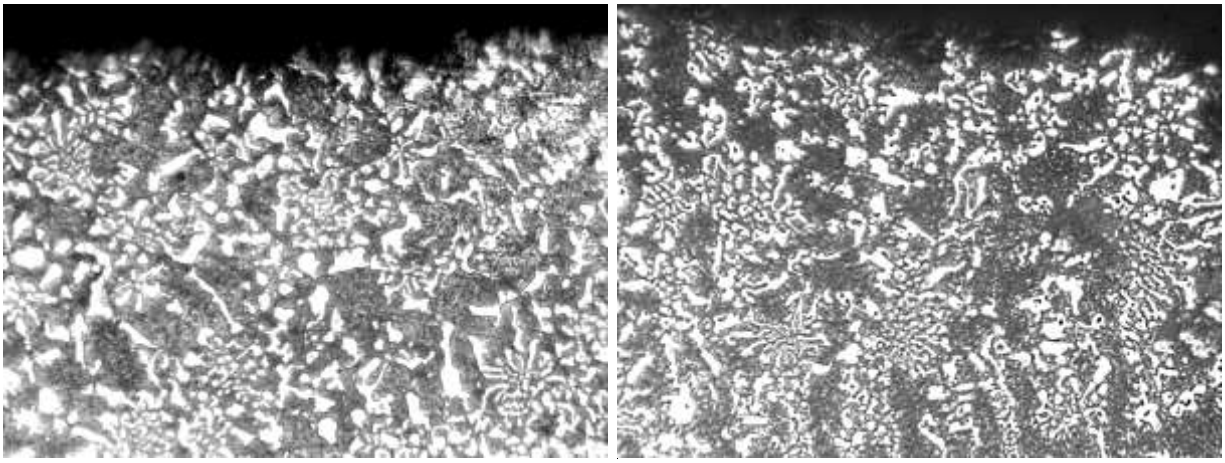
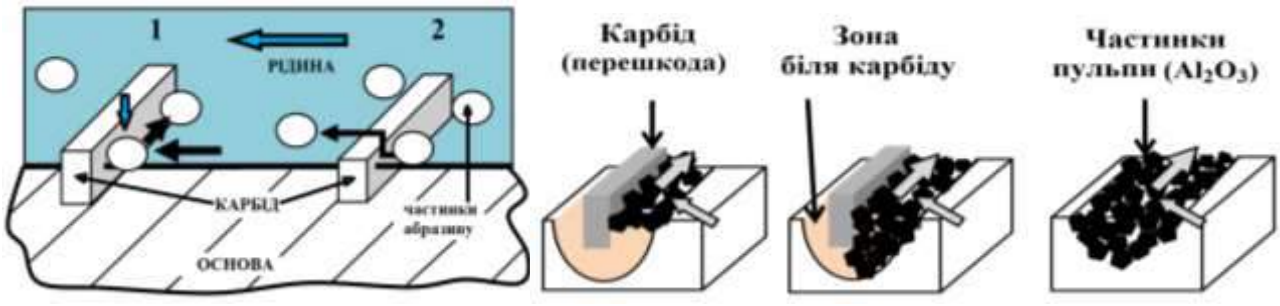


Рисунок 6. 22 – Руйнації поверхні у зонах біля карбідів, х320



а б в г

а – напрямки руху частинок; б – початкова стадія; в – руйнація зони біля карбідів (перешкод); г – утворення канавок з видаленням фрагментів поверхні

Рисунок 6.23 – Схема руйнації зон біля карбідів в середовищі з пульпою

Маючи значну твердість, частинки корунду різали металеву основу уздовж карбідів та поступово утворювали канавки (див. рис. 6.23 б), що призводило до утворення мікротріщин (див. рис. 6.23 в), які поширювалися й сягали значних розмірів та відокремлювали значні об’єми виробів (див. рис. 6.23 г). Руйнування поверхні підсилювалося ефектом Ребіндера, що сприяв руйнаціям на межі розподілу фаз карбід – основа. Внаслідок розклинювальної дії рідини на поверхні утворювалися рихлоти та тріщини (рис. 6.24). Розвиток тріщин, що утворювалися під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою, відбувався з попереднім руйнуванням межі розділу фаз карбід – основа (див. рис. 6.24). Особливістю поширення тріщини під час гідроабразивного зношування було те, що вони змінювали напрямок руху та мали злиття рис. 6.25.

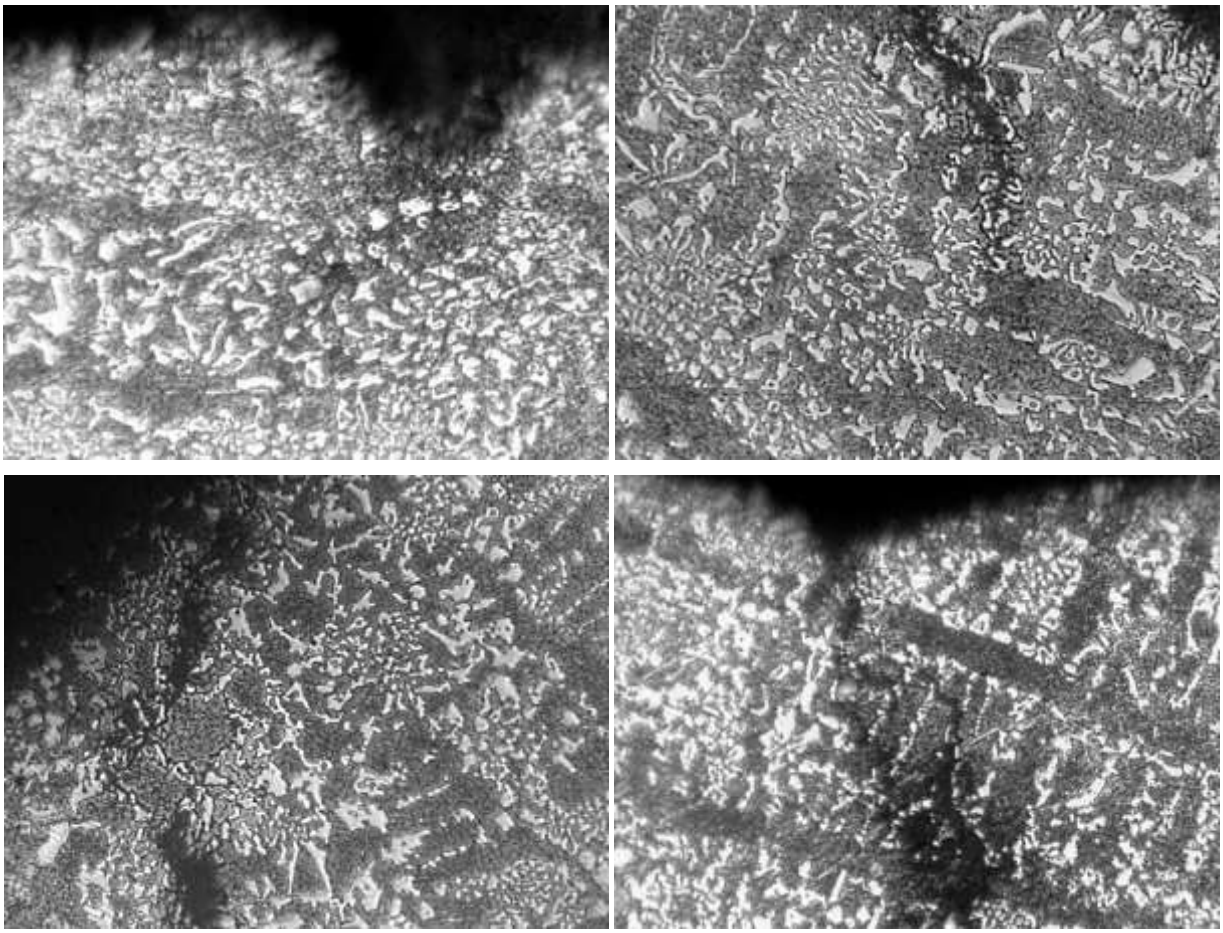


Рисунок 6.24 – Етапи розвитку тріщин, що утворилися під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою, х320



Рисунок 6.25 – Тріщини зі зміною напрямку руху та злиття двох тріщин

Аналіз мікроструктури виявив, що зміни напрямку руху тріщин відбувалися у випадку виникнення перешкоди із скупчення карбідів (евтектичних колоній) або окремих карбідів (рис. 6.26). Бокова поверхня тріщини мала карбіди, що виступали та перешкоджали руху частинок пульпи (рис. 6.27).

Таким чином, основними місцями руйнування під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою під дією ефекту Ребіндера є зони розділу фаз карбід – основа. Ефект Ребіндера сприяв мікроруйнування (гідродинамічний клин) та утворенню рихлоти. Потік дрібних частинок, що рухався уздовж карбідів або евтектичних колоній, видаляв зони рихлоти подібно до механічного різання абразивним інструментом. Отже, рух частинок пульпи в поєднанні з ефектом Ребіндера призводив до виникнення тріщин, що перетинали наскрізь зразки та мали магістральне поширення зі зміною напрямку руху та розгалуженнями.

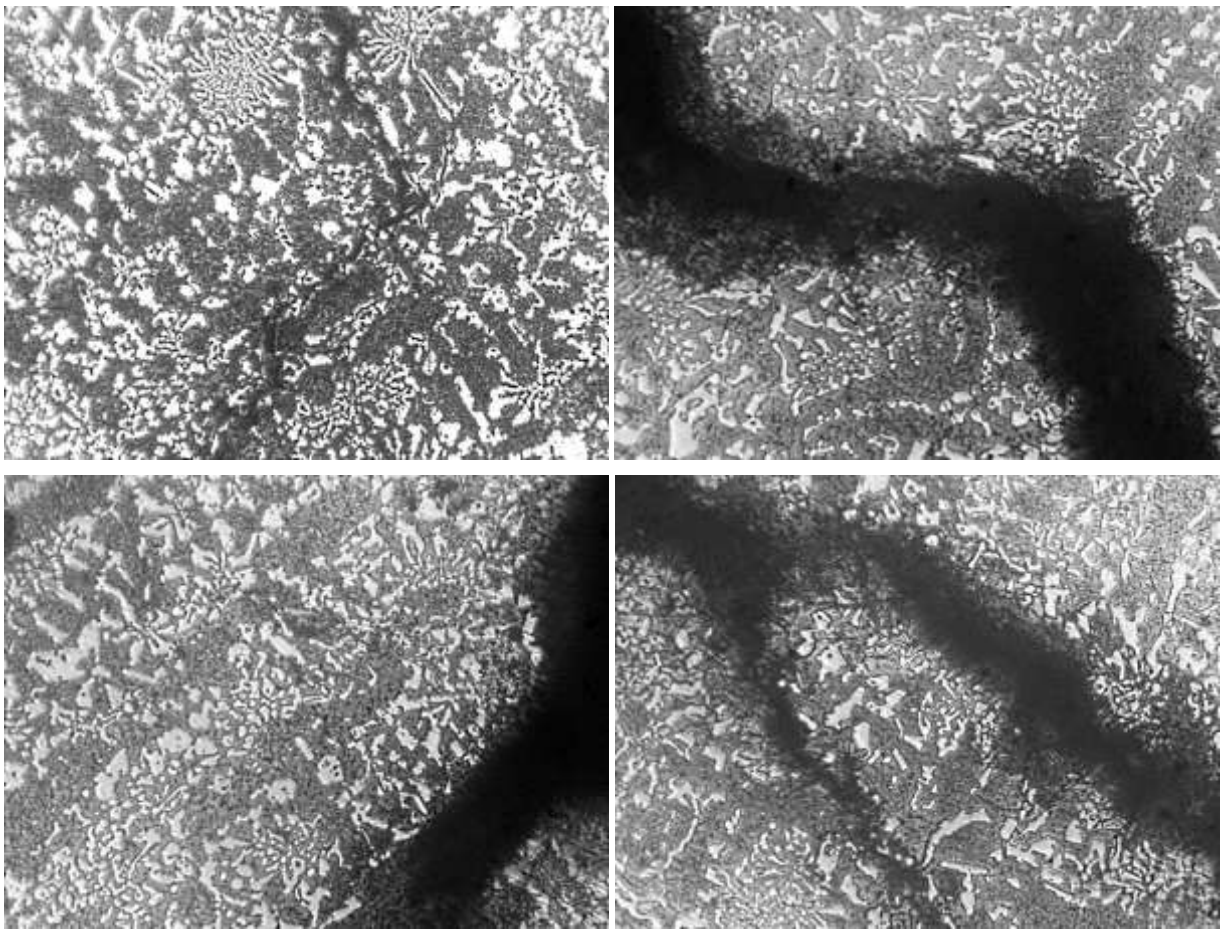


Рисунок 6.26 – Мікроструктура чавунів біля русла тріщини зі зміною напрямку руху та розгалуженням, х320

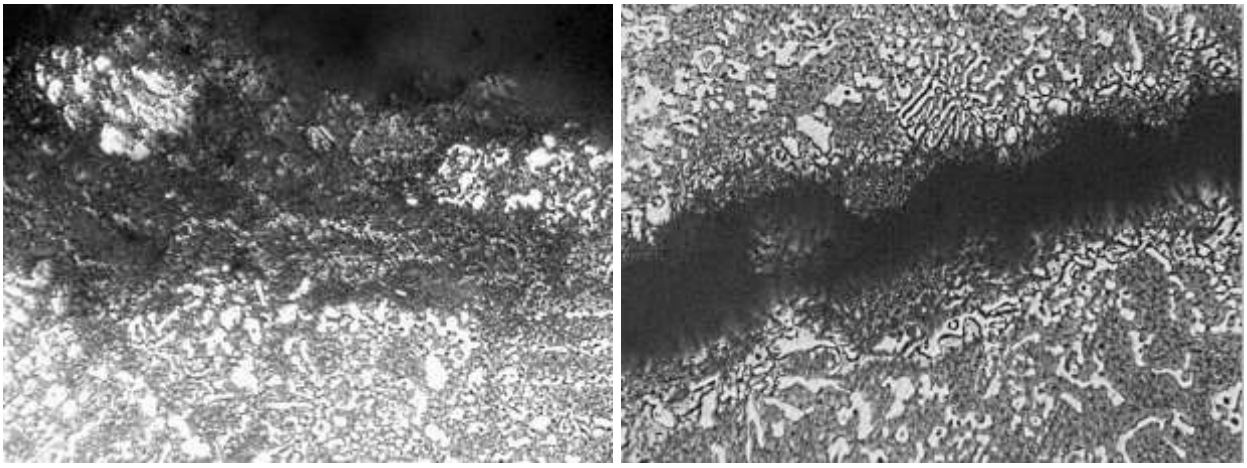


Рисунок 6.27 – Поверхня тріщини з карбідами, що виступають, х320

Порівняння втрат маси під час сухого та гідроабразивного зношування високохромистих чавунів без термічної обробки наведено в табл. 6.3. Під час сухого абразивного зношування найменші втрати маси спостерігали в чавунах

складу 2 (0,08 г/м^{2}год), складу 3 (0,07 г/м^{2}год) та складу 9 (0,09 г/м^{2}год), що містили максимальну кількість вуглецю та хрому (див. табл. 6.2). Максимальні втрати мав чавун складу 1 (0,49 г/м^{2}год), що містив мінімальну кількість вуглецю (див. табл. 6.2).

Таблиця 6.3 – Втрати маси під час сухого та гідроабразивного зношування високохромистих чавунів (див. табл. 6.2) без термічної обробки

№ з /п	Втрати маси, г/м^{2}год		
	Сухе абразивне зношування	Гідроабразивне зношування	
		Без пульпи	Із пульпою
1	0,49	1,58	3,18
2	0,08	2,94	4,43
3	0,07	1,49	3,02
4	0,43	2,70	3,86
5	0,14	2,36	3,98
6	0,11	2,59	4,11
7	0,18	2,47	3,49
8	0,11	4,02	4,52
9	0,09	3,38	5,36
10	0,28	1,99	3,41

Під час гідроабразивного зношування внаслідок виникнення ефекту Ребіндера втрати маси в чавуні з вмістом 1,1 % вуглецю та 18 % хрому (склад 1, див. табл. 6.2) зросли у 3 рази, а в чавунах із вмістом вуглецю понад 3,2 % та 18…21 % хрому (склади 2, 8 та 9, див. табл. 6.2) – у десятки разів. Отже, наявність дрібних абразивних частинок пульпи підсилювала руйнівну дію ефекту Ребіндера, особливо в чавунах із значним вмістом вуглецю (карбідів).

6.4 Вплив складу чавуну й термічної обробки на опір дії гідроабразивного середовища

Втрати маси зразків чавуну (див. табл. 6.2) під час гідроабразивного зношування електрокорундом у нейтральному середовищі з пульпою у стані литва без ТО та після різного виду термічної обробки наведено в табл. 6.4 та на рис. 6.28. Мінімальні втрати маси у стані литва без ТО мали чавуни складу 2 (300Х28Н2) – 3,02 г/м^{2}год та складу 1 (110Х18Г2Н) – 3,18 г/м^{2}год. Максимальних втрат маси зазнав чавун складу 5 (320Х20Г5Н3) – 5,36 г/м^{2}год, що містив максимальну кількість марганцю та нікелю. Чавун складу 9 мав найбільші втрати маси без ТО.

Таблиця 6.4 – Втрати маси чавунів під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою

№ з /п	Втрати маси, г/м^{2}год				
	Без ТО	Відпал, τ – 9 год		Нормалізація від 1050°С	
		690 °С	720 °С	τ – 1,5 год	τ – 4,5 год
1	3,18	3,93	3,15	2,80	2,73
2	4,43	5,92	5,50	3,82	3,65
3	3,02	6,84	3,48	2,80	2,75
4	3,86	7,01	4,65	3,93	3,58
5	3,98	7,79	5,74	3,08	2,98
6	4,11	6,75	5,14	3,27	3,05
7	3,49	7,09	3,51	3,28	2,73
8	4,52	6,34	4,81	4,18	4,52
9	5,36	9,25	5,52	5,61	5,69
10	3,41	5,60	3,76	2,83	2,80

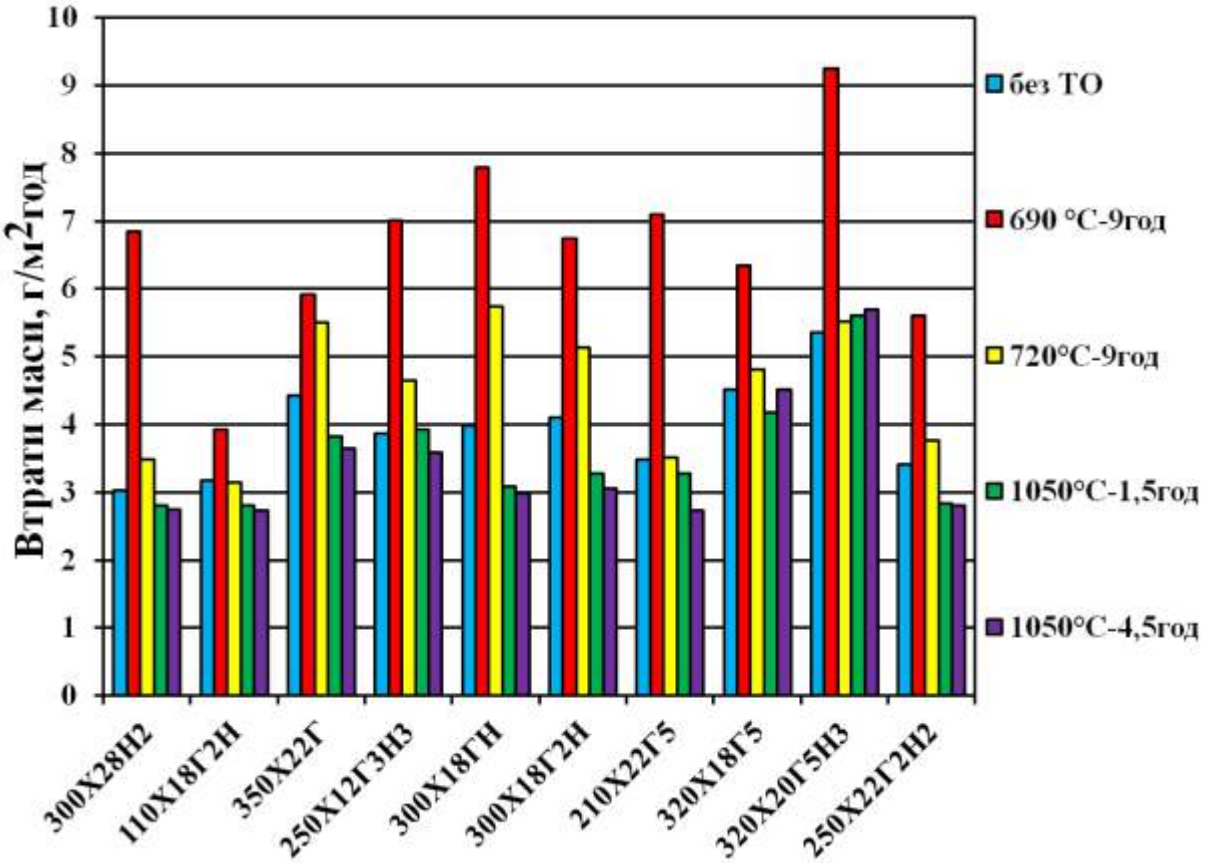


Рисунок 6.28 – Вплив різних видів ТО на втрати маси чавунів під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою

Під час аналізу даних табл. 6.4 було встановлено, що максимальні втрати маси спостерігалися в усіх чавунах після відпалу при 690 °С. Нормалізація від 1050 °С із витримкою 1,5 год сприяла мінімальним втратам маси в чавуні складу 8. У всіх інших чавунах мінімальні втрати маси були виявлені після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год, окрім чавуну складу 9. Відпал при 720 °С практично не вплинув на зносостійкість чавуну складу 1 та складу 7 порівняно зі станом без ТО. В усіх інших чавунах показник втрати маси був гіршим, але кращим порівняно з тим, що мав місце під час відпалу при 690 °С. Найбільші втрати маси за відпалу при 720 °С мали чавуни складу 2 (5,50 г/м^{2}год), складу 5 (5,74 г/м^{2}год) та складу 9 (5,52 г/м^{2}год). Під час нормалізації від 1050 °С із витримкою 1,5 год мінімальні втрати маси мали чавуни складу 1 (2,80 г/м^{2}год), складу 3 (2,80 г/м^{2}год) та складу 10 (2,83 г/м^{2}год). Збільшення витримки при нормалізації від 1050 °С із витримкою до 4,5 год пок-

ращили показники зносостійкості у переважної більшості чавунів порівняно з втратами маси за інших видів термічної обробки та в стані литва. Під час нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год мінімальні втрати маси мали чавуни складу 1 (2,73 г/м^{2}год), складу 3 (2,75 г/м^{2}год), складу 7 (2,73 г/м^{2}год) та складу 10 (2,80 г/м^{2}год).

Аналіз макротвердості чавунів HRC (табл. 6.5) та мікротвердості основи (табл. 6.6) і карбідів (табл. 6.7) засвідчив, що інтенсивність втрати маси під час гідроабразивного зношування в нейтральному середовищі з пульпою не має пропорційної залежності від показників твердості чавуну та його складових. Так, чавуни складу 1 із мінімальною твердістю (34 HRC) та складу 3 із максимальною твердістю (57 HRC) у стані литва без термічної обробки мали майже однакові мінімальні втрати маси 3,18 г/м^{2}год та 3,02 г/м^{2}год відповідно.

Таблиця 6.5 – Твердість HRC чавунів (табл. 6.2) у стані литва та після ТО

№ з /п	Твердість, HRC				
	Без ТО	Відпал, τ – 9 год		Нормалізація від 1050°С	
		690 °С	720 °С	τ – 1,5 год	τ – 4,5 год
1	34,1	43,2	51,3	36,7	44,5
2	51,5	44,0	38,7	61,7	62,5
3	57,7	50,1	48,5	58,8	60,7
4	38,9	44,0	55,7	37,2	38,0
5	51,2	43,5	37,7	58,2	61,0
6	50,8	46,0	46,5	53,2	58,0
7	43,5	47,0	50,0	45,0	43,2
8	50,5	50,2	53,1	46,8	49,3
9	47,0	56,1	55,0	43,8	43,3
10	44,7	42,7	48,0	43,2	45,0

Таблиця 6.6 – Мікротвердість HV_{50} металевої основи в чавунах (табл. 6.2)

№ з /п	Мікротвердість металевої основи, HV_{50}			
	Без ТО	Відпал, τ – 9 год		Нормалізація від 1050 °С, τ – 4,5 год
		690 °С	720 °С	
1	433	668	435	539
2	473	484	420	998
3	517	587	538	1032
4	330	509	588	658
5	449	455	368	896
6	519	504	445	774
7	423	498	523	479
8	480	710	740	600
9	458	693	657	617
10	449	581	514	397

Таблиця 6.7 – Мікротвердість HV_{50} карбідної фази в чавунах (табл. 6.2)

№ з /п	Мікротвердість карбідів, HV_{50}			
	Без ТО	Відпал, τ – 9 год		Нормалізація від 1050 °С, τ – 4,5 год
		690 °С	720 °С	
1	1190	1140	1130	1081
2	1297	1188	1385	1343
3	1492	1402	1519	2046
4	1440	1440	987	903
5	1004	1039	1104	1407
6	1082	901	1037	1246
7	1247	1141	1161	921
8	1262	1265	1442	1040
9	1382	1814	1576	1410
10	1185	1128	915	1270

Слід зауважити, що чавун складу 3 мав значно більшу твердість металевої основи та карбідної фази порівняно з твердістю цих фаз у чавуні складу 1 (див. табл. 6.6 та 6.7). Отже, найменші втрати маси в чавунів були після гомогенізації з витримкою 4,5 год. Відповідно до цього, вирішальним чинником стійкості чавунів в умовах гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою є стабілізація фаз та зменшення сегрегації елементів в металевій основі. Доцільність проведення гомогенізації чавунів складу 1 та 3, що мали найкращі показники в стані литва без ТО, визначається економічним чинником.

Для визначення впливу пульпи (частинок розмірами до 0,5 мкм) на процеси гідроабразивного зношування зразки чавунів (див. табл. 6.2) досліджувалися із періодичним видаленням пульпи. Інтенсивність втрат маси чавунів під час гідроабразивного зношування з періодичним видалення пульпи наведено в табл. 6.8 та рис. 6.29.

Таблиця 6.8 – Втрати маси чавунів (табл. 6.2) під час гідроабразивного зношування із періодичним видаленням пульпи

№ з /п	Втрати маси, г/м^{2}год				
	Без ТО	Відпал, τ – 9 год		Нормалізація від 1050°С	
		690 °С	720 °С	τ – 1,5 год	τ – 4,5 год
1	1,58	2,80	2,17	1,47	1,62
2	2,94	6,90	7,02	4,53	3,64
3	0,90	4,12	2,72	0,96	0,84
4	2,70	7,37	3,80	1,45	1,34
5	2,36	7,50	5,96	1,45	1,35
6	2,59	6,50	6,32	1,37	1,62
7	2,47	7,00	3,18	1,71	1,69
8	4,02	7,52	7,09	3,66	3,21
9	3,38	6,62	5,53	3,25	3,48
10	1,99	2,57	2,45	1,12	1,02

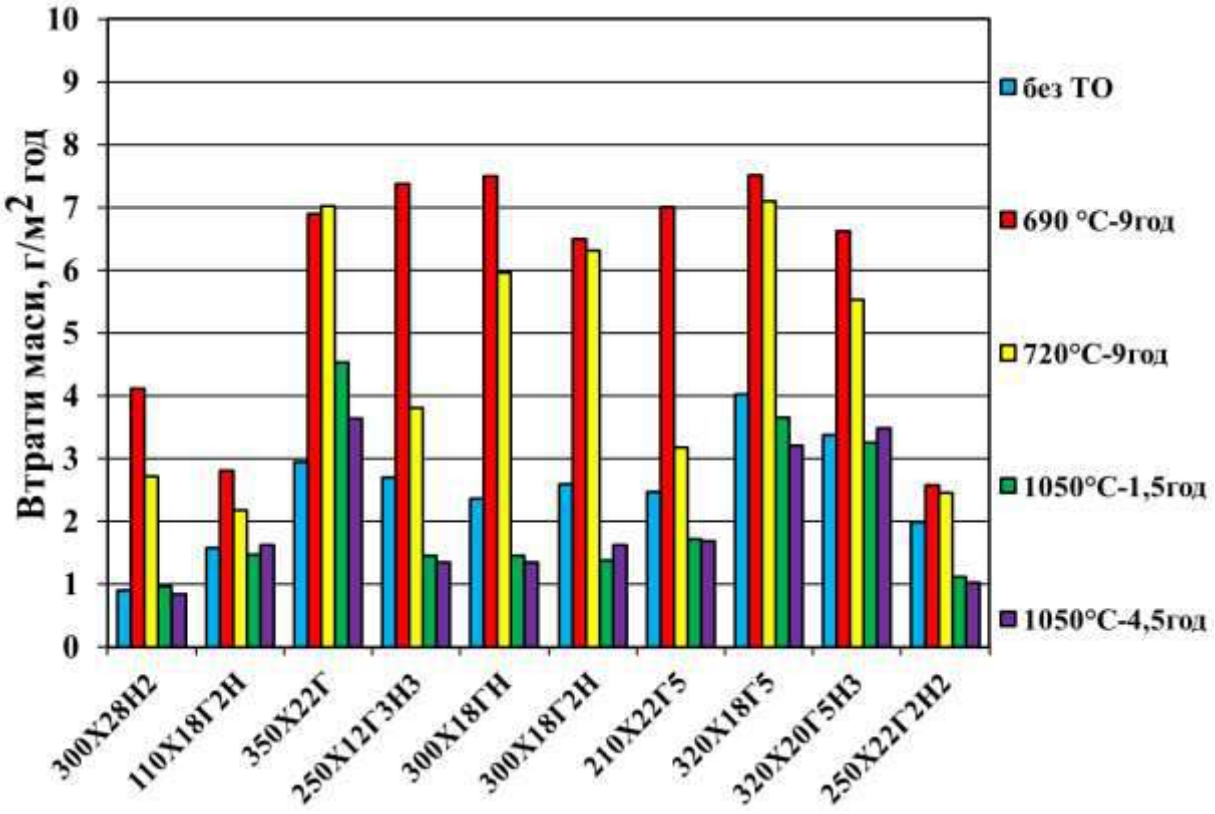


Рисунок 6.29 – Вплив різних видів ТО на втрати маси зразків під час гідроабразивного зношування з періодичним видаленням пульпи

За періодичного видалення пульпи втрати маси зразків були меншими порівняно зі зразками, що перебували під постійним впливом пульпи (див. табл. 6.4 та 6.8). Під час гідроабразивного зношування з періодичним видаленням пульпи мінімальні втрати маси мали чавуни складу 3 (0,90 г/м^{2}год) та складу 1 (1,58 г/м^{2}год) у стані литва без ТО. Максимальні втрати маси мав чавун складу 8 (4,02 г/м^{2}год) із кількістю вуглецю – 3,26 % С та 5,7 % Mn (див. табл. 6.2). Чавуни складів 2 та 9, що містили 3,54 % С та 3,33 % С відповідно, також мали значні втрати маси порівняно з іншими чавунам, що містили меншу кількість вуглецю.

Вплив ТО на зносостійкість чавуну за умов гідроабразивного зношування з періодичним видаленням пульпи був подібний до впливу без видалення пульпи, але мав менші величини втрати маси. Чавун складу 9, що мав найгірші показника зносостійкості в середовищі з пульпою, мав середні показники втрати маси в середовищі без пульпи (див. табл. 6.4 і табл. 6.8). За відсутності пульпи

втрати маси зразків під час відпалу при 690 °С були меншими у більшості чавунів, окрім чавунів складу 2, 4 та 8. Відпал при 720 °С та нормалізація від 1050 °С із витримкою 1,5 год погіршували показники стійкості чавунів складів 2 та 8 під час гідроабразивного зношування в середовищі з періодичним видаленням пульпи. Після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год мінімальні втрати маси мали чавуни складу 3 (0,84 г/м^{2}год) та складу 10 (1,02 г/м^{2}год). Чавуни складів 1 та 7, що мали найкращу стійкість за наявності пульпи, мали середні показники за її відсутності, а склади 4 і 5, навпаки, покращили свої показники зносостійкості. Загалом всі зразки чавунів покращили показники стійкості до впливу гідроабразивного середовища з періодичним видаленням пульпи, особливо після нормалізації від 1050 із витримкою 4,5 год, окрім чавуну складу 2.

Отже, при виборі марки чавуну для деталей, що експлуатуються за умов гідроабразивного зношування, необхідно враховувати наявність пульпи в середовищі. Проведений аналіз дає змогу стверджувати, що найменші втрати маси під час гідроабразивного зношування у нейтральному середовищі з пульпою та без неї мають чавуни в стані литва без термічної обробки та під час нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год. Найбільші втрати маси мали чавуни з вмістом вуглецю понад 3 % за кількості 18…21 % хрому, що свідчить про значний вплив процесів карбідоутворення на втрати маси під час гідроабразивного зношування.

6.5 Оптимізація хімічного складу чавуну для виробів, що експлуатуються під час гідроабразивного зношування

Під час використання методів математичної статистики були отримані регресійні залежності втрати маси чавуну від вмісту C, Cr, Mn, та Ni у стані литва

без термічної обробки та після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою ($I_{ПУЛЬП}$, $I_{ПУЛЬП}^{1050\text{-}4,5}$) та періодичним видаленням пульпи ($I_{Г\text{-}А}$). Регресійна залежність втрати маси під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи ($I_{Г\text{-}А}$) має такий вигляд:

$$I_{Г\text{-}А} = 15,20 - 1,891Mn - 0,913Cr - 0,390Ni + 0,360C^2 + 0,015Cr^2 + + 0,631Ni^2 - 0,034C\,Mn - 1,252C\,Ni + 0,080Mn\,Cr + 0,279Mn\,Ni + 0,042Cr\,Ni - - 0,077(Cr/C),\ г/м^2год. \quad (6.2)$$

Склади чавунів із максимальною та мінімальною величиною втрати маси ($I_{Г\text{-}А}$) під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи наведено в табл. 6.9. Проведений аналіз регресійної залежності 6.2 виявив, що під час гідроабразивного зношування у нейтральному середовищі без пульпи максимальні втрати маси (10,51 г/м^{2}год) мав чавун із вмістом 3,91 % вуглецю, 11,43 % хрому, 0,6 % марганцю та 0,19 % нікелю, а мінімальні втрати маси (0,36 г/м^{2}год) були в чавуні, що містив 1,09 % вуглецю, 25,57 % хрому, 0,6 % марганцю та 0,42 % нікелю.

Таблиця 6.9 – Хімічні склади чавунів із максимальним та мінімальним зносом $I_{Г\text{-}А}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$I_{Г\text{-}А}$, г/м^{2}год	мінімальний	0,36	1,09	25,57	0,60	0,42
	максимальний	10,51	3,90	11,43	0,60	0,19

Вплив C, Cr, Mn та Ni на інтенсивність зношування чавуну в нейтральному гідроабразивному середовищі без пульпи у стані литва без ТО показано на рис. 6.30–6.33. Вплив вуглецю на втрати маси чавуну в середовищі без пульпи

залежав від вмісту інших легувальних елементів, що впливали на процеси карбідоутворення.

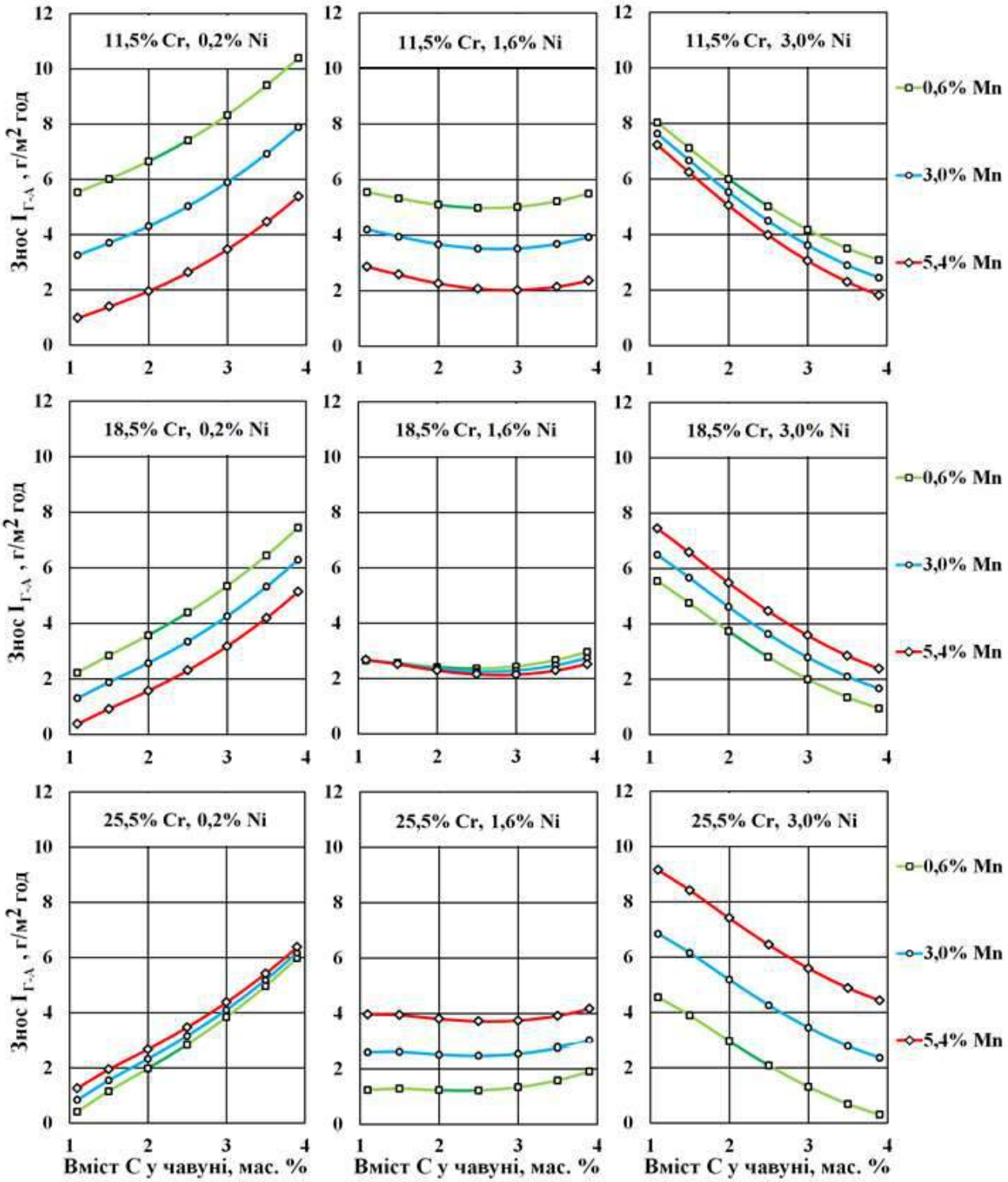


Рисунок 6.30 – Вплив С на втрати маси чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи за різних рівнів Cr, Mn та Ni

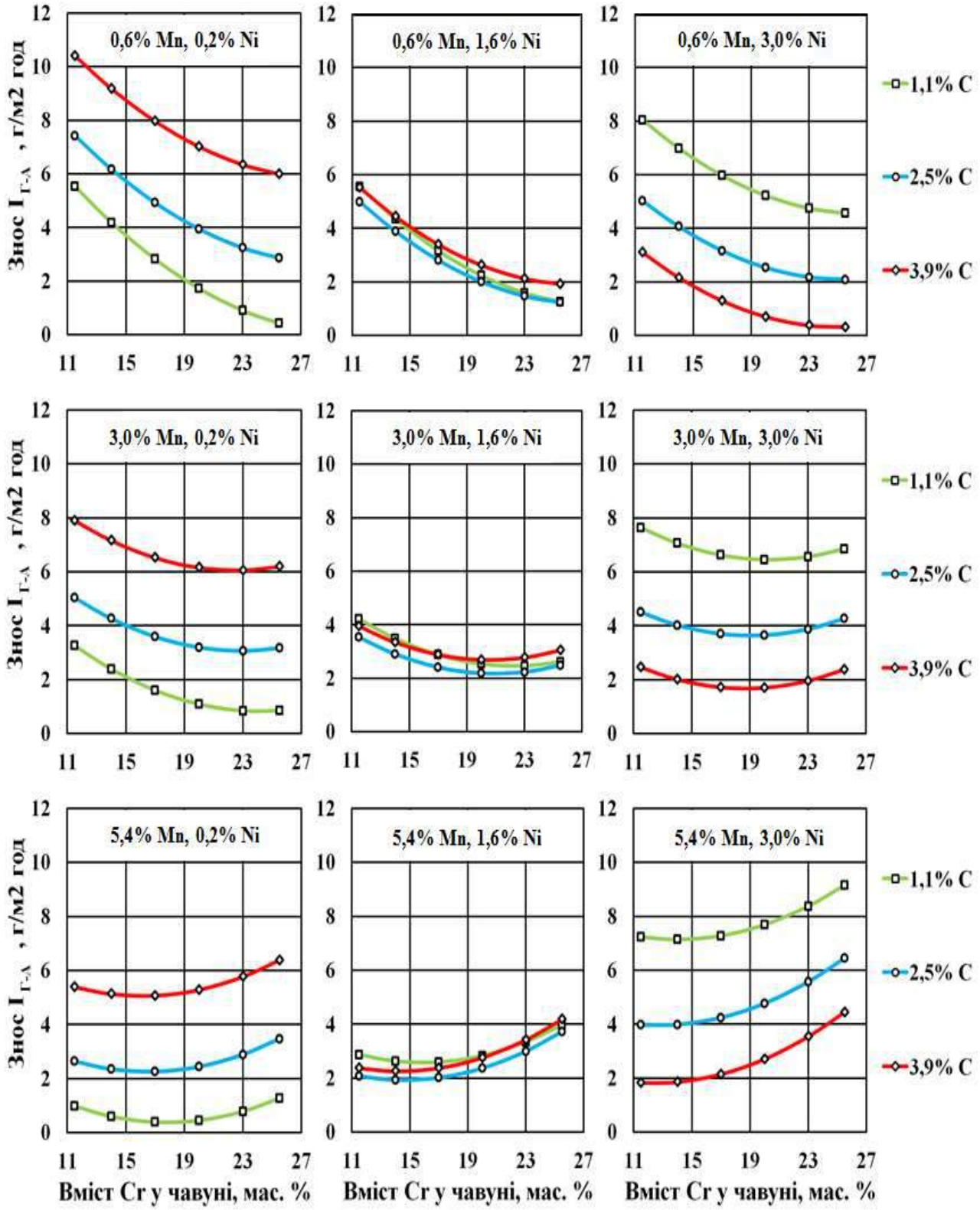


Рисунок 6.31 – Вплив Cr на втрати маси чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи за різних рівнів C, Mn та Ni

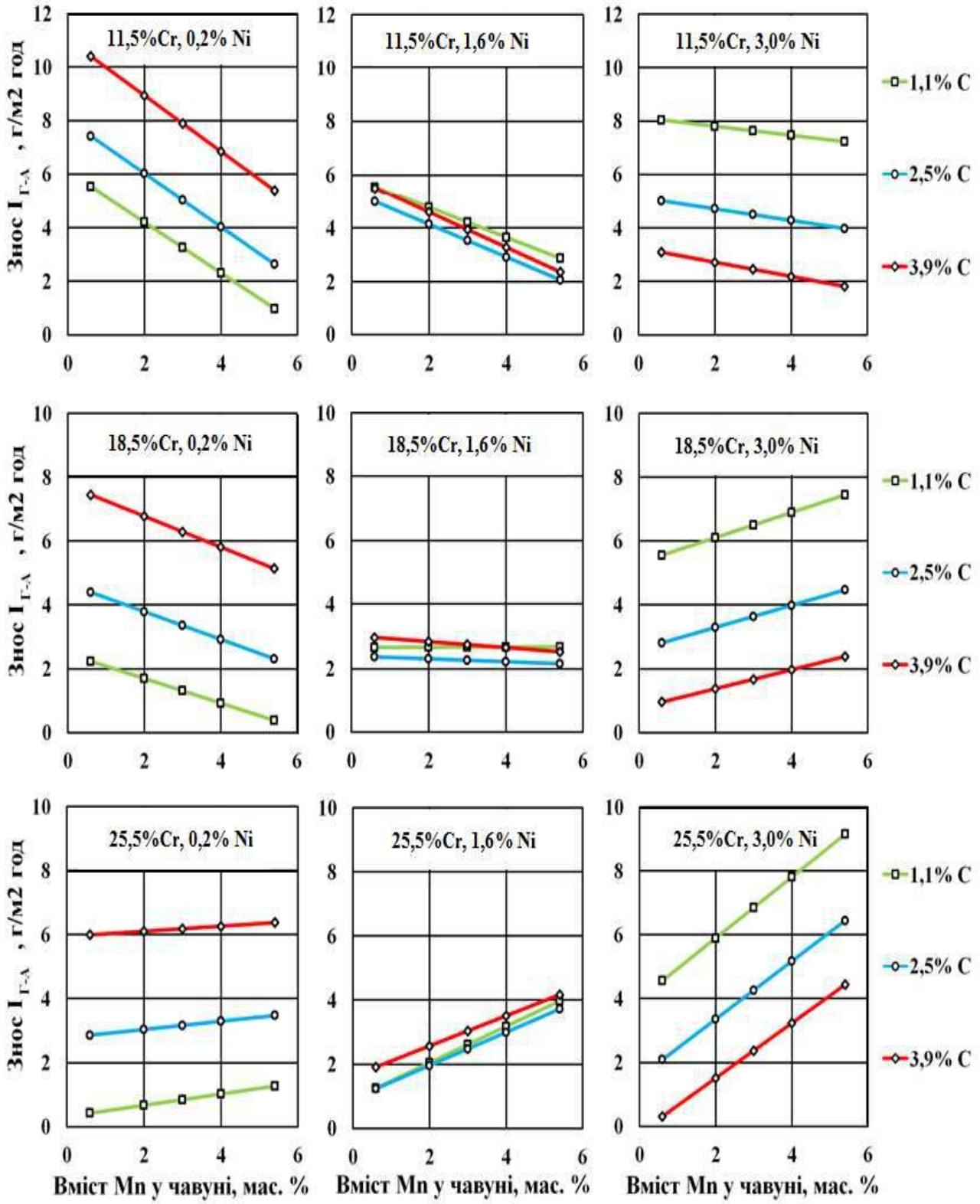


Рисунок 6.32 – Вплив Mn на втрати маси чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи за різних рівнів C, Cr та Ni

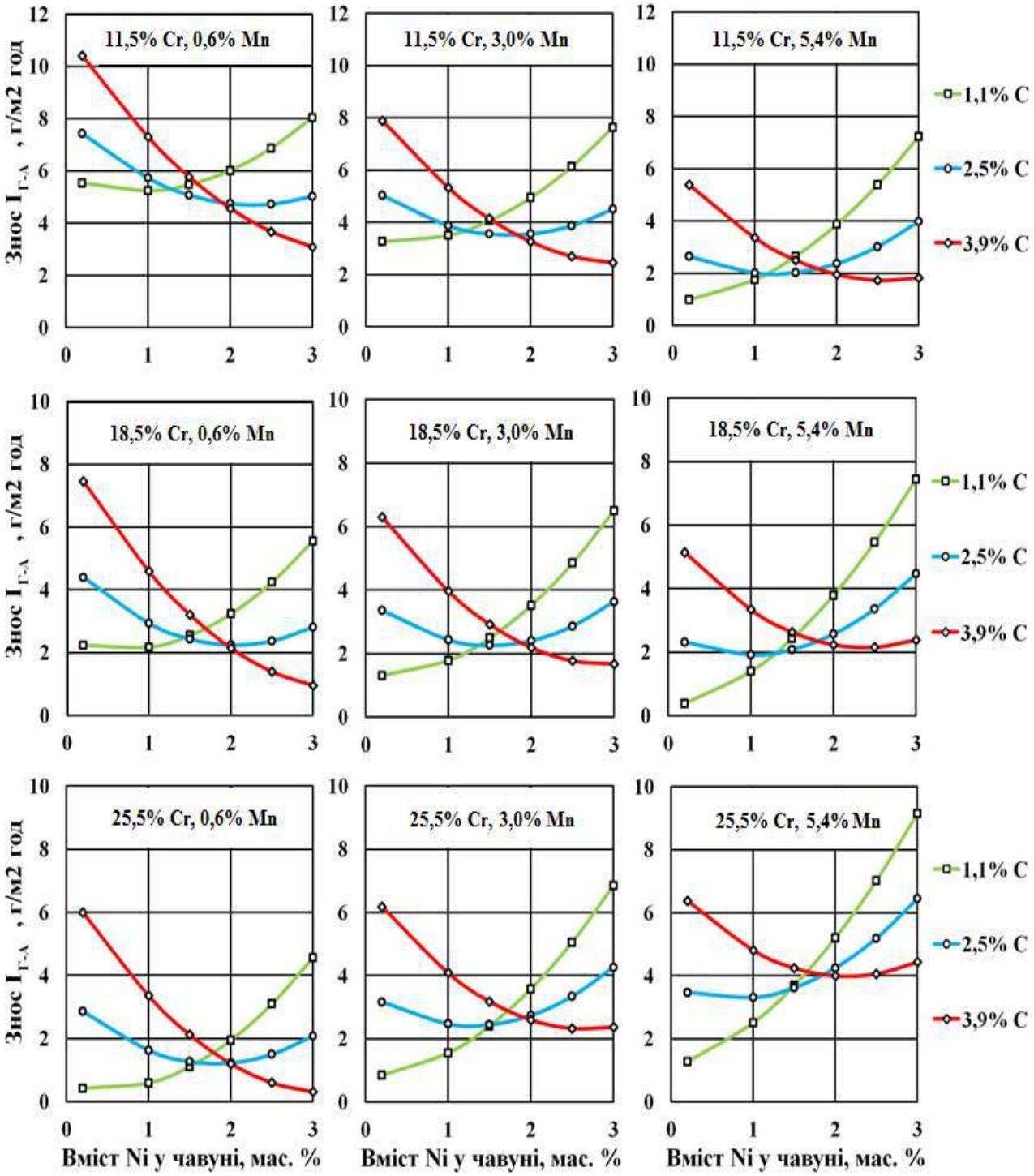


Рисунок 6.33 – Вплив Ni на втрати маси чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи за різних рівнів C, Cr та Mn

Так, у чавуні із 11,5 % Cr та 0,2 % Ni, не залежно від кількості Mn, збільшення вмісту вуглецю підвищувало втрати маси. За максимального вмісту нікелю (3,0 %), не залежно від вмісту марганцю, збільшення вуглецю зменшувало втрати маси, що пояснюється утворенням мартенситної основи. Отже, вплив

вуглецю залежав від металевої основи чавуну, що свідчить про значний вплив металевої основи на процес руйнування під час гідроабразивного зношування. У чавунах із феритною основою практично весь вуглець знаходився в карбідах. Збільшення карбідної фази сприяло зростанню кількості зон, збіднених на хром, що полегшувало процеси руйнування за виникнення ефекту Ребіндера. Збільшення марганцю зменшувало втрати маси, що пояснюється утворенням аустенітної основи і зменшенням кількості карбідів. При середніх концентраціях хрому та нікелю підвищення в чавуні вмісту вуглецю до 3,0 % позитивно впливало на зносостійкість, а при подальшому зростанні кількості хрому знижувало її (див. рис. 6.30). Такий вплив вуглецю пояснюється тим, що зростання кількості карбідів до певного рівня підвищує стійкість чавуну.

У чавунах із 11,5 % хрому (за будь якої концентрації вуглецю) утворювався цементит, що мав найнижчі показники твердості та, відповідно, негативно впливав на зносостійкість. За вмісту в чавуні 25,5 % хрому утворювались карбіди $(Cr, Fe)_{23}C_6$ та $(Cr, Fe)_7C_3$ із твердістю, значно більшою, ніж у цементиту, що позитивно впливало на зносостійкість. Легування хромом чавуну, що містив мінімальну кількість марганцю, зменшувало втрати маси, незалежно від концентрації вуглецю та нікелю. При 5,4 % марганцю та 3,0 % нікелю збільшення кількості хрому до 15 % не впливало на зносостійкість чавуну, не залежно від вмісту вуглецю, що пояснюються збільшенням вмісту хрому в цементиті без зміни кількості карбідів. При подальшому зростанні хрому в чавуні втрати маси під час гідроабразивного зношування в середовищі електрокорунду без пульпи збільшувалися (див. рис. 6.31), що пояснюється утворенням карбідів M_7C_3 та виникненням зон біля карбідів, збіднених на хром. Зміни в кількості вуглецю та нікелю впливали на втрати маси, але практично не змінювали характер зношування чавуну при збільшенні вмісту хрому. Збільшення вмісту марганцю в чавуні впливало на характер зношування та залежало від вмісту хрому. За вмісту в чавуні 3,0 % марганцю ефективність впливу хрому на зносостійкість чавуну при 0,2 % нікелю зменшилась. За вмісту 1,6…3,0 % нікелю

при 3,0 % марганцю збільшення вмісту хрому до 20 % підвищувало зносостійкість, а під час подальшого зростання – зменшувало, що пояснюється утворенням біля карбідів зон, збіднених на хром (див. рис. 6.31). Збільшення вмісту Mn до 5,4 % сприяло зменшенню втрат маси. Оптимальна концентрація хрому при 5,4 % марганцю та 0,2 % нікелю становила близько 17 % (див. рис. 6.32).

Специфічність впливу хрому на зносостійкість чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи пояснюється процесами формування структури та розподілом хрому. При малих концентраціях марганцю та нікелю збільшення вмісту хрому в чавуні сприяло утворенню карбідів $(Cr, Fe)_{23}C_6$ та $(Cr, Fe)_7C_3$ із значною твердістю та підвищувало його концентрацію в металевій основі. Зростання концентрації хрому в основі сприяло підвищенню корозійних властивостей чавуну та зміцнювало металеву основу.

При підвищенні кількості марганцю та нікелю відбулося утворення структур гартування, що позитивно впливало на зносостійкість, але зростання кількості марганцю сприяло утворенню на межі розділу фаз карбід – основа зон, збіднених на хром, що негативно вплинуло на зносостійкість чавунів, особливо при 25,5 % хрому (див. рис. 6.32). Позитивний влив марганцю на зносостійкість чавунів відбувався за концентрацій хрому 11,5 %, незалежно від кількості нікелю. При 18,5 % хрому позитивний вплив марганцю відбувався за вмісту нікелю до 1,6 %. При 25,5 % хрому зростання вмісту марганцю погіршувало зносостійкі властивості чавунів, незалежно від кількості вуглецю чи нікелю, що пояснюється впливом марганцю на процеси карбідоутворення та посилення збіднення на хром зон біля карбідів (див. розділи 3, 4).

Вплив нікелю на зносостійкість чавуну в гідроабразивному середовищі без пульпи залежав від концентрації інших елементів (див. рис. 6.33). За вмісту 1,1 % вуглецю збільшення нікелю до 0,42 % зменшував втрати маси, а при подальшому зростанні збільшувало їх. При 3,9 % вуглецю зростання нікелю зменшувало втрати маси майже незалежно від вмісту хрому та марганцю. Оптимальна кількість нікелю при 3,9 % вуглецю залежала від вмісту хрому та марган-

цю. Так, при вмісті марганцю до 3,0 % та 11,5…25,5 % хрому найменші втрати маси були в чавунів із 3,0 % нікелю, а при концентрації марганцю 5,4 % найменші втрати спостерігались при 2,5 % нікелю та 11,5…18,5 % хрому. При збільшенні вмісту хрому до 25,5 % оптимальна кількість нікелю становила близько 2 %. При 2,5 % вуглецю оптимальна концентрація нікелю залежала від вмісту марганцю та хрому. Так, при 11,5 % хрому та 0,6 % марганцю оптимальна кількість нікелю була близько 2,0 %. Особливість впливу нікелю на зносостійкість чавунів у гідроабразивному середовищі без пульпи полягає в тому, що нікель не входить до складу карбідів $(Cr, Fe)_{23}C_6$ та $(Cr, Fe)_7C_3$. Утворення великої кількості карбідної фази значно підвищує концентрацію нікелю в металевій основі, що зменшує розчинність вуглецю та сприяє утворенню аустенітної основи із твердістю, значно меншою за мартенсит, що погіршує стійкість чавуну. Математична обробка результатів випробувань чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі із пульпою дала змогу отримати регресійне рівняння втрати маси чавуну, від його хімічного складу, що має такий вигляд:

$$I_{пульп} = 12{,}801 - 2{,}069Mn - 0{,}937Cr - 0{,}605Ni - 0{,}636C^2 - 0{,}081Mn^2 + 0{,}388Ni^2 + 0{,}287C\,Mn + 0{,}224C\,Cr + 0{,}096Mn\,Cr - 0{,}091Mn\,Ni + 0{,}250(Cr/C),\ г/м^2год. \quad (6.3)$$

Склади чавунів із максимальним та мінімальним значення зносу $I_{пульп}$ наведено в табл. 6.10. Влив C, Cr, Mn та Ni на втрати маси чавунів наведено на рис. 6.34–6.37.

Таблиця 6.10 – Склади чавунів із максимальним та мінімальним зносом $I_{пульп}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$I_{пульп}$, г/м²год	мінімальний	0,08	1,09	11,43	5,40	1,42
	максимальний	9,21	3,91	25,57	5,40	3,01

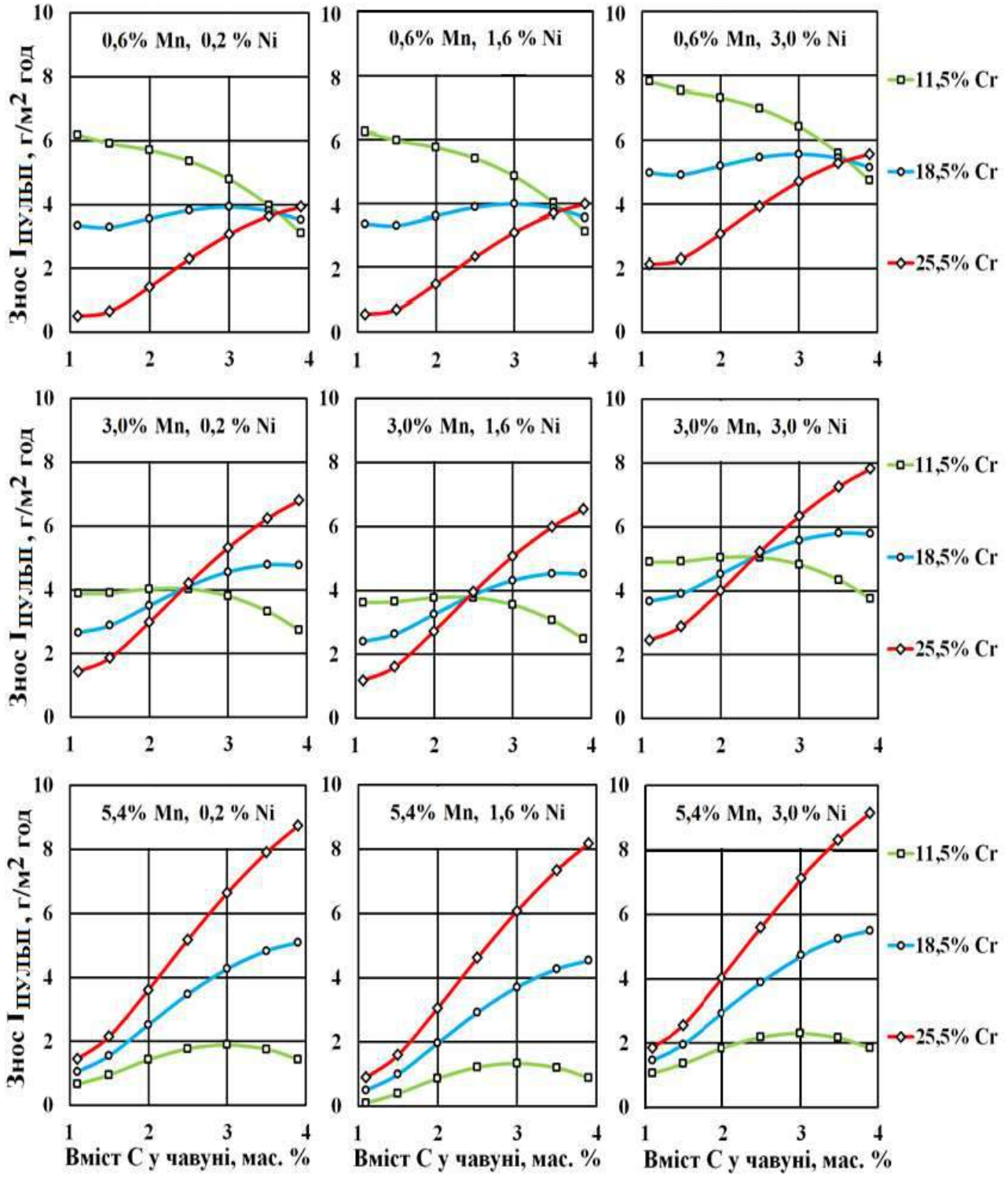


Рисунок 6.34 – Вплив С на втрати маси чавуну за гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів Cr, Mn та Ni

Після гідроабразивного зношування в середовищі електрокорунду із pH = 8 мінімальні втрати маси (0,08 г/м^{2}год) мав чавун, що містив мінімальну кількість (1,09 %) вуглецю та хрому (11,43 %) за максимальної концентрації

марганцю (5,4 %) при 1,42 % нікелю. Максимальні втрати маси (9,21 г/м^{2}год) були в чавуну із максимальним вмістом елементів.

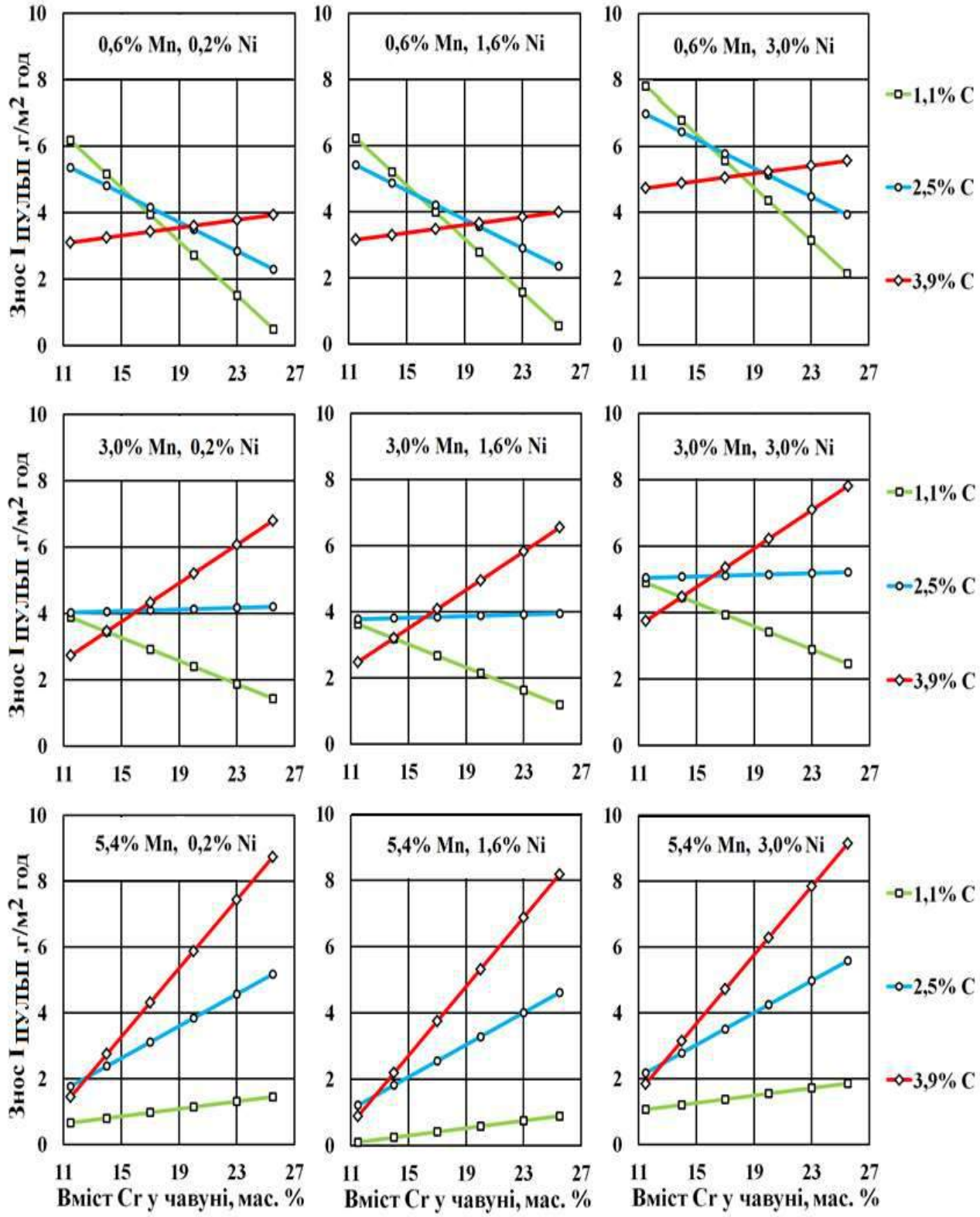


Рисунок 6.35 – Вплив Cr на втрати маси чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів C, Mn та Ni

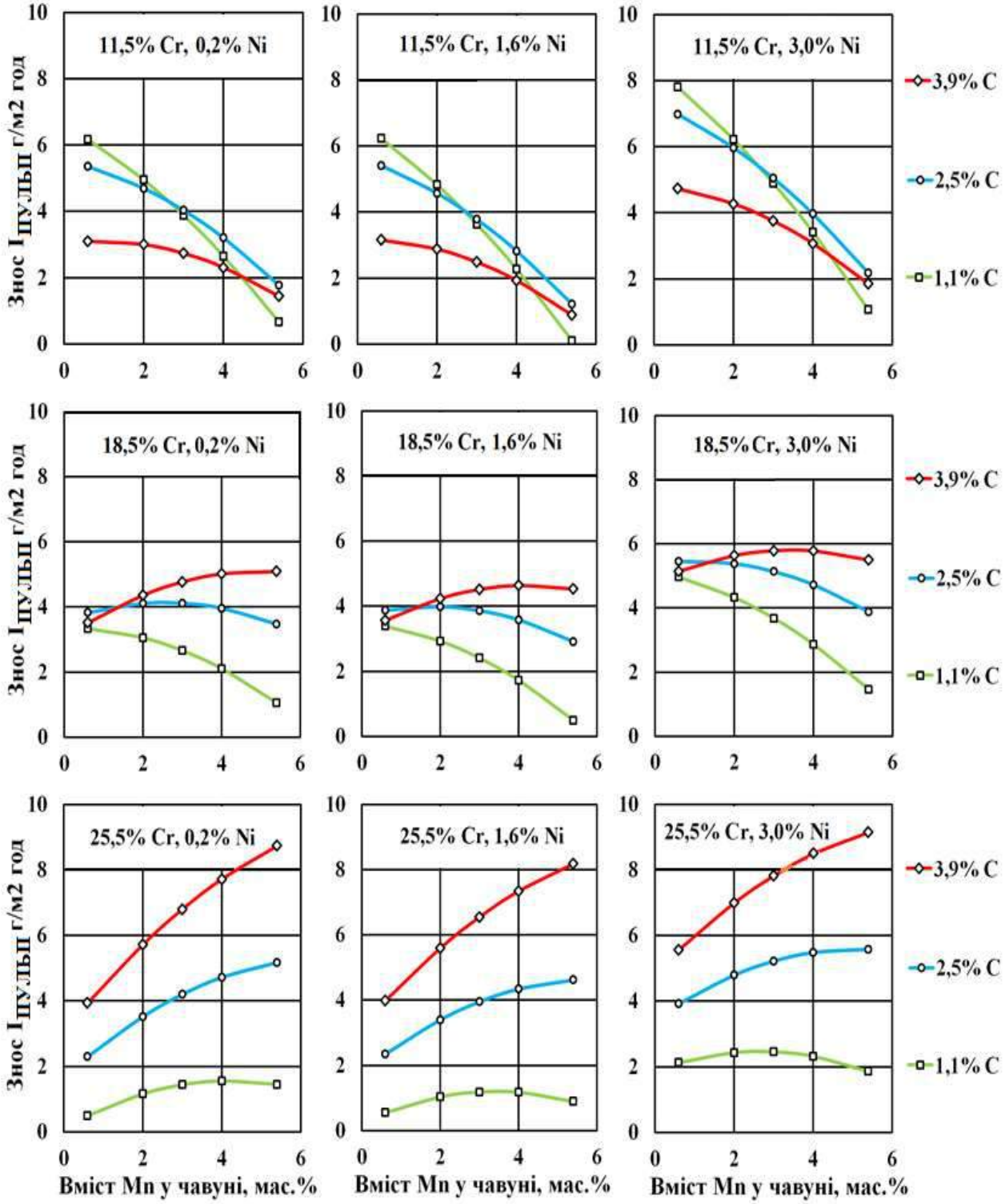


Рисунок 6.36 – Вплив Mn на втрати маси чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів C, Cr та Ni

Вплив вуглецю на зносостійкість чавуну в умовах гідроабразивного зношування із пульпою визначався його розчинністю в металевій основі та кількістю і типом карбідної фази. Зменшення розчинності вуглецю в основі збільшу-

вало кількість карбідної фази. Зростання вмісту вуглецю у чавунах із вмістом 11,5 % хрому підвищувало його зносостійкість за умови вмісту нікелю та марганцю до 3,0 % кожного.

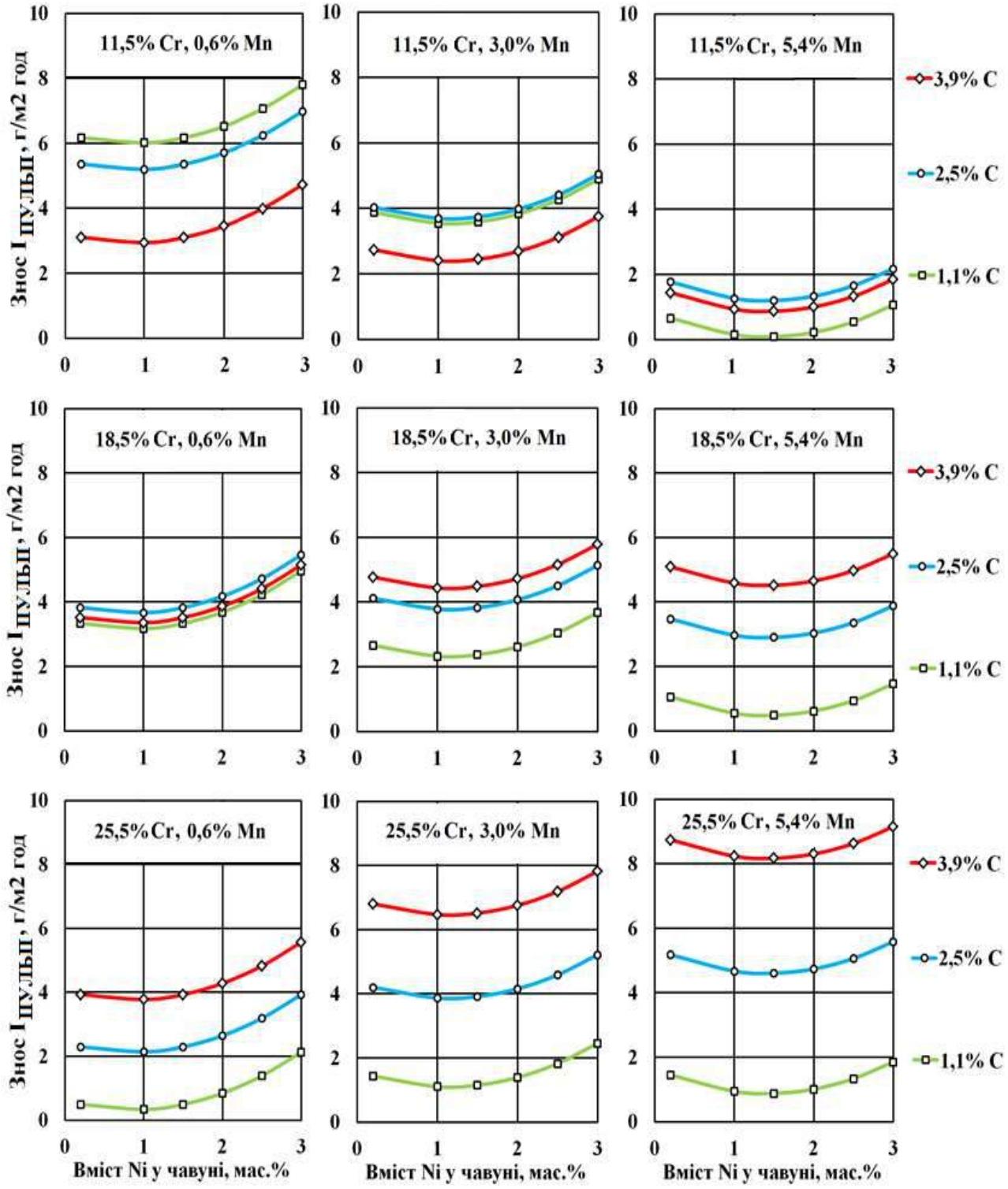


Рисунок 6.37 – Вплив Ni на втрати маси чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів C, Cr та Mn

За більшої кількості марганцю зростання вмісту вуглецю до 3,0 % спочатку погіршувало зносостійкість чавуну, а в подальшому покращувало, однак втрати маси були більшими, ніж за вмісту 1,1 % вуглецю (див. рис. 6.34). Такий характер впливу вуглецю на зносостійкість чавунів із вмістом 11,5 % хрому пояснюється тим, що збільшується кількість карбідної фази (цементиту), яка має твердість значно більшу за твердість металевої основи.

Марганець та нікель у кількості до 3 % сприяють утворенню мартенситної основи, що позитивно впливає на зносостійкість. При легуванні чавуну марганцем збільшується частка вуглецю, розчиненого в металевій основі, та, відповідно, зменшується кількість карбідної фази, що погіршує зносостійкість чавуну.

За вмісту хрому понад 18,5 % у чавунах утворюються карбіди $(Cr, Fe)_{23}C_6$ та $(Cr, Fe)_7C_3$, що мають твердість більшу, ніж у цементиту. Збільшення вмісту вуглецю у цих чавунах погіршувало зносостійкість за будь-якого вмісту марганцю та нікелю (див. рис. 6.34), що пояснюється утворенням цементиту із меншою твердістю порівняно з карбідами хрому.

Таким чином, вплив хрому на зносостійкі властивості чавунів в умовах гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою визначається його вмістом у металевій основі та типом карбідної фази, що утворюється за певного вмісту вуглецю, марганцю й нікелю. За вмісту в чавуні 1,1 % вуглецю збільшення кількості хрому зменшувало втрати маси чавуну за умови, що концентрація марганцю та нікелю не перевищувала 3,0 % (див. рис. 6.34). При збільшенні марганцю до 5,4 %, зростання хрому погіршувало зносостійкість чавуну через утворення карбідів із значним вмістом хрому, що значно збіднювало на хром металеву основу на межі розділу фаз карбід – основа (див. розділи 3 та 4).

У чавунах із 0,6 % марганцю та 0,2 % нікелю за вмісту 2,5 % вуглецю збільшення вмісту хрому покращувало зносостійкість, а при 3,9 % вуглецю погіршувало. За вмісту 5,4 % марганцю, незалежно від вмісту вуглецю та нікелю,

збільшення хрому погіршувало зносостійкість чавунів через утворення зон, збіднених на хром.

Позитивний вплив марганцю на зносостійкість чавунів із вмістом 11,5 % Cr підтверджено практикою застосування чавунів марки 250Х12Г5 та подібних до неї. За вмісту в чавуні 18,5 % хрому збільшення марганцю позитивно впливало на зносостійкість чавуну, що містив до 2,5 % вуглецю. За вмісту 3,9 % вуглецю зростання марганцю погіршувало зносостійкість чавуну, особливо при 25,5 % хрому (див. рис. 6.35).

Вплив нікелю на зносостійкість чавунів під час гідроабразивного зношування визначається тим, що він зміцнює металеву основу та сприяє утворенню структур гартування (мартенситу й аустеніту). Оптимальний вміст нікелю залежав від кількості марганцю. За вмісту 0,6 % марганцю оптимальний вміст нікелю становив близько 1,0 %, а при 5,4 % марганцю – 1,5 % (див. рис. 6.36). Такий вплив марганцю на оптимальний вміст нікелю пояснюється тим, що при 0,6 % марганцю за концентрації нікелю близько 1,0 % відбувається максимальне твердорозчинне зміцнення феритної металевої основи. При збільшенні вмісту марганцю в чавуні утворювалася мартенситна й аустенітна металева основа та зменшувалася кількість карбідної фази.

Зменшення кількості карбідної фази знижувало концентрацію нікелю в металевій основі. Відповідно, для підвищення концентрації нікелю в основі потрібно збільшити його кількість у чавуні. Зносостійкі властивості чавунів у гідроабразивному середовищі з пульпою після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год описано таким рівнянням:

$$I_{\text{ПУЛЬП}}^{1050\text{-}4.5} = 8{,}741 - 1{,}66\text{Mn} - 0{,}216\text{Cr} - 2{,}954\text{Ni} + 0{,}346\text{Ni}^2 + 0{,}226\text{CMn} - $$
$$- 0{,}18\text{C Ni} + 0{,}033\text{Mn Cr} + 0{,}307\text{Mn Ni} + 0{,}082\text{Cr Ni}, \text{ г/м}^2\text{год}. \qquad (6.4)$$

Склади чавунів, що мали максимальне та мінімальне значення втрати маси під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою після норма-

лізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год ($I_{ПУЛЬП}^{1050\text{-}4,5}$), наведено в табл. 6.11. Аналіз цієї функції засвідчив, що максимальні втрати маси відбувалися за вмісту в чавуні максимальної кількості C, Cr, Mn та Ni подібно до чавунів без термічної обробки, але нормалізація зменшила втрати маси цього чавуну (див. табл. 6.10 та 6.11).

Мінімальні втрати 0,31 г/м^{2}год були у чавуну, що містив 1,09 % вуглецю, 25,57 % хрому, 5,4 % марганцю та 0,19 % нікелю. Загалом мінімальні втрати маси чавунів після нормалізації від 1050°С із витримкою 4,5 год були більшими. Вплив C, Cr, Mn та Ni на зносостійкі властивості чавуну під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою після нормалізації від 1050 °С із витримкою 4,5 год показано на рис. 6.38–6.41.

Таблиця 6.11 – Хімічні склади чавунів із максимальним та мінімальним зносом $I_{ПУЛЬП}^{1050\text{-}4,5}$

Параметр	Рівень		Вміст елементів, мас. %			
			C	Cr	Mn	Ni
$I_{ПУЛЬП}^{1050\text{-}4,5}$, г/м^{2}год	мінімальний	0,31	1,09	25,57	5,4	0,19
	максимальний	7,03	3,91	25,57	5,4	3,01

Втрати маси чавунів після нормалізації від 1050°С із витримкою 4,5 год під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою визначалися особливостями руйнування, а саме ефектом Ребіндера та впливом пульпи, а також станом меж розділу фаз після термічної обробки. За таких обставин влив різних легувальних елементів визначався, у першу чергу, впливом на стан меж розділу фаз карбід – основа.

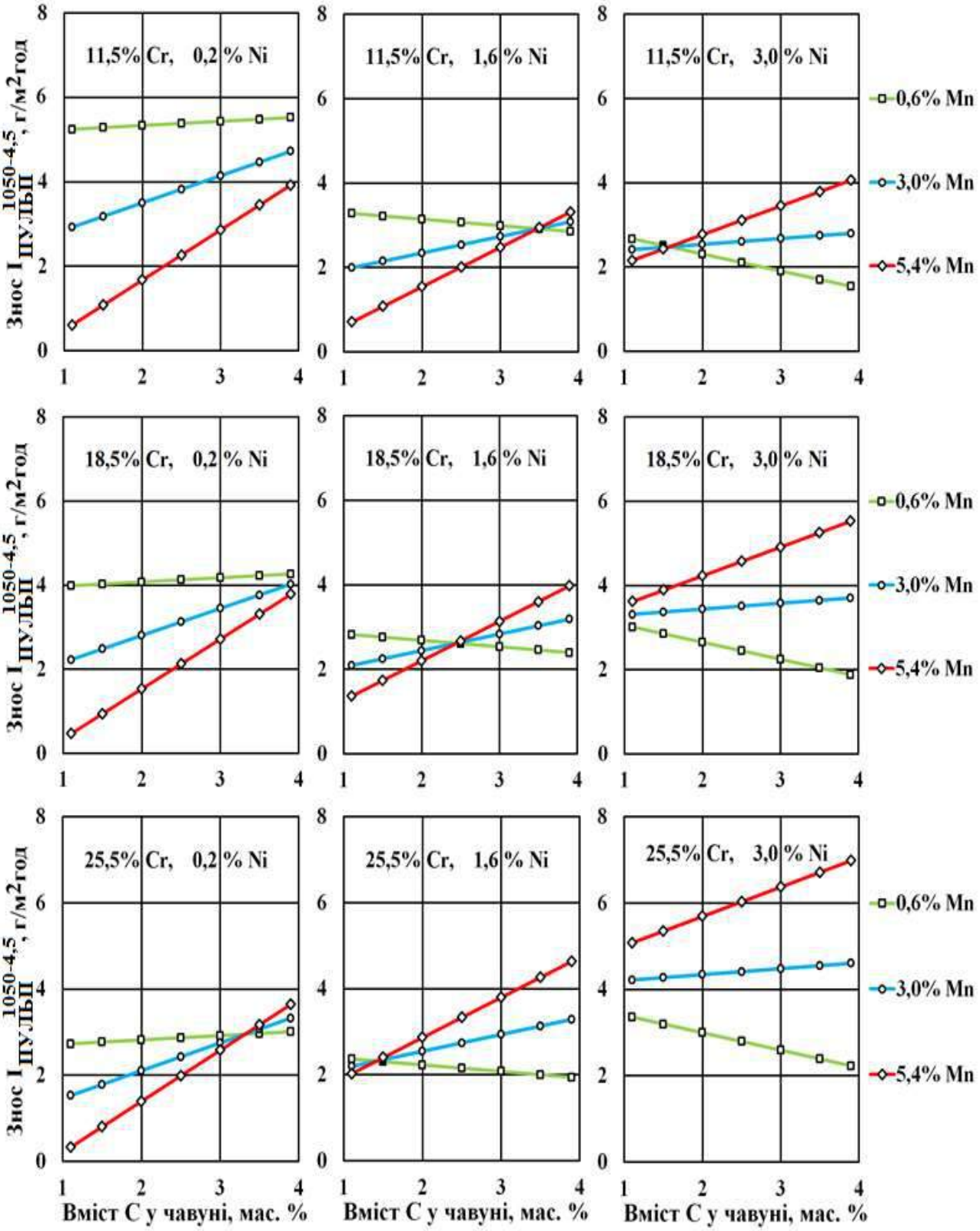


Рисунок 6.38 – Вплив С на втрати маси чавуну після нормалізації від 1050 °С під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів Cr, Mn та Ni

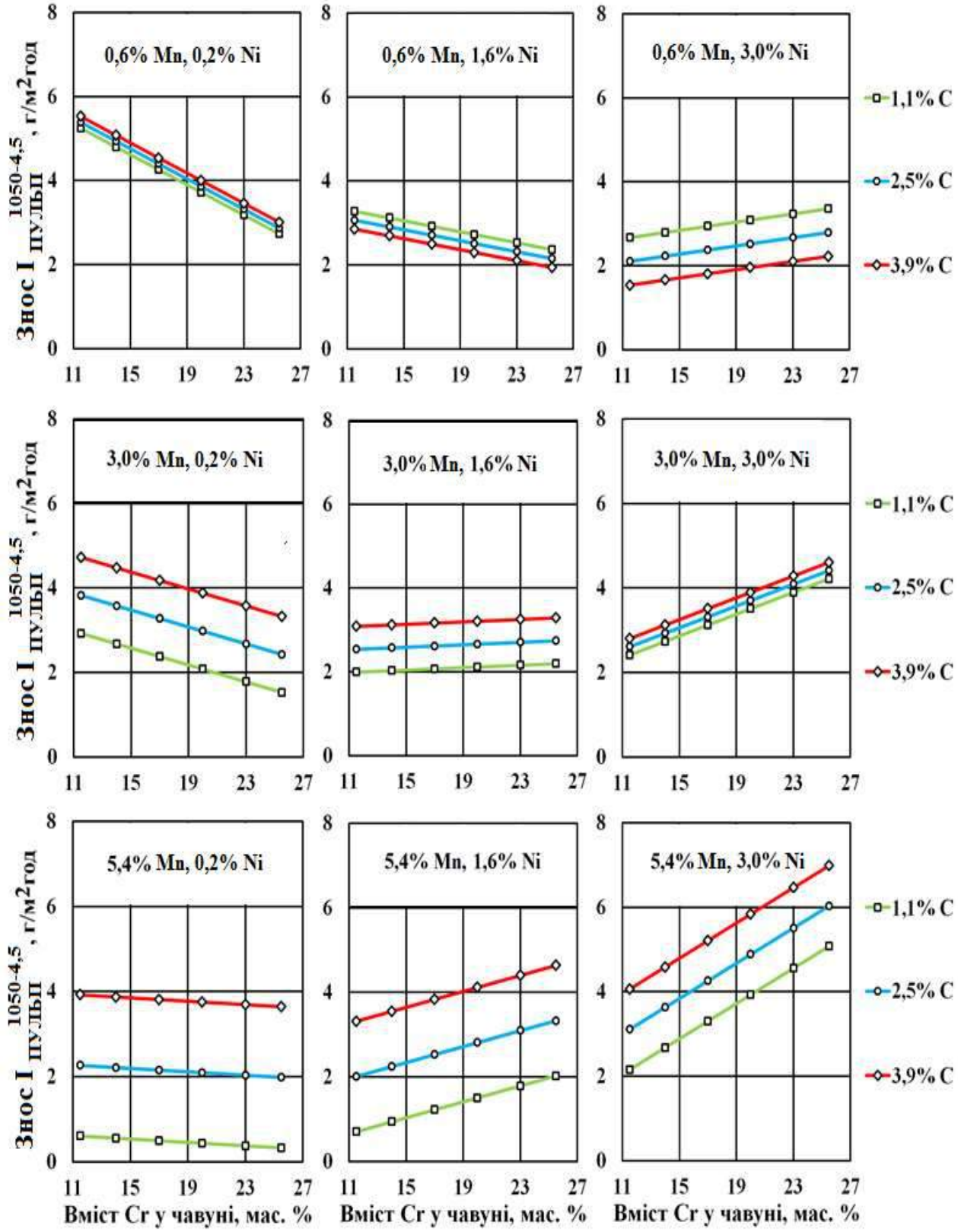


Рисунок 6.39 – Вплив Cr на втрати маси чавуну після нормалізації від 1050 °C під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів C, Mn та Ni

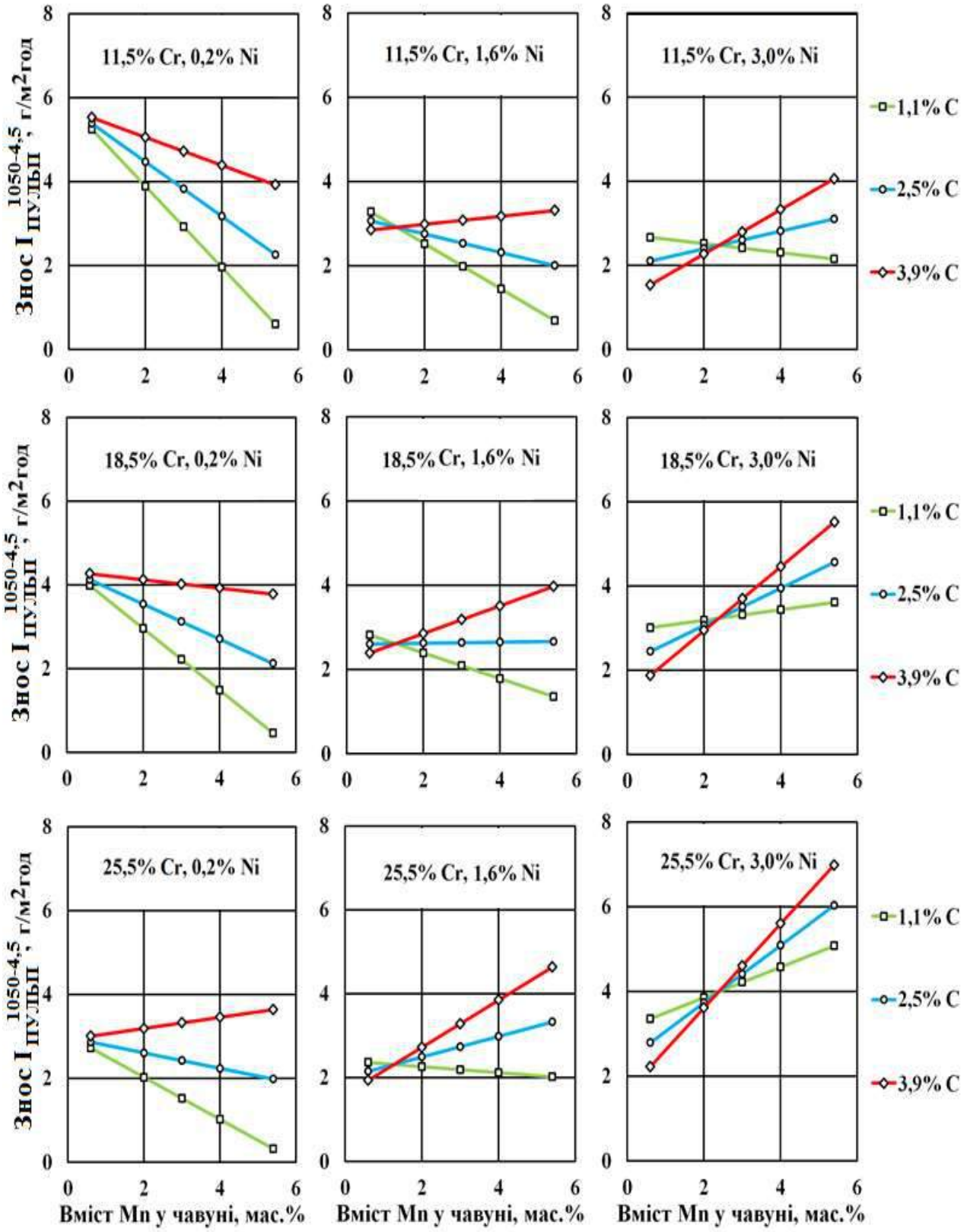


Рисунок 6.40 – Вплив Mn на втрати маси чавуну після нормалізації від 1050 °C під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів C, Cr, та Ni

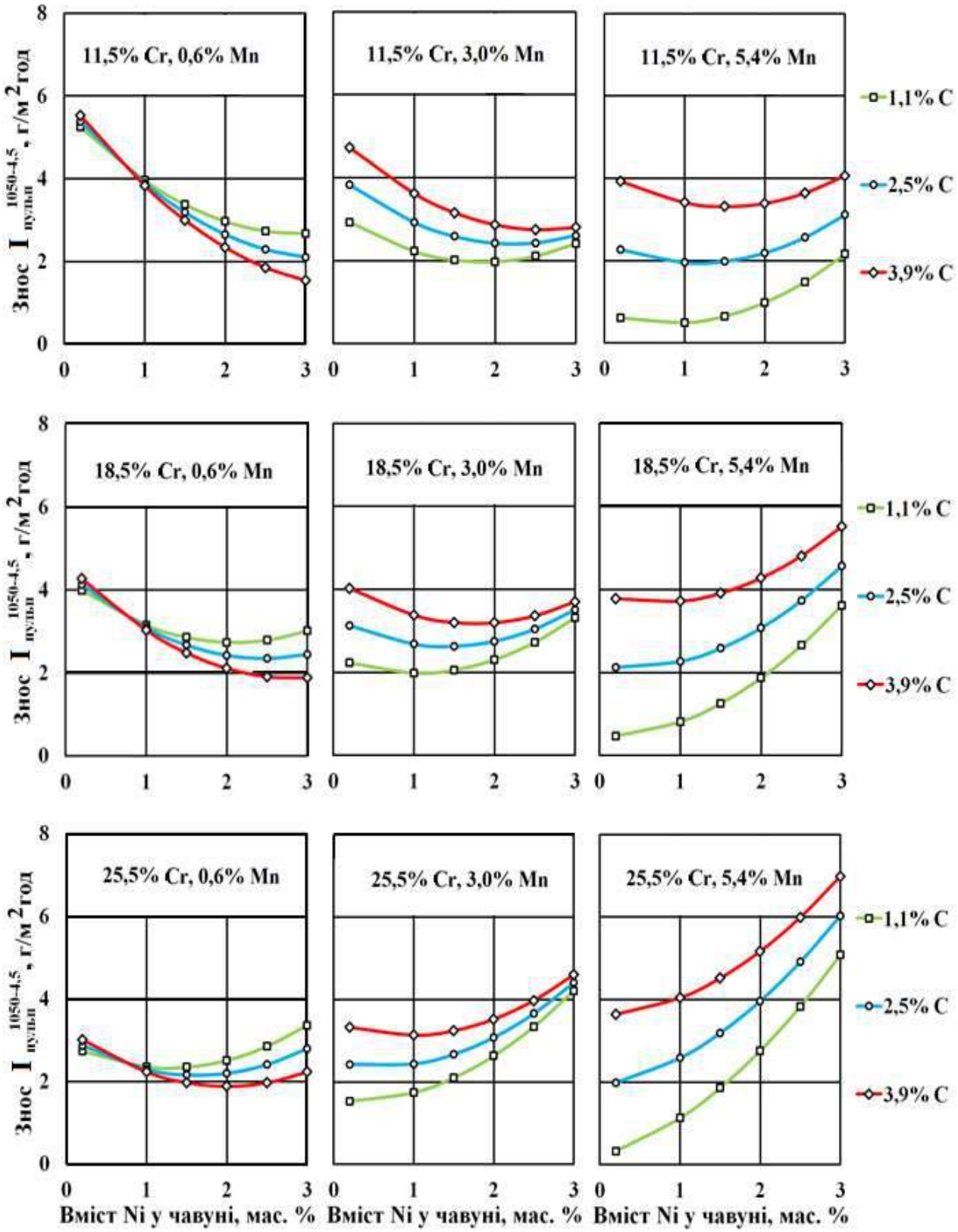


Рисунок 6.41 – Вплив Ni на втрати маси чавуну після нормалізації від 1050 °С під час гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою за різних рівнів С, Cr та Mn

Вплив вуглецю на втрати маси чавуну визначався процесами карбідоутворення та його здатністю до утворення структур гартування. Під час охолодження, у процесі нормалізації, розчинність вуглецю в металевій основі зменшувалася, що призводило до утворення дрібних вторинних карбідів в середині металевої основи. Під впливом абразивних частинок, які рухалися в потоці рідини, дрібні карбіди видалялися, що збільшувало втрати маси. Місця видалення карбідів під дією ефекту Ребіндера та частинок пульпи ставали центрами руйнування.

Позитивний вплив вуглецю спостерігався в чавунах, що містили 0,6 % марганцю на понад 1,6 % нікелю. Отже, збільшення вмісту вуглецю викликало зростання втрат маси у всіх чавунів, окрім тих, що містили 0,6 % марганцю та понад 1,6 % нікелю (див. рис. 6.38). Це пояснюється тим, що марганець за такої концентрації не впливав на процеси карбідоутворення й формування металевої основи. Концентрація нікелю в металевій основі (1,6 %) відповідає його максимальній розчинності у фериті. При збільшенні його кількості утворювався аустеніт. Нікель зменшував розчинність вуглецю в аустеніті та збільшував розчинність хрому, що призводило до зменшення втрати маси під час гідроабразивного зношування.

Вплив хрому на втрати маси під час гідроабразивного зношування визначається його концентрацією в металевій основі, а також рівномірністю його розподілу. Таким чином, зростання хрому в чавунах із феритною основою за вмісту 0,6 % марганцю та 0,2…1,6 % нікелю зменшувало втрати маси (див. рис. 6.39). Зростання вмісту хрому в чавунах, що містили 0,2 % нікелю, зменшували втрати маси при збільшенні марганцю до 5,4 %.

Ефективність впливу хрому зменшувалася при збільшенні марганцю, що пояснюється негативним впливом марганцю на формування зон розподілу фаз карбід – основа (див. розділи 3 та 4). За вмісту нікелю понад 1,6 % та марганцю понад 3 % зростання хрому збільшувало втрати маси чавунів.

Влив марганцю на втрати маси чавунів полягав у його здатності утворювати аустеніт та збільшувати розчинність вуглецю в аустеніті, а також здатністю утворювати карбіди. У чавунах, що містили 11,5…18,5 % хрому, 0,2 % нікелю та до 3,9 % вуглецю збільшення вмісту марганцю зменшувало втрати маси. Зменшення втрати маси при збільшенні вмісту марганцю спостерігали в чавунах, що містили 25,5 % хрому при 0,2 % нікелю та до 2,5 % вуглецю. Це пояснюється тим, що за таких концентрацій вуглецю, хрому та нікелю переважала здатність марганцю до утворення аустеніту та збільшення розчинності вуглецю в металевій основі. За іншого вмісту елементів участь марганцю у процесах карбідоутворення призводила до появи або посилення збіднення на хром зон біля карбідів. При зменшенні концентрації хрому в металевій основі менше ніж 12 % або виникнення зон із різною концентрацією хрому (більше і менше 12 %) виникала електрохімічна корозія, що збільшувала втрати маси чавуну.

Вплив нікелю на втрати маси чавунів після нормалізації мав виражений екстремальний характер та залежав від вмісту інших легувальних елементів. Збільшення кількості нікелю в чавуні, що вмістив 11,5 % хрому та 0,6 % марганцю, зменшувало втрати маси, незалежно від концентрації вуглецю. У чавуні із 11,5 % хрому, при збільшенні марганцю до 3 % оптимальний вміст нікелю становив близько 2 %. При подальшому збільшенні марганцю до 5,4 % оптимальний вміст нікелю зменшився до 1 % (див. рис. 6.41). Кількість у чавуні вуглецю не змінювала характер впливу нікелю на зносостійкість, а визначала рівень втрат питомої маси (див. рис. 6.41).

Найменші втрати маси були в чавунів, які містили 1,1 % вуглецю. За вмісту 25,5 % хрому та 0,6 % марганцю мінімальні втрати маси спостерігалися в чавуні із 1,1 % вуглецю за концентрації нікелю 1,0 %, а при 3,9 % вуглецю – близько 2 % нікелю. При максимальній кількості хрому 25,5 % та марганцю 5,4 % збільшення вмісту нікелю погіршувало зносостійкість чавуну (див. рис. 6.36 та табл. 6.10).

6.6 Висновки

1. Встановлено, що під час корозійного руйнування та гідроабразивного зношування руйнування високохромистих чавунів, додатково легованих марганцем та нікелем, починається на межі розділу фаз карбід – основа, а саме біля карбідів у збіднених на хром зонах. Характер руйнування поверхні виробів із чавунів під час корозійного та гідроабразивного зношування має місцевий характер з однаковими зовнішніми ознаками (руйнування зон на межі розподілу фаз карбід – основа).

2. Виявлено, що під час контакту поверхні чавуну й рідкого середовища виникає ефект Ребіндера, що є головним фактором руйнування. Руйнівна дія за ефекту Ребіндера посилюється наявністю дрібних частинок пульпи, розмірами, меншими за 0,5 мкм.

3. Ефект Ребіндера спричинює мікроруйнування на межах зерен та зонах розділу фаз карбід – основа та сприяє утворенню рихлоти внаслідок появи гідродинамічного клину під час руху середовища. Потік дрібних частинок, що рухався уздовж карбідів або евтектичних колоній, посилював дію гідродинамічного клину та видаляв зони рихлоти подібно до механічного різання абразивним інструментом.

4. Розроблено модель руйнування поверхні виробів із високохромистих чавунів при виникненні ефекту Ребіндера та наявності дрібних частинок, що підсилювали дію гідродинамічного клину. Рух дрібних частинок пульпи уздовж мікродефектів і карбідів призводив до виникнення канавок, що поступово перетворювалися на тріщини, які поширювалися і відокремлювали цілі фрагменти виробу.

5. Виявлено регресійні залежності втрати маси чавуну від його хімічного складу під час корозійного руйнування та гідроабразивного зношування в

середовищах із пульпою та без неї у стані литва та після нормалізації. Встановлено склади чавунів із мінімальними втратами маси.

6. Отримані регресійні залежності втрати маси чавуну від його хімічного складу дають змогу розробляти марки чавунів для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог.

Дані, що відображені в цьому розділі, опубліковано у працях [186], [213], [218]

РОЗДІЛ 7
РОЗРОБКА НОВИХ СПЛАВІВ І ВПРОВАДЖЕННЯ ЇХ У ВИРОБНИЦТВО

7.1 Вимоги до чавунів для різних умов експлуатації й технологічних потреб

Промислові склади чавунів повинні не тільки мати високі показники стійкості за різних умов експлуатації, а й відповідати певним технологічним вимогам виробництва. Стійкість за певних умов експлуатації визначається хімічним складом, структурою та властивостями сплаву. До технологічних вимог належать: складність процесу отримання матеріалу з певними властивостями (вимоги до обладнання й допоміжних матеріалів), здатність до механічної обробки різанням (властивості матеріалу та складність конструкції деталі), собівартість виробництва та інші показники (обмежені можливості виробництва). Головною вимогою до ЗЧХ, що експлуатуються в умовах впливу корозійного середовища, є вміст хрому в металевій основі в зонах біля карбідів на межі розділу фаз карбід – основа. Мінімальний вміст хрому в цих зонах має перевищувати 12,0 % у стані литва або після термічної обробки.

До чавунів, що експлуатуються в умовах сухого абразивного зношування, головною вимогою є твердість. Максимальна твердість чавуну має забезпечуватися за відсутності заевтектичних карбідів значних розмірів, що погіршують зносостійкість. Для забезпечення потрібної структури чавуну без утворення заевтектичних карбідів ступінь евтектичності сплаву має становити 0,85…1,1. До чавунів, що використовуються для виробів, які експлуатуються одночасно в умовах абразивного й корозійного впливу середовища, перевагу має вміст хрому в основі. Для виробів, що експлуатуються в умовах гідроабразивного зношування у нейтральному середовищі, за виникнення ефекту Ребіндера, необхідно використовувати чавуни, у структурі яких відсутні утворення карбідів зна-

чних розмірів, а металева основа повинна мати мінімальну хімічну неоднорідність хрому.

За потреби механічної обробки виробів із ЗЧХ у структурі чавуну має бути відсутня суцільна сітка з цементиту, ледебуриту та заевтектичних карбідів, а металева основа не повинна зміцнюватися в процесі різання. Вимоги до структури чавунів, з яких виготовляють деталі, що експлуатується в різних умовах зношування, наведено в табл. 7.1. Отримання чавунів, що задовольняють потрібним умовам у стані литва без термічної обробки або з мінімальними витратами на термічну обробку, є пріоритетним напрямом.

Таблиця 7.1 – Вимоги до чавунів для різних умов експлуатації й технологічних вимог

Умови експлуатації й технологічні вимого	Вимоги до структури
Абразивне зношування	Мартенситна або аустенітна (здатна до наклепу) основа за максимальної кількості карбідів, без первинних карбідів значних розмірів. Твердість більша за 50 HRC
Корозійне середовище	Однофазна структура основи (ферит), що містить більше ніж 12 % Cr та мінімальну кількість карбідів
Гідроабразивне зношування в нейтральному середовищі без пульпи	Однофазна структура металевої основи із максимальною твердістю, що містить більше ніж 12 % хрому
Гідроабразивне зношування в нейтральному середовищі з пульпою	Однофазна структура металевої основи із максимальною твердістю (мартенсит) та мінімальною кількістю карбідів
Можливість обробки різанням	Твердість до 40 HRC. Відсутність первинних карбідів значного розміру. Металева основа не здатна до наклепу під час механічного різання

7.2 Розробка нових складів чавунів для різних умов експлуатації

Для експлуатації виробів із ЗЧХ в умовах сухого абразивного зношування головним показником стійкості є твердість матеріалу [4, 16], що повинна перевищувати 50 HRC. За таких умов експлуатації ГОСТ 7769–82 [30] рекомендує чавун ЧХ22, що має твердість 330…610 НВ. Значний діапазон твердості чавуну ЧХ22 призводить до нестабільних показників зносостійкості. Ступінь евтектичності чавуну ЧХ22 становить 0,73…1,30. Такі параметри твердості й евтектичності не задовольняють необхідним вимогам.

Згідно з даними розділу 3 (див. табл. 3.15), для забезпечення максимальної твердості необхідна максимальна кількість вуглецю та хрому. Оптимальна кількість марганцю й нікелю становить 3,67 % та 1,76 % відповідно. Максимальна твердість основи, що має важливе значення під час абразивного зношування, виникає при 22,49 % хрому (див. табл. 3.13). Для запобігання утворенню первинних карбідів, що негативно впливають на зносостійкість, ступінь евтектичності чавуну має дорівнювати 0,85–1,1. Тому хімічний склад чавуну ЧХ22 було оптимізовано. Порівняльні властивості чавуну ЧХ22 згідно з ГОСТ 7769–82 [30] й оптимізованим складом, наведено в табл. 7.2.

Відповідно до даних табл. 7.2, чавун для виробів, що експлуатуються в умовах сухого абразивного зношування, повинен мати: 2,8…3,3 % C; 19…24 % Cr; 1,5…2,5 % Mn, 0,2…0,5 % Ni та 0,6…0,9 % Si, – що забезпечує макротвердість чавуну на рівні 47…54 HRC, що відповідає 490…610 НВ. Мікротвердість основи оптимізованого чавуну становить 450…480 HV_{50}. Ступінь евтектичності перебуває в межах 0,89..1,1, що гарантує відсутність заевтектичних карбідів значного розміру. Такий склад чавуну відповідає маркуванню 320Х22Г2Н. Відсутність ванадію та титану сприятиме зменшенню собівартості виливок. Слід зауважити, що чавун 320Х22Г2Н, який має оптимізований хімічний склад, не потребує термічної обробки.

Таблиця 7.2 – Хімічний склад та властивості чавунів для експлуатації в умовах сухого абразивного зношування

Склади чавуну		Компоненти, мас.%							S_E = C / $C_{C'}$	HRC	$HV_{50}^{осн}$
		C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti			
ЧХ22	1	2,4	0,2	2,5	19	-	0,15	0,15	0,73	42	428
	2	3,6	1,0	2,5	25	-	0,35	0,35	1,30	54	467
новий	1	2,7	0,5	1,4	18,0	0,1	-	-	0,85	44	439
	2	2,8	0,6	1,5	19,0	0,2	-	-	0,89	47	452
	3	3,1	0,7	1,9	21,5	0,3	-	-	1,03	49	473
	4	3,3	0,9	2,5	24,0	0,5	-	-	1,10	54	483
	5	3,4	1,0	2,6	25,0	0,6	-	-	1,20	55	485

Зносостійкий чавун з підвищеною оброблюваністю різанням має задовольняти одночасно двом критеріям, тобто мати компромісні вимоги: достатню зносостійкість (твердість понад 46 HRC) та задовільну оброблюваність різанням (знос різця, менший за 15 мкм/м). На підставі аналізу регресійного рівняння (5.2) та даних розділів 4 та 6 було досліджено зразки чавунів порівняно з відомим чавуном згідно з патентом 2124066 [278]. Результати порівнювальних випробувань наведено в табл. 7.3.

Таблиця 7.3 – Хімічний склад і властивості запропонованого та відомого [278] чавунів

Склад чавуну	Компоненти, мас.%					Знос різця, мкм/м	HRC
	C	Si	Mn	Cr	Ni		
Патент 2124066	2,7	1,0	1,7	18,2	-	31,6	50,5
1	2,6	0,8	1,5	17,0	1,0	7,1	46,0
2	2,9	0,9	1,9	17,8	1,3	8,2	49,5
3	3,5	1,2	2,3	19,0	1,5	15,0	52,0

У запропонованих складах чавуну 1–3 (див. табл. 7.3) нікель у заявленій кількості підвищує в’язкість руйнування, сприяє утворенню аустеніту, не схильного до утворення наклепу, зміцнює матрицю, що утримує карбіди. Це забезпечує твердість чавуну понад 46 HRC й оброблюваність різанням із зносом різця, менше ніж 15 мкм/м. Зниження вмісту нікелю менше за 1,0 % значно погіршує зносостійкі властивості чавуну за рахунок зниження твердості матриці. Підвищення його змісту понад 1,5 % погіршує оброблюваність за рахунок значного твердорозчинного зміцнення матриці.

Кількість вуглецю зумовлена тим, що зниження його вмісту менше за 2,5 % зменшує кількість карбідів і твердість чавуну, а збільшення понад 3,5 % призводить до утворення заевтектичних карбідів, що значно погіршують оброблюваність чавуну різанням та зносостійкість. Вміст хрому забезпечує зміцнення твердого розчину заліза, що утримує карбіди та сприяє формуванню карбідної евтектики, що руйнує суцільну сітку цементиту. Зниження вмісту хрому менше ніж 17,0 % не забезпечує покращення оброблюваності через присутність значної частки цементитной сітки. Збільшення вмісту хрому понад 19 % призводить до утворення твердих карбідів хрому, що погіршують оброблюваність різанням.

Концентрація марганцю в чавуні менше ніж 1,5 % значно погіршує зносостійкі властивості чавуну за рахунок зниження твердості матриці, що утримує карбіди. Підвищення його вмісту понад 2,3 % викликає утворення наклепу, що погіршує оброблюваність. Оптимальний вміст кремнію зміцнює твердий розчин заліза, що утримує карбіди, але не погіршує в’язкості руйнування. За вмісту кремнію менше ніж 0,8 % погіршується зносостійкість чавуну через зниження твердості матриці. Зростання його вмісту понад 1,2 % погіршує оброблюваність через значне зміцнення твердого розчину. Отже, розроблений склад зносостійкого чавуну одночасно відповідає вимогам до зносостійкості й оброблюваності різанням у стані литва без проведення термічної обробки.

Проведені роботи дали змогу отримати патент 113633 України на винахід [300] та запропонувати чавун, що містив вуглець, хром, марганець, кремній у такому співвідношенні компонентів (мас. %): вуглець – 2,6…3,5; хром – 17,0…19,0; марганець – 1,5…2,3; нікель – 1,0…1,5; кремній – 0,8…1,2. Такий склад чавуну відповідає маркуванню 280Х18Г2Н. Ефективність розробленого чавуну полягає в забезпеченні необхідних вимог за відсутності термічної обробки й економії легувальних елементів.

Зносостійкий чавун із підвищеною корозійною стійкістю повинен мати компромісний склад, що забезпечує стійкість до корозій, а саме вміст хрому, за якого втрати маси при корозії не будуть перевищувати 1,0 гр/м^{2}год і твердість понад 40 HRC. Хімічний склад, твердість і швидкість корозії розробленого та відомого чавуну (патент 39803 Україна [301]) наведено в табл. 7.4.

Таблиця 7.4 – Хімічний склад і властивості розробленого та відомого (патент України 39803) чавунів

№ плавки	Компоненти, ваг. %							Втрати, гр/м^{2}год	HRC
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ca		
патент 39803	2,2	1,4	2,8	16,4	-	0,8	0,01	2,23	52
1	1,6	0,7	0,9	21,5	1,0	-	-	0,92	38
2	1,7	0,8	1,1	22,0	1,1	-	-	0,90	42
3	1,9	1,1	1,5	23,5	1,3	-	-	0,93	44
4	2,1	1,3	2,0	24,5	1,5	-	-	0,99	47
5	2,2	1,4	2,1	25,0	1,6	-	-	1,09	48

Із табл. 7.4 випливає, що зносостійкий чавун складів 2, 3 та 4 має достатню твердість для забезпечення зносостійкості, а за показником втрати маси за корозії значно перевищує відомий чавун (патент 39803 Україна [301]). Вуглець разом із залізом, марганцем та хромом утворює карбіди. Особливістю цих компонентів структури є те, що хром має більшу спорідненість із вуглецем,

ніж марганець і залізо, що викликає утворення карбідів з великим вмістом хрому. Збільшення вмісту хрому в карбідах призводить до зменшення його концентрації в основі. Якщо кількість хрому в основі буде недостатньою, то чавун втрачає корозійну стійкість. Збільшення вмісту вуглецю понад 2,1 % викликає зростання кількості карбідів, що призводить до зниження концентрації хрому в основі. Зниження вмісту вуглецю менше ніж 1,7 % зменшує кількість карбідів і твердість чавуну, що забезпечують зносостійкі властивості, і відповідно, зносостійкість чавуну погіршується.

Хром утворює карбіди, що мають більшу твердість, ніж карбіди заліза. Залежно від співвідношення хрому до вуглецю утворюються карбіди типу Me_3C, Me_7C_3 та $Me_{23}C_6$. У карбідах Fe_3C (цементит) розчинюється до 20 % Cr. У карбіді Cr_7C_3 розчинюється 30…50 % Fe, а в $Cr_{23}C_6$ до 35 % Fe. Зниження вмісту хрому менше ніж 22,0 % сприяє утворенню карбідів Me_3C з низькою твердістю, що, відповідно, зменшує зносостійкість. Збільшення вмісту хрому понад 24,5% викликає утворення великої кількості карбідів хрому $Cr_{23}C_6$, які збіднюють металеву основу на хром. Збільшення вмісту хрому в карбідах відбувається під час охолодження виливків у формі. Процеси дифузії відбуваються повільно, що викликає появу зон із низьким вмістом хрому біля карбідів, а це, у свою чергу, суттєво знижує корозійну стійкість виробів. Карбіди $Cr_{23}C_6$ утворюються при збільшенні в чавуні кількості хрому або зменшенні вмісту вуглецю.

Марганець сприяє отриманню структур гартування, а у великих кількостях сприяє утворенню стійкого аустеніту, схильного до перетворення на мартенсит деформації і наклепу, що підвищують твердість та зносостійкість. Марганець також сприяє збільшенню розчинності вуглецю в металевій основі, що зменшує кількість карбідів і підвищує вміст хрому в основі. Зниження вмісту марганцю менше ніж 1,1 % значно погіршує зносостійкі властивості чавуну за рахунок зниження твердості матриці, що утримує карбіди. Підвищення вмісту марганцю понад 2,0 % призводить до утворення

стабільного аустеніту та збільшує розчинність вуглецю в основі, що сприяє зменшенню кількості карбідів і погіршує зносостійкість.

Нікель зміцнює твердий розчин заліза, що утримує карбіди. Особливість впливу нікелю на структуроутворення в чавунах полягає в тому, що він одночасно збільшує розчинність хрому в аустеніті при зменшенні розчинності вуглецю. Зниження вмісту нікелю менше ніж 1,1 % значно погіршує зносостійкі властивості чавуну за рахунок зниження твердості матриці. Підвищення його вмісту понад 1,5 % погіршує корозійну стійкість за рахунок збільшення кількості карбідів та утворення біля них зон із низькою концентрацією хрому.

Кремній, розчинюючись у металевій основі, збільшує її твердість, що позитивно впливає на зносостійкість. Зниження вмісту кремнію менше ніж 0,8 % значно погіршує зносостійкі властивості чавуну за рахунок зниження твердості матриці. Підвищення його вмісту понад 1,3 % погіршує корозійну стійкість внаслідок зменшення концентрацією хрому в основі. Це відбувається тому, що кремній входить до складу карбідів, які утворюються в рідкому стані. Під час охолодження виливка у формі в карбідах відбувається процес заміщення атомів кремнію на атоми хрому, що призводить до зниження концентрації хрому в основі біля карбідів.

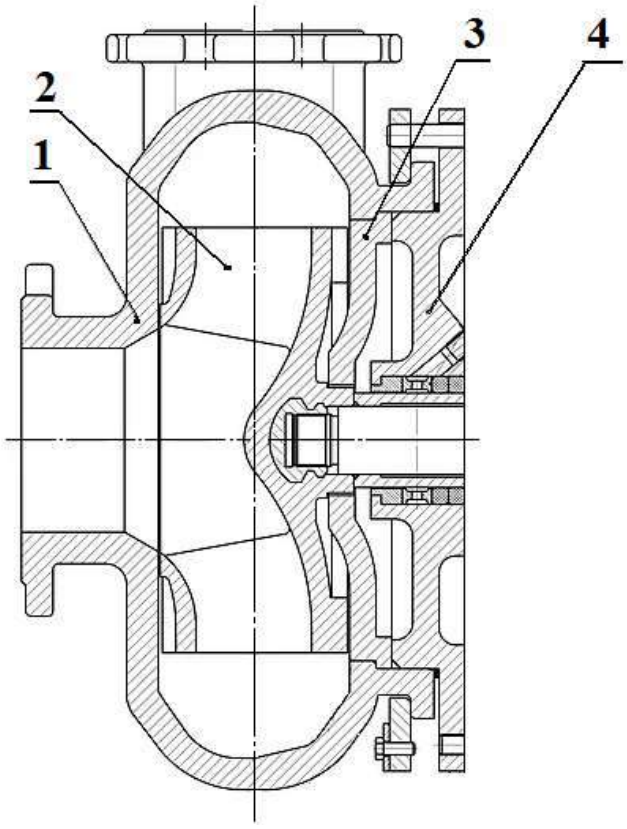
Отже, для вирішення поставленого завдання запропоновано чавун, що містить вуглець, хром, марганець, нікель та кремній при такому співвідношенні компонентів (мас. %): вуглець – 1,7…2,1; хром – 22,0…24,5; марганець – 1,1…2,0; нікель – 1,1…1,5; кремній – 0,8…1,3. Такий чавун відповідає маркуванню 180Х24Н2. Ефективність зносостійкого чавуна полягає в підвищенні корозійної стійкості та в зниженні витрат на виробництво виливків (без термічної обробки), а також в економії дорогих легувальних елементів.

Під час гідроабразивного зношування в середовищі без пульпи рекомендується чавун 110Х24Н, подібний до корозійностійкого, але із меншим вмістом нікелю. В умовах гідроабразивного зношування в середовищі з пульпою рекомендовано чавун 110Х12Г5Н2 при такому вмісті елементів: 1,1…1,4 % вугле-

цю, 11,0…15,0 % хрому, 5,0…6,0 % марганцю, 1,3…1,5 % нікелю та 0,8…1,2 % кремнію.

7.3 Впровадження нових сплавів на підприємствах України

Експлуатаційна надійність обладнання визначається стійкістю найбільш зношуваних деталей. При збагаченні корисних і переробці техногенних копалин на гірничозбагачувальних фабриках застосовуються шламові насоси (рис. 7.1). Найбільш зношуваними деталями у шламових насосах є робоче колесо, корпус спіральний та диск захисний (див. рис. 7.1). Ці деталі виготовляють із чавуну 300Х28Н2.



1 – корпус спіральний; 2 – робоче колесо; 3 – диск захисний; 4 – кришка

Рисунок 7.1 – Конструкція шламового насоса

Шламовий насос ГрАУ 400/20 застосовуються для перекачування рідких високоабразивних сумішей, щільністю 1600 кг/м^3, pH 6…12 за температури 5…70 °С. Об’ємна кількість частинок із твердістю до 9 ГПа та розмірами до 250 мм становить не більше ніж 30 %. Ливарно-механічний цех підприємства ПП «СТРОЙМАШ» виробляє запасні частини (рис. 7.2) для піскових, шламових та інших насосів.



Рисунок 7.2 – Запасні частини для шламових насосів

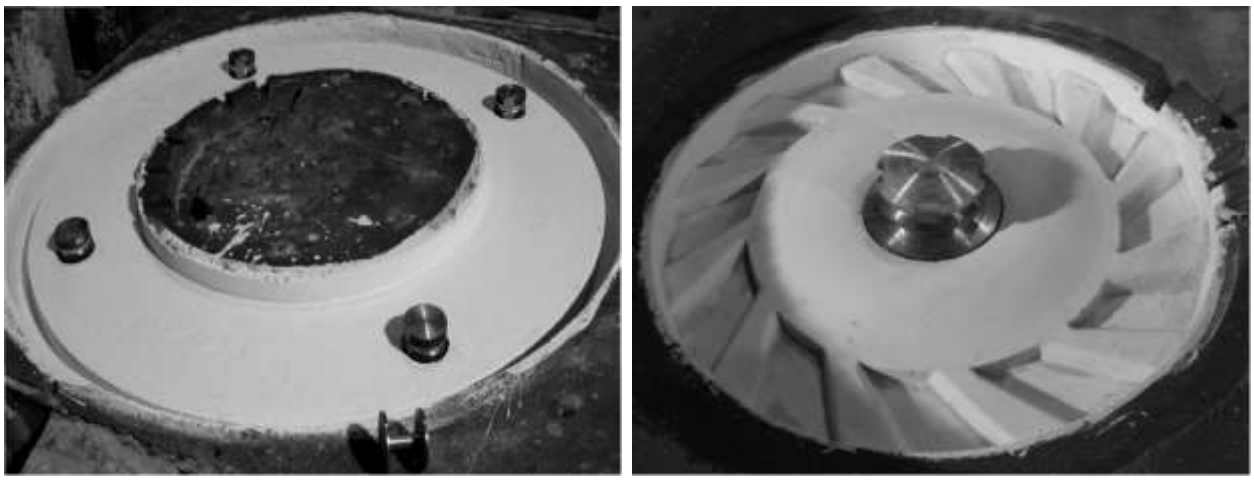
Технологія виробництва цих деталей полягає у виготовленні виливків у пісчаній суміші із подальшою термічною обробкою та механічним різанням поверхонь. Високохромисті чавуни є матеріалами із низькою оброблюванністю механічним різанням через значну твердість та в’якість. Для поліпшення оброблюваності застосовуються вставки зі сталі Ст. 3, що має високі показники

оброблюваності різанням лезовим інструментом. Диск захисний із вставками зі сталі Ст. 3 після механічної обробки різанням показано на рис. 7.3.



Рисунок 7.3 – Диск захисний із вставками після механічної обробки різанням

Використання вставок ускладнює процес отримання виливків (рис. 7.4), а саме підготовку вставок, що потребують механічної обробки, та їх очистку перед установкою у форму. Технологія вставок покращує оброблюваність виливків, але має інші недоліки, пов’язані з тим, що температура плавки сталі Ст. 3 становить понад 1500 °С, а температура заливки чавуну – близько 1400 °С, що призводить до появи ливарних дефектів і тріщин у зоні контакту вставок із рідким чавуном під час заливки форми (рис. 7.5).



1 2

Рисунок 7.4 – Ливарні форми диска захисного (1) та колеса робочого (2) із вставками зі сталі Ст. 3



Рисунок 7.5 – Тріщини в зоні контакту вставок із чавуном

Для промислових випробувань деталей із нових марок чавунів на підприємстві ПП «СТРОЙМАШ» були виготовлені колеса робочі із чавуну 110Х12Г5Н та диски захисні із чавуну 280Х18Г2Н для шламового насоса ГрАУ 400/20. Промислові випробування коліс робочих проводились на підприємстві ТОВ «ЕРФОГ», а дисків захисних – на підприємстві ТОВ «ДОСАП» при переробці техногенних копалин у Донецькій області. За результатами випробувань, стійкість робочого колеса насоса ГрАУ 400/20 із чавуну 110Х12Г5Н була у 1,6…1,8 рази більше порівняно з чавуном 300Х28Н2.

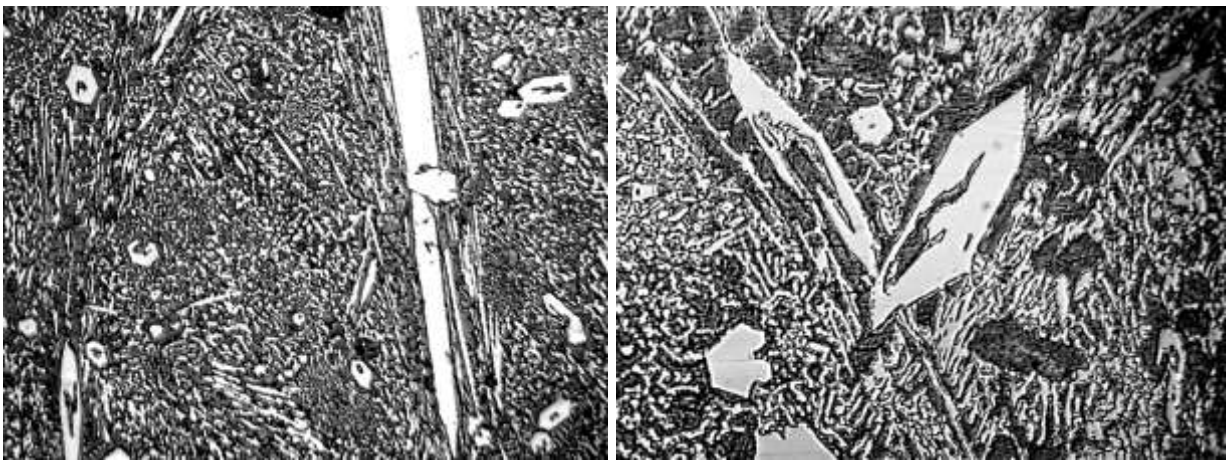
Стійкість захисного диска із чавуну 280Х18Г2Н була на рівні із чавуном 300Х28Н2. Але собівартість виробництва захисного диска із чавуну 280Х18Г2Н була набагато меншою.

Використання чавуну 280Х18Г2Н, що має задовільну оброблюваність у литому стані без термічної обробки, дало змогу відмовитись від технології вставок у ливарні форми. Заміна марки чавуну 300Х28Н2 на чавун 110Х12Г5Н для деяких деталей насоса ГрАУ 400/20 дала змогу знизити їх собівартість. За результатами випробувань прийнято рішення про промислове впровадження цих матеріалів для запасних деталей шламового насоса ГрАУ 400/20. Від провадження чавунів 110Х12Г5Н та 280Х18Г2Н, на підприємстві ПП «СТРОЙМАШ», очікується річний економічний ефект становить 925.681 грн. (Додаток Б).

Подібні запасні частини до насосів, що експлуатуються на гірничодобувних комбінатах титанових руд, виробляються в ремонтно-механічному цеху № 10 ТОВ «Запорізький титано-магнієвий комбінат» із чавунів 300Х28Н2, 290Х12Г3 та 250Х12Г5Т, хімічний склад яких наведено в табл. 7.5. Всі виливки із різних чавунів піддають нормалізації від 1100 °С, що передбачено ГОСТ 7769–82 [30]. Аналіз структури виливків із чавуну 300Х28Н2, що мали масу понад 150 кг, виявив наявність карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$ значних розмірів (рис. 7.6).

Таблиця 7.5 – Склади чавунів, які виплавляють у цеху № 10 ТОВ «ЗТМК»

Марка чавуну	Вміст елементів, мас. %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti
300Х28Н2	2,7…3,0	0,7…1,4	0,5…0,8	24,0…30,0	1,5…3,0	–
250Х12Г5Т	2,3…2,8	До 0,7	4,5…5,2	11,0…18,0	0,2…0,4	до 0,12
300Х12Г3	2,6…3,0	0,7…1,4	2,8…3,2	9,0…12,0	до 1,5	–



х 150 х 400

Рисунок 7.6 – Заевтектичні карбіди в чавуні 300Х28Н2 при різному збільшенні

Утворення заевтектичних карбідів значного розміру негативно впливає на абразивну стійкість [64]. Для запобігання утворенню таких карбідів у виливках, масою понад 150 кг, була проведена оптимізація складу чавуну з метою зменшення ступеня евтектичності, що запобігало появі заевтектичних карбідів $(Cr,Fe)_7C_3$ значних розмірів. Після оптимізації хімічного складу чавуну було запропоновано такий вміст елементів: 2,5…2,8 % вуглецю, 24,0…28,0 % хрому, 1,5…2,5 % нікелю та 0,8…1,5 % марганцю, що забезпечило ступінь евтектичності 0,9…1,1, але не вплинуло на механічні й експлуатаційні властивості. За такого хімічного складу заевтектичні карбіди мали такий вигляд, як на рис. 7.7.

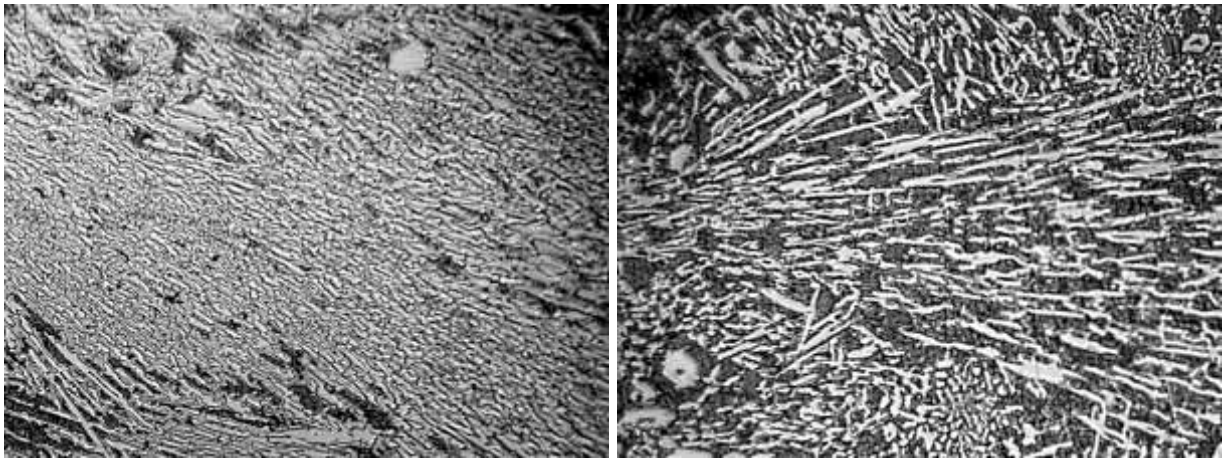


Рисунок 7.7 – Карбіди в чавуні 300Х28Н2 оптимізованого складу, х 400

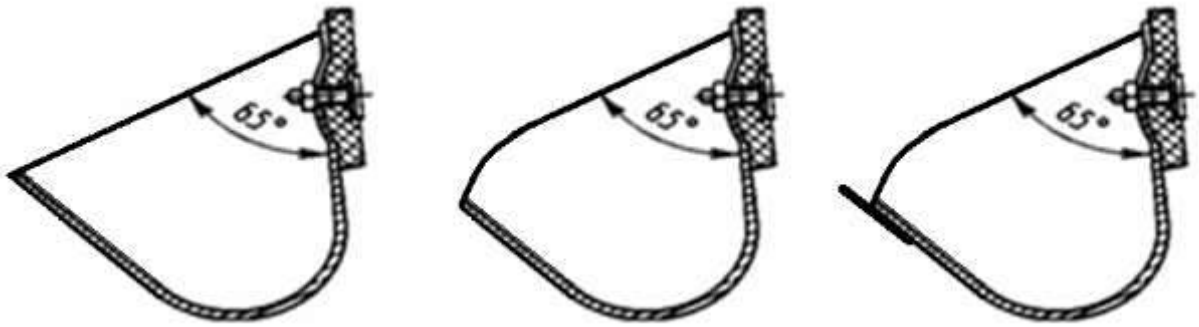
Кристалізація чавунів із ступенем евтектичності близько 1,0 відбувалася без утворення заевтектичних карбідів значних розмірів. Феритна основа чавуну 300Х28Н2 дала змогу відмовитися від проведення нормалізації виливків, що дало можливість зекономити енергетичні ресурси та суттєво знизити собівартість виливків.

Аналіз твердості та структури виливків із чавуну 300Х12Г3 виявив, що мікротвердість металевої основи у стані литва становить 300...360 HV_{50}, а після нормалізації від 1050 °С – 610...680 HV_{50}. Проведення нормалізації виливків із цього чавуну при відпалі за температури 720 °С дало змогу отримати металеву основу з твердістю 590…620 HV_{50}, що практично не відрізнялося від твердості чавуну після нормалізації від 1050 °С.

Твердість металевої основи чавуну 250Х12Г5Т у стані литва становила 420…470 $HV_{50,}$ а після нормалізації від 1050 °С – 490…530 HV_{50}. При відпалі від 720 °С мікротвердість становила 520…570 HV_{50}, що має трохи кращі показники, ніж під час нормалізації від 1050 °С.

За результатами оптимізації хімічного складу чавуну 300Х28Н2 та диференційного підходу до вибору режимів термічної обробки виливків із різних чавунів, на підприємстві ТОВ «Запорізький титано-магнієвий комбінат», очікуваний річний економічний ефект від цих проваджень становить 1.680.450 грн (Додаток В).

У ливарних цехах ТОВ «ТВІНС–СЕРВІС ЛТД» при транспортуванні сухих і зволожених сипучих матеріалів використовують елеватори, у яких ковші мають зварну конструкцію зі сталі Х18Н10 (рис. 7.8 а). У процесі експлуатації робоча частина ковша стирається (рис. 7.8 б), що призводить до втрати продуктивності. Для відновлення форми ковша елеватор необхідно зупиняти та розбирати (знімати ковші). Відновлення ковша відбувається шляхом приварювання пластини знизу робочої поверхні ковша (рис. 7.8 в). Такий процес є трудомістким і витратним.



а б в

Рисунок 7.8 – Ковші елеватора: новий (а), зношений (б), відновлений (в)

Для подібних умов експлуатації використовують чавуни ЧХ16 та ЧХ22 згідно з ГОСТ 7769–82 [30], що після нормалізації від 1050 °С мають твердість 400…450 НВ та 330…610 НВ відповідно. Стійкість виробів за таких умов експлуатації визначається твердістю матеріалу. Отже, твердість чавуну ЧХ16 недостатня, а чавун ЧХ22 має значний діапазон твердості, що призводить до появи частини ковшів із низькою стійкістю. Відповідно до цього, необхідна оптимізація складу чавуну ЧХ22. Аналіз рівнянь регресій залежності твердості чавуну та мікротвердості фаз від хімічного складу чавуну (див. розділ 3) дав змогу визначити склад чавуну для таких умов експлуатації з твердістю 50…53 HRC.

Встановлення накладок у ковші (рис. 7.9) дало змогу відновлювати ковші елеватора без розборки. У зв’зку з тим, що високохромисті чавуни не зварюються, була розроблена схема фіксації накладок. Конструкція накладки передбачає виямки на вертикальних ребрах, які заварюють електродами зі сталі Х18Н10, що унеможливлює переміщення накладки. Економічна ефективність застосування такої технології відновлення ковшів елеваторів із чавуну ЧХ22, оптимізованого складу в умовах ТОВ «ТВІНС–СЕРВІС ЛТД» становить 573.804 грн на рік (Додаток Г).

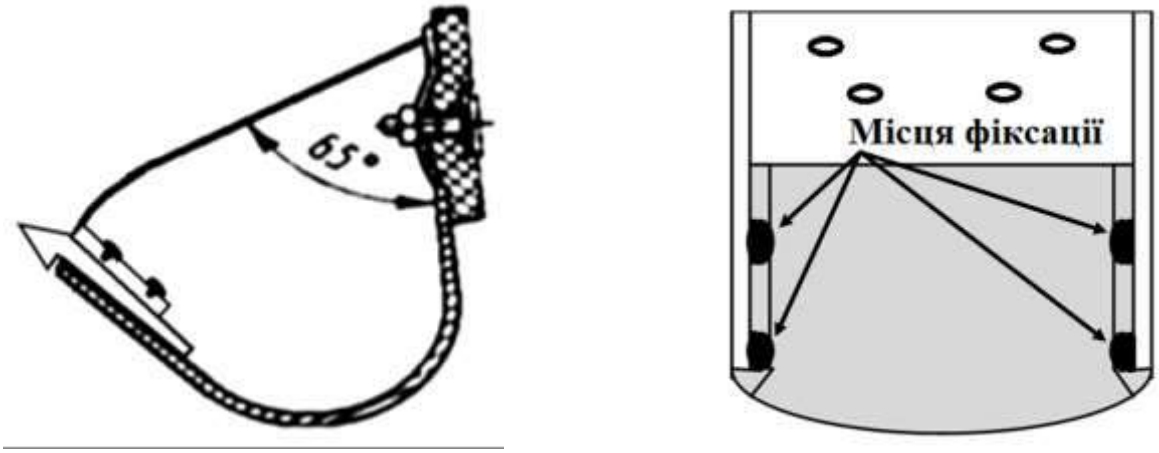


Рисунок 7.9 – Схема встановлення та фіксація накладки

Хімічні склади розроблених чавунів наведено в табл. 7.6. Порівняння властивостей розроблених чавунів та еталонного чавуну 300Х28Н2 наведено в табл. 7.7. Ефективність впровадження результатів досліджень на підприємствах України та порівняльні властивості експлуатаційної стійкості й собівартості виробів наведено в табл. 7.8.

7.4 Використання результатів досліджень у навчальному процесі

Отримані наукові та практичні дані використовуються в начальному процесі на кафедрі «Обладнання та технологія зварювального виробництва» ЗНТУ при вдосконаленні курсів лекцій навчальних дисциплін «Триботехніка та основи надійності машин», «Фізичні і металургійні процеси при наплавленні та напиленні», «Поверхневі фізико-хімічні процеси» та «Основи наукових досліджень», а також під час виконання студентами лабораторних, практичних і дипломних робіт. Акти впровадження результатів дисертаційної роботи у навчальний процес від 12.12.2016 р. і 12.12.2017 р. див. у додатках Д та Е.

Таблиця 7.6 – Хімічний склад розроблених чавунів та запропоновані режими термічної обробки

Чавун	Склад чавуну, мас. %					Режими термічної обробки
	C	Mn	Cr	Ni	Si	
280Х28Н2 (оптимізованого складу)	2,5…2,8	1,5…2,5	24,0…28,0	0,8…1,5	0,6…1,0	Без ТО
180Х24Н2	1,7…2,1	1,1…2,0	22,5…24,5	1,1…1,5	0,8…1,3	Нормалізація від 1050°С, τ – 4,5 год
320Х22Г2Н	2,8…3,6	1,5…2,5	19,0…24,0	0,2…0,5	1,0…1,3	Нормалізація від 1050 °С, τ – 1,5 год
110Х12Г5Н	1,1…1,4	5,0…6,0	11,0…15,0	1,3…1,5	0,8…1,2	Без ТО
110Х24Н	1,1…1,4	0,6…1,0	24,0…26,0	1,2…1,6	0,6…1,0	Без ТО
280Х18Г2Н	2,5…3,5	1,5…2,3	17,0…19,0	1,0…1,5	0,8…1,2	Без ТО, Нормалізація від 1050 °С, τ – 1,5 год

Таблиця 7.7 – Властивості розроблених чавунів

Чавун	Твердість, HRC		Втрати маси, г/м^{2}год							$I_р$, мкм/м
			$I_К$	$I_{знос}$		$I_{Г-А}$		$I_{Г-А}^{пульп}$		
	Без ТО	Нормалізація	Без ТО	Без ТО	Нормалізація	Без ТО	Нормалізація	Без ТО	Нормалізація	Без ТО
300Х28Н2 (еталон)	57	61	0,72	0,07	0,07	1,5	1,4	3,0	2,8	39,6
180Х24Н2 (Зносостійкий та корозійностійкий)	37	56	0,61	0,13	0,14	1,7	1,6	1,8	2,7	15,8
320Х22Г2Н (Зносостійкий)	52	62	1,76	0,07	0,07	2,8	2,5	4,8	4,9	22,4
110Х12Г5Н (Гідроабразивностійкий у пульпі)	33	44	3,40	0,92	0,90	2,6	2,4	0,4	0,7	3,3
110Х24Н (Корозійностійкий)	36	49	0,31	0,60	0,70	0,7	0,6	0,9	2,7	15,1
280Х18Г2Н (Зносостійкий із підвищеною оброблюваністю)	50	58	1, 67	0,12	0,11	2,6	1,4	4,1	3,0	9,4

Таблиця 7.8 – Впровадження результатів роботи

Підприємство, вироби	Об'єкт впровадження	Техніко-економічні результати	Економічний ефект
ООО «ЗТМК» номенклатура	Зносостійкий чавун 280Х28Н2 (оптимізація складу)	Оптимізація складу, вилучення ТО з технології виготовлення. Зменшення собівартості 1т литва на 336,49 грн.	1680450 грн.
	Чавуни 250Х12Г5Т, 300Х12Г3	Підвищення твердості. Оптимізація режиму ТО.	
ПП «СТРОЙМАШ» Корпус насоса, Диск задній	Зносостійкий чавун 110Х12Г5Н	Підвищення стійкості у 1,6…1,8 рази. Зменшення собівартості 1т литва на 341,92 грн.	925681 грн.
	Зносостійкий чавун 280Х18Г2Н	Підвищення оброблюваності. Зменшення собівартості 1т литва на 264,36 грн.	
ООО «ТВІНС-СЕРВІС ЛТД» ковші елеватора	Зносостійкий чавун 320Х22Г2Н (оптимізація складу)	Оптимізація технології відновлення. Зменшення вартості 1 виробу на 1912,68 грн.	573804 грн.

7.5 Висновки

1. На підставі проведених досліджень були рекомендовані до впровадження у виробництво склади чавунів та режими їх термічної обробки, що дають змогу отримати економічний ефект у розмірі 3,18 млн грн на рік, у тому числі: на підприємстві ПП «СТРОЙМАШ» – 925,68 тис. грн (акт від 16.01.2015 р.), ТОВ «ТВІНС-СЕРВІС ЛТД» – 573,804 тис. грн (акт від 14.03.2016 р.) та ТОВ «Запорізький титаномагнієвий комбінат» – 1680,45 тис. грн (акт від 29.04.2016 р.).

2. Розроблений та захищений патентом на винахід (патент 113363 Україна) чавун складу: 2,5...3,5 % C; 17...19,5 % Cr, 1,5...2,3 % Mn, 1,0…1,5 % Ni, 0,8…1,2 % Si та домішки. Цей зносостійкий сплав доцільно використовувати для виробництва особливо важливих деталей, що потребують значного обсягу механічної обробки лезовим інструментом.

3. Отримані наукові та практичні дані використовуються в начальному процесі на кафедрі «Обладнання та технологія зварювального виробництва» ЗНТУ при вдосконаленні курсів лекцій навчальних дисциплін «Триботехніка та основи надійності машин», «Фізичні і металургійні процеси при наплавленні та напиленні», «Поверхневі фізико-хімічні процеси» та «Основи наукових досліджень», а також під час виконання студентами лабораторних, практичних і дипломних робіт (Акти впровадження від 12.12.2016 р. та 12.12.2017 р.).

Дані, що відображені в цьому розділі, опубліковано у праці [301].

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі подано науково обґрунтовані дослідження у сфері матеріалознавства, а саме розвинуті уявлення про формування карбідної фази та металевої основи в зоні розподілу фаз карбід – основа на всіх етапах технологічного процесу виготовлення виробів із високохромистих зносостійких чавунів, додатково легованих марганцем та нікелем. Досліджено процеси і механізми руйнування цих матеріалів в умовах впливу корозійного середовища та гідроабразивного зношування, а також та під час механічної обробки різанням. Отримані результати сприяли вирішенню важливої науково-технічної проблеми щодо підвищення властивостей та експлуатаційної стійкості виробів з високохромистих чавунів та зменшення витрат на їх виробництво.

За результатами досліджень можна зробити такі висновки:

1. Під час первинної кристалізації чавунів у системі Fe-C-Cr утворюються метастабільні карбіди, у яких вміст хрому зменшується від центральних до поверхневих шарів, що зумовлює в них водночас хімічну і структурну неоднорідності.

2. У ЗЧХ хром переважно концентрується в карбідах, а нікель – в основі. Розподіл марганцю між фазами залежить від його кількості в чавуні та від вмісту хрому. При збільшенні марганцю в чавуні його концентрація у фазах вирівнюється. Збільшення вуглецю, що зв’язує хром та марганець у карбіди, призводить до зменшення їх концентрації в металевій основі, у цей час вміст нікелю в основі зростає пропорційно до кількості карбідів. Збільшення концентрації хрому в чавуні сприяє підвищенню концентрації марганцю в основі.

3. У процесі охолодження виливка у формі відбувається збільшення вмісту хрому в карбідах, що зумовлено заміщенням атомів марганцю та заліза на атоми хрому; це, у свою чергу, призводить до виникнення біля карбідів зон, збіднених на хром та збагачених на марганець і залізо.

4. Відпал і нормалізація збільшують вміст хрому в карбідах. Але внаслідок відпалу хімічна неоднорідність основи зростає, а після нормалізації – зменшується. Під час нормалізації від 1050 °С відбувається утворення високохромистої фази, при цьому вивільнені атоми заліза та інших елементів утворюють всередині карбідів та навколо них зони твердого розчину (аустеніту або фериту).

5. Виявлено, що за відпалу при 690…720 °С під час ізотермічної витримки (нижче за Ac_1) у високохромистих чавунах, додатково легованих марганцем (понад 2 %), виникає ефект локального α↔γ перетворення у зонах біля карбідів. Виникнення такого ефекту пояснюється зниженням температури перетворення внаслідок збільшення у цих зонах вмісту марганцю та заліза при зменшенні концентрації хрому.

6. За вмісту в чавуні 14…19 % хрому утворюється карбідна евтектика у кількості, достатній для руйнування суцільної сітки цементиту, що покращує оброблюваність різанням лезовим інструментом.

7. Виникнення ефекту Ребіндера та присутність дрібних частинок (пульпи) різко збільшує втрати маси чавунів під час гідроабразивного зношування. Зниження гідроабразивної стійкості відбувається внаслідок руйнування меж розподілу фаз карбід – основа. Збільшення обсягів руйнування під впливом дрібних частинок призводить до утворення тріщин, що поступово перетворюються на магістральні та викликають фрагментарні руйнування.

8. Відпал значно погіршував показники стійкості під час гідроабразивного зношування через зменшення вмісту хрому в зонах біля карбідів, що підсилювало дію ефекту Ребіндера та впив пульпи на процес руйнування.

9. Розроблені марки чавунів для різних умов експлуатації з урахуванням технологічних вимог мають підвищені показники експлуатаційної стійкості при зменшенні собівартості виробництва.

10. Наукові здобутки, що наведені в розділах 3, 4, 5 та 6, використовуються в навчальному процесі на кафедрі ОТЗВ ЗНТУ і містяться в лекційному

матеріалі дисциплін «Руйнування матеріалів при різного виду зношуваннях», «Поверхневі фізико-хімічні процеси» та інших.

11. Впровадження у виробництво нових складів чавунів та рекомендацій щодо вибору режимів їх термічної обробки дають змогу зменшити собівартість виробів із високохромистих чавунів за рахунок покращення оброблюваності різанням, підвищити експлуатаційну стійкість виробів у різних умовах експлуатації та отримати значний економічний ефект.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Колосов В. А. Горнодобывающая отрасль – проблемы и перспективы развития. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2007. № 6. С. 3-5.

2. Шейнман Е. Цена коррозии. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. №2 (620). С. 42-44.

3. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны – эволюция и перспективы. *Литейное производство*. 2000. № 9. С. 15–16.

4. Гарбер М. Е. Износостойкие белые чугуны. М. : Машиностроение, 2010. 280 с.

5. Gierek A., Bajka L. Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne. Katowice: Slask, 1976. 230 p.

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

7. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов. М. : Машиностроение, 1972. 112 с.

8. Бобро Ю. Г. Легированные чугуны. М. : Металлургия, 1976. 288 с.

9. Барановский К. Э., Ильюшенко В. М. Литье деталей из износостойких хромистых чугунов для центробежных мельниц в комбинированные формы и кокили. *Литье и металлургия*. 2009. № 3. С. 162-164.

10. Леви Л. И., Кантеник С. Н. Литейные сплавы. М. : Высшая школа, 1967. 435 с.

11. Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин / О. С. Комаров, Н. И.,Урбанович, Д. О. Комаров, В. И. и др. *Литейное производство*. 2008. № 2. С. 2-4.

12. Седуш В. Я. Надежность, ремонт и монтаж металлургических машин. Киев-Донецк: Вища школа. Головное изд-во, 1981. 264 с.

13. Плахтин В. Д. Надежность, ремонт и монтаж металлургических машин. М. : Металлургия, 1983. 415 с.

14. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В. С. Попов и др.; М. : Металлургия, 1978. 232 с.

15. Шехтер С. Я., Шварцер А. Я.. Наплавка деталей металлургического оборудования. Справочник. М.: Металлургия, 1981. – 160 с.

16. Структурно и неструктурно чувствительные свойства хромистых чугунов / А. А. Кириллов и др. *Черные металлы*. 2007. № 9. С. 7-13.

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

18. Гудремон Э. Специальные стали: в 2 Т.; пер. с нем. М.: Металлургия, 1966. Т.1. 736 с.

19. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1978. 648 с.

20. Адаскин А. М., Зуев В. М. Материаловедение (металлообработка). М.: ИЦ «Академия», 2009. 288 с.

21. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. М.: Металлургия, 1967. 797 с.

22. Иванов Д. Ю., Волчок И. П. Смягчающая термическая обработка высокохромистого чугуна и ее влияние на структуру. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 1999. № 2. С. 64-66.

23. К выбору технологической схемы смягчающей термической обработки высокохромистого чугуна / В. Г. Ефременко и др. *Наука та прогрес транспорту*. 2014. № 2 (50). С. 103-110.

24. Shapovalova G. Ya., Bashkin O. I. Microstructure and wear resistance of high-chromium cast irons machined with prior heating. *Metal Science and Heat Treatment*. 1985. Vol. 27. P. 760-762.

25. Soft annealing of high chromium white cast iron / P. Amorim et al. *Materials Science Forum*. 2004. Vol. 455−456. P. 290−294.

26. Булдыгин В. И., Гапон А. А. Закономерности абразивного изнашивания высокохромистых сплавов. *Повышение износостойкости и долговечно-*

сти деталей машин и оборудования: сб. науч. Трудов / под ред.: Н. Н. Брыкова. Киев : УМК ВС. 1989. 4–12 с.

27. Zhou J. M., Andersson M. Machinability of abrasion resistance cast iron with PCBN cutting tools. *Materials and Manufacturing Processes*. 2008. Vol. 23. № 5. P. 506–512.

28. Influence of lead and sulphur addition on machinability of high chromium cast iron / T. Fujita et al. *Journal of Japan Foundry Engineering Society*. 1999. Vol. 71. №8. P. 505–510.

29. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г.. Основи легирования наплавленного металла. Абразивный износ. М.: Машиностроение, 1969. 188 с.

30. ГОСТ 7769-82. Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки. Введ. 1983-01-01. М.: Изд-во стандартов, 1982. 15 с.

31. Куцова В. З., Ковзель М. А., Гребенева А. В. Фазовые превращения и структура высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2010. №3. С. 26–40.

32. Чейлях А. П. Новые экономичные функциональные метастабильные сплавы и способы повышения их свойств. *Металл и литье Украины*. 2000. № 11-12. С. 20–27.

33. Пілюшенко, В. Л. Формування структури і властивостей зносостійких чавунів із зміною ступеня їх легування. *Металознавство та обробка металів*. 2004. № 2. С. 41–44.

34. Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н. Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. 416 с.

35. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М.-Л.: Машиностроение, 1966. 564 с.

36. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. М.: Металлургия, 1983. 176 с.

37. Лунев В. В., Ивахненко Е. И., Федьков В. А. Вопросы абразивно-коррозионной износостойкости хромоникелевых сплавов. *Новые конструкционные материалы эффективные методы их получения и обработки, повышения надежности и долговечности деталей машин и конструкций* : сб. науч. Трудов / под редакцией А. Д. Коваля. Киев: УМК ВС, 1991. С. 53–54.

38. Кристаллизация из расплавов. Справочник / К. Хайн, и др.; пер. с нем. М.: Металлургия, 1987. 320 с.

39. Самсонов Г. В., Уманский Я. С Твердые соединения тугоплавких металлов. М. : Металлургиздат, 1957. 388 с.

40. Никольский А. Б., Суворов А. В. Химия: учебник для вузов. СПб.: Химиздат, 2001. 512 с.

41. Глазов В. М. Основы физической химии: учебное пособие для вузов. М. : Высшая школа, 1981. 456 с.

42. Основы физической химии. Теория и задачи: учебное пособие для вузов / В. В. Еремин и др.: М. : Издательство «Экзамен», 2005. 480 с.

43. Жуков А. А., Савуляк В. И., Архипова Т. Ф. О влиянии элементов на равновесные температуры эвтектических превращений. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. №2. С. 3–8

44. Сильман Г. И. Закономерности межфазного распределения элементов в сплавах. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 8 (626). С. 7–12.

45. Нетребко В. В. Влияние Cr, Mn и Ni на образование карбидов в высокохромистых чугунах. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 2. С. 50–54.

46. Виноградова Л. А., Курганова Ю. А Структура сталей : учебное пособие. Ульяновск: УлГТУ, 2009. 54 с.

47. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: в 3 Т. / под ред.: Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. Т 1. 998 с.

48. Гарост А. И. Железоуглеродистые сплавы. Минск: Беларуская навука, 2010. 252 с.

49. Хрущов М. М. , Бабичев М. А. Исследование изнашивания металлов. М.: Изд. АН СССР, 1960. 352 с.

50. Нехендзи Ю. А. Стальное литье. М.: Металлургиздат, 1948. 766 с.

51. Лужанский И. Б. Высокоэффективные износостойкие стали, легированные кремнием. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. №6 (672). С. 3–8.

52. Осаул А. И., Ивахненко Е. И., Кагановский Д. Г. Высококремнистые сплавы для отливок. *Новые конструкционные материалы эффективные методы их получения и обработки, повышения надежности и долговечности деталей машин и конструкций*: Сб. науч. трудов / под ред.: А. Д. Коваля. Киев: УМК ВС, 1991. С. 64–65.

53. Малахов А. И., Жуков А. П. Основы металловедения и теории коррозии. М.: Высшая школа, 1978. 192 с.

54. Александров Н. А., Гущин Н. С. Влияние кремния и модифицирования расплава на устойчивость аустенита при охлаждении хромоникелевого чугуна. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. №7 (613). С. 15–17

55. Сильман Г. И. Сплавы системы Fe–C–Mn. Часть 5. Особенности структурообразования в белых высокомарганцевых чугунах. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. Вып. № 3 (609). С. 3–8.

56. Волчок И. П., Нетребко В. В. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов. *«НАУЧНЫЙ ВЕСТНИК» Донбасской государственной машиностроительной академии*. 2015. №3 (18Е). С. 52–59.

57. Сильман Г. И., Болховитина Н. А. Эвтектическая полиэдрация диаграмм состояния систем Fe-C-Cr и Fe-C-Cr-Si. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1982. № 11. С. 99–103.

58. Дуб В. С., Дуб А. В., Макарычева Е. В. Роль примесных и технологических элементов в процессе формирования структуры и свойств конструкционных сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. №7 (613). С. 7–14.

59. Бобырь С. В., Большаков В. И. Марганцовистые чугуны как износостойкие конструкционные материалы. *Техника машиностроения*. 2006. № 2. С. 28–31.

60. Применение марганцовистых чугунов для изготовления износостойких деталей металлургического оборудования / С. В. Бобырь и др. *Металл и литье Украины*. 2006. № 5. С. 40-42.

61. Сильман, Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 2. Расчет и построение изотермических разрезов диаграммы. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 4. С. 3–9.

62. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. Справочник. М.: Металлургия, 1985. 184 с.

63. Косолапова Т. Я. Карбиды. М.: Металлургия, 1968. 300 с.

64. Попов В. С., Брыков Н. Н. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов. Запорожье: ИПК «Запорожье», 1996. 180 с.

65. Основы материаловедения: учебник для вузов / И. И. Сидорина и др. М.: Машиностроение, 1976. 436 с.

66. Бунин К. П., Баранов А. А. Металлография. М.: Металлургия, 1970. 256 с.

67. Чалмерс Б. Физическое материаловение; пер. с анг. М.: Металлургиздат, 1963. 455 с.

68. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник: в 2 Т. / под ред.: М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М.: Металлургиздат, 1961. Т. 1. 747 с.

69. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. Справочник: в 3 Т.; пер. с англ. М. : Металлургиздат, 1962. Т.1. 608 с.

70. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: в 3 Т. / под ред.: Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. Т. 2. 1023 с.

71. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов. Справочник; пер. с анг. М.: Металлургия, 1973. 760 с.

72. Юм-Розери, В. Введение в физическое металловедение; пер. с анг. М.: Металлургия, 1965. 204 с.

73. Жуков А. А. Псевдогексагональный карбид Fe_7C_3 и эвтектика Fe_3C-Fe_7C_3 в системе Fe-C. *Известия Академии наук СССР. Металлы*. 1973. № 1. С. 181-183.

74. Kulnitskiy B. A., Blank V. D. Iron Carbide Formation inside Carbon Nanotubes. *Advanced Materials & Technologies*. 2017. No 3. p. 34–39.

75. Ткаченко С. Н. Упрочнение поверхности материалов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтез. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 1. С. 69–75

76. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов Fe_3C и Fe_7C_3 в высокохромистых чугунах. *Наука та прогрес транспорту*. 2016. № 3(63). С. 138–147.

77. Кириченко А. Г., Колесник Н. Ф. Влияние серы на кинетику образования карбидов железа. *Теория и практика металлургии*. 2003. № 5-6. С. 114–118.

78. Твердофазные реакции в системе Fe-C при механическом сплавлении / Г. А. Дорофеев и др. *Химия в интересах устойчивого развития*. 2002. № 10. С. 53–58.

79. Naraghi R., Selleby M., Ågren J. Thermodynamics of stable and metastable structures in Fe-C systems. *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2014. Vol. 46. P. 148–158.

80. Жуков А. А. Еще раз о диаграмме состояния Fe-C. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 1. С. 38–39.

81. Stability, structure and electronic properties of γ-$Fe_{23}C_6$ from first-principles theory / C. M. Fang et al. *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. P. 2968–2977.

82. Fang C. M., van Huis M. A, Sluiter M. H. F. Formation, structure and magnetism of the γ-(Fe, M)$_{23}C_6$ (M = Cr, Ni) phases: A first-principles study. *Acta Materialia*. 2016. Vol. 103. P. 273–279.

83. Состав цементита в зависимости от температуры. In-siti нейтронография и результаты ad-initio расчетов / В. И. Воронин и др. *Письма в ЖЭТД*. Т. 91 вып. № 3-4. 2010. С 161–164.

84. Сильман Г. И. Уточнение диаграммы Fe–C на основе результатов термодинамического анализа и обобщения данных по системе Fe–C и Fe–C–Cr. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1997. № 11. С. 2–7.

85. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: підручник / Д. Ф. Чернега та ін. / под ред.: Д. Ф. Чернеги, Ю. А. Говтянського. К.: Вища шк., 2006. 503 с.

86. Бунин К. П., Баранов А. А. Металлография. М.: Металлургия, 1970. 256 с.

87. Коняева М. А., Медведева Н. И. Электронная структура, магнитные свойства и стабильность бинарных и тройных карбидов $(Fe,Cr)_3C$ и $(Fe,Cr)_7C_3$ *Физика твердого тела*. 2009. Т. 51. Вып. 10. С. 1965–1969.

88. Холлек Х. М. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов. Справочник; пер. с нем. М.: Металлургия, 1988. 319 с.

89. Петраков О. В., Поддубный А. Н. Структура белых износостойких чугунов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 8 (626). С. 36–38.

90. Нетребко В. В., Волчок И. П. Особенности легирования хромом износостойких чугунов. *Литье и металлургия*. 2013. № 3. С. 75–78.

91. Цыпин И. И. Износостойкие отливки из белые легированных чугунов: обзор. М.: НИИМаш, 1983. 56 с.

92. Воронков Б. В., Колокольцев В. М., Петроченко Е. В. Комплексно-легированные белые износостойкие чугуны. Челябинск: ПС «Изд-во РЕКПОЛ», 2005. 178 с.

93. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые материалы; пер. с нем. М.: Металлургия, 1968. 384 с.

94. Бажанов З. Г., Оганов А. Р., Джанола О. Системы Fe – C и Fe – H при давлениях внутреннего ядра Земли. *Успехи физических наук*, 2012. Т. 182. № 5. С. 521–530.

95. Самсонов Г. В., Упадхая Г. Ш., Нешпор В. С. Физическое материаловедение карбидов. Киев: Наукова думка, 1974. 456 с.

96. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения; пер. с анг. М.: Изд-во Мир, 1971. 424 с.

97. Самсонов Г. В. Тугоплавкие соединения Справочник. М.: Металлургиздат, 1963. 399 с.

98. Jian Z. Carbon Solubility and Mass Action Concentrations of Fe-Cr-C Melts. *The Proceedings of INFACON 8*. Beijing, China, 7-10 June 1998. P. 195–200.

99. Рябухин А. Г., Груба О. Н. Расчеты стандартных энтальпии и энергии Гиббса образования карбидов хрома произвольного состава. *Вестник ЮУрГУ, сер. «Металлургия.* 2005. Вып. 6. № 10. С. 9–13.

100. Исследование тонкой структуры монокристаллов $(Cr, Fe)_7C_3$: в кн. Карбиды и сплавы на их основе / Ю. Н. Таран и др. Киев: Наукова думка, 1974. С. 147–152.

101. Металлургия марганца Украины / Б. Ф. Величко и др. / под общ. и науч. ред. М. И. Гасика. Киев: Техника, 1996. 472 с.

102. Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. Теория и технология производства ферросплавов. М.: Металлургия, 1988. 784 с.

103. Xie J. Atomistic Simulations and Experimental Studies of Transition Metal Systems Involving Carbon and Nitrogen: Doctoral Dissertation. Department of Materials Science and Engineering. Division of Materials Process Science. Royal Institute of Technology. SE-100 44. Stockholm. Sweden, 2006. 40 P.

104. Исследование условий получения и некоторых свойств карбидов марганца: в кн. Карбиды и сплавы на их основе / Л. Т. Домасевич и др. Киев: Наукова думка, 1974. С. 44–49.

105. Тодоров Р. П., Арсов Я. Б. Графитизированные железоуглеродистые сплавы. М.: Металлургия. 1981. 320 с.

106. Савуляк В. І., Янченко О. Б. Економічні технології високоміцних графітизованих сплавів заліза: монографія. Вінниця: ВНТУ, 2014. 160 с.

107. Akimov I., Byelikov S., Volchok I. Wear resistance of graphitized steels. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2013. Vol. 58. Iss. 3. P. 813–816.

108. Особенности фазового состава продуктов промежуточного превращения стали 24Х2НАч / В. В. Свищенко и др. *Ползуновский вестник* . 2005. № 2, ч. 2. С. 95–97.

109. Влияние хрома на электронную структуру и магнитные свойства цементита / Н. И. Медведева и др. *Физика металлов и металловедение*, 2008, т. 105, вып. № 6. С. 602–607.

110. West D. R. F. Ternaly equilibrium diagrams: second edition. London-New York: Chapman and Hall, 1982. P. 152.

111. Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах. *Литье и Металлургия*. 2015. № 3. С. 40–46.

112. Бобырь С. В., Репина Н. И., Грушко П. Д. Фазовые и структурные превращения в богатых железом сплавах системы Fe-C-Cr. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*: сб. науч. трудов. Дніпро: ІЧМ НАН України, 2005. Вип. 10. С. 261–267.

113. Рожихина И. Д., Нохрина О. И. Теория и технология производства ферросплавов: Учебное пособие. Часть 1. Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2006. 258 с.

114. Сильман Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 1. Межфазное распределение марганца. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 2. С. 11–15.

115. Сильман Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 3. Политермические разрезы и проекции. *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. № 9 (603). С. 3–7.

116. Конторович И. Е. Термическая обработка стали и чугуна. М.: Металлургиздат, 1950. 683 с.

117. Сильман Г. И. Сплавы системы Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 1 (607). С. 3–7.

118. Сильман Г. И. Белые легированные чугуны с композиционной основой. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. №7 (601). С. 94–100.

119. Нетребко В. В., Волчок И. П. Особенности легирования марганцем износостойких высокохромистых чугунов. Литье и Металлургия. 2012. № 3. С. 162–165.

120. Granat K. Wieloskładnikowe stopy Fe–C–Cr–Si odporne na zużycie, przeznaczone na odlewy i warstwy napawane. Wrocław: Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, 2005. P. 182.

121. Воробьева Ю. П. Карбиды в сталях. *Известия Челябинского научного центра*. 2004. № 2 (23). С. 34–60.

122. Особенности формирования первичной структуры в износостойких сплавах на основе систем Fe–C–Mn и Fe–C–Mn–Cr / С. В. Бобырь, Г. В. Левченко, А. М. Нестеренко, и др. *Металознавство та термічна обробка металів*: Науков. та інформ. журнал. Дніпро: ПДАБА, 2009. № 4. С. 33–39.

123. Ахмедпашаев М. У. Исследование термически обработанных науглероженных легированных сталей для вырубных штампов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. №11 (629). С. 44-46.

124. Gómez-Acebo T., Sarasola M., Castro F. Systematic search of low melting point alloys in the Fe-Cr-Mn-Mo-C system. *Calphad*. 2003. Vol. 27. № 3. P. 325-334.

125. Тарасенко Л. В. Закономерности формирования химического состава многокомпонентного карбида $Me_{23}C_6$ в жаропрочных сталях. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. №1. С. 6–10.

126. Нетребко В. В. Особенности межфазного распределения марганца в высокохромистых чугунах. *Вісник ПДТУ. Серія: технічні науки*. 2013. Вип. 26. С. 88–93.

127. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургиздат, 1983. 360 с.

128. Паисов И. В. Термическая обработка стали и чугуна. М.: Металлургиздат, 1970. 264 с.

129. Натапов Б. С. Термическая обработка металлов: Учеб. пособие для вузов. Киев: Вища школа. Головное изд-во, 1980. 268 с.

130. Худяков М. А. Материаловедение: учебное пособие. Уфа: Монография, 2006. 238 с.

131. Блантер М. Е. Теория термической обработки: учебник для вузов. М.: Металлургия, 1984. 328 с.

132. Попов А. А., Попова Л. Е. Справочник термиста изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Свердловск: Машгиз. 1961. 430 с.

133. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. 3-е изд. перераб и доп.: в 3 Т. / под ред.: М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1983. Т. 2. 368 с.

134. Жуков А. А. К истории выявления спинодального предрасслоения переохлажденного аустенита в бейнитных железоуглеродистых сплавах. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 2. С. 12–14.

135. Снежной Г. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л. Кинетика выделения карбидной фазы в хромоникелевой коррозионностойкой стали 10Х13Н16Б. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. научн. тр. вып. 50. Дніпро, ПГАСиА. 2013. С. 155–158.

136. Миронова Т. М. Формирование структуры и свойств при графитизации легированного ванадием цементита в деформируемых белых чугунах. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. научн. тр. вып. 50. Дніпро: ПГАСиА, 2009. С. 79–85.

137. Болгар А. С., Турчанин А. Г., Фесенко В. В Термодинамические свойства карбидов. Киев: Наукова Думка, 1973. 271 с.

138. Розподіл легувальних елементів у високохромистому чавуні ИЧХ16НМФТ / В. З. Куцова та ін. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2003. № 4. С. 23–32.

139. Нетребко В. В., Волчок И. П. Влияние химического состава чугуна на межфазное распределение Cr после отжига при 690 °С. *Наука та прогрес транспорту*. 2017. № 4 (70). С. 60–70.

140. Закономірності структуроутворення та кінетики фазових перетворень в чавуні ИЧХ16НМФТ / В. З. Куцова та ін. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2002. № 1-2. С. 10–17.

141. Рожкова Е. В., Гарбер М. Е., Цыпин И. И. Влияние марганца на превращение аустенита белых хромистых чугунов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1981. № 1. С. 48–51.

142. Рожкова Е. В., Гарбер М. Е., Цыпин И. И. Влияние углерода на превращение аустенита белых хромистых чугунов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1977. №4. С. 21–24.

143. High-Temperature Oxidation and Decarburization of 14.55 wt. pct. Cr-Cast Iron in Dry Air Atmosphere / V. G. Efremenko et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016. Vol. 47A. No 2. P. 1529–1543.

144. Влияние термической обработки на свойства высокохромистого чугуна / М. И. Беркун и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1971. №1. С. 64–66.

145. Потапова М. С., Морозова И. Г., Сокол И. Я. Вторичная твердость легированных белых чугунов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1985. №7. С. 18–20.

146. Бурнаков К. К., Бразгин И. А. Охрупчивание стали 1Х21Н5Т. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1968. № 11. С. 25–27.

147. Dogan O. N., Hawk J. A. Effect of retained austenite on abrasion resistance of high-Cr white cast irons. *Transactions of American Foundrymen's's Society*. 1997. № 105. P. 167–174.

148. Нетребко В. В. Влияние отжига на твердость Cr-Mn-Ni чугунов. *Литье и Металлургия*. 2015. № 2. С. 95–101.

149. Ефременко В. Г., Чабак Ю. Г. Формирование структуры в высокохромистых чугунах: монография. Мариуполь: ПГТУ, 2016. 232 с.

150. Нетребко В. В. Влияние отжига на твердость высокохромистых чугунов, легированных Mn и Ni. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2015. № 2. С. 65–70.

151. Повышение качества прокатных валков из высокохромистого чугуна высокотемпературной термической обработкой / Т. С. Скобло и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 10. С. 7–10.

152. Нетребко В. В., Волчок И. П. Особенности термической обработки высокохромистых чугунов легированных Mn и Ni. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 1. С. 53–57.

153. Lin, H., Chang-Jun Z. Investigation of the role of secondary carbide in martensitic steel during three-body abrasion wear. *Wear*. 1994. № 176. P. 103–109.

154. Хрущов М. М. Классификация условий и видов изнашивания деталей машин. Трение и износ в машинах: сб. VIII. М.: АН СССР, 1953. С. 5-17.

155. Крагельский И. В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 420 с.

156. Справочник по триботехнике: в 3 т. / под общ. ред.: М. Хебды и А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение, 1989. Т. 1. 400 с.

157. Ефременко В. Г., Чабак Ю. Г. Материалы триботехнического назначения: учебное пособие. Мариуполь: ПГТУ, 2015. 245 с.

158. Тененбаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании. М.: Машиностроение, 1966. 332 с.

159. Rabinowicz E. Friction and Wear of Materials. New York: John Wiley & Sons Inc., 1995. 336 p.

160. Гаркунов Д. И. Триботехника: учебник для студентов вузов. 2-е изд. перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1989. 328 с.

161. Ткачев В. Н. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. М.: Машиностроение, 1971. 264 с.

162. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах. Киев: Техника, 1970. 396 с.

163. Тененбаум М. М. Сопротивление абразивному изнашиванию. М.: Машиностроение, 1976. 271 с.

164. Эрозия; пер с англ. / А. Эванс и др.: под ред. К. Прис. М.: Мир, 1982. 464 с.

165. Брыков М. Н., Ефременко В. Г., Ефременко А. В. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании: научное издание. Херсон: Гринь Д. С., 2014. 364 с.

166. Основы трибологии (трение, износ, смазка): учебник для техн. вуз. 2-е изд., перераб. и доп. / под ред. А. В. Чичинадзе. М.: Машиностроение, 2001. 664 с.

167. Fleischer, G. Ergebnisse auf dem Gebiet Reibung, Scmierung und Verschleis. *Scmierungstechnik*. 1978. № 8. S. 228–234.

168. Ребиндер П. А., Щукин Е. Д. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения. *Успехи физических наук*. 1972. Т. 108, № 9. С. 3–42.

169. Лихтман В. И., Ребиндер П. А., Карпенко Г. В Влияние поверхностно-активной среды на процессы деформации металлов. М.: Изд-во академии наук СССР, 1954. 207 с.

170. Крамер И., Демер Л. Влияние среды на механические свойства металлов; пер с англ. М.: Металлургия, 1964. 87 с.

171. Ребиндер П. А., Поверхностные явления в дисперсионных средах. Физико-химическая механика: Избранные труды. М.: Изд. Наука, 1979. 384 с.

172. Бабей Ю. И., Гурей В. М., Густи Е. Я. Влияние обычной и специальной механической обработки на работоспособность стали и чугуна в слабых поверхностно-активных средах. *Свойства конструкционных материалов при воздействии рабочих сред*: сб. науч. тр. Академия наук Украинской ССР. Киев: Наукова думка. С. 220–232.

173. Карпенко Г. В. Влияние среды на прочность и долговечность металлов. Киев: Наукова думка, 1976. 126 с.

174. Корнеев В. М., Разворотнева Л. И. Сравнительные оценки прочности сухого и влажного кварца при измельчении. *Прикладная механіка и техническая физика*. 1998. Т.39. № 1. С. 138–144.

175. Марчук В. Є. Зносостійкість дискретних поверхонь в умовах гідроабразивного зношування. *Проблеми тертя та зношування*: наук.-техн. Зб. Київ: Вид-во НАУ «НАУ-друк». 2011. Вип. 55. С. 182–188.

176. Лем В. П. Технологии повышения износостойкости грунтовых, песковых насосов. *Вестник. КазНТУ*. Алматы. 2008. № 5 (68). С. 184–187.

177. Корнеев В. М. Самопроизвольное разрушение твердых тел при воздействии поверхностно-активных веществ. *Прикладная механіка и техническая физика*. 2001. Т. 42. № 2. С. 1–5.

178. Білецький В. С., Круть О. А. Прояви ефекту Ребіндера та «ефекту адсорбційного розкриття поверхні порового простору» при підготовці водовугільного палива. *Доповіді НАН України*. 2016. № 12. С. 44–49.

179. Полищук В. С. Интенсификация процесса тонкого измельчения материалов. *Вісник КДПУ ім. Михайла Остроградського*. Вип. 2010. № 1(60). Ч. 1. С. 174–177.

180. Розробка та виготовлення комплексу гідроабразивного устаткування для реалізації екологічно безпечних абразивно-очисних робіт у промислових умовах / В. І. Маруха та ін. *Наука та інновації*. 2008. Т. 4. № 6. С. 60–65.

181. Эпштейн Э. Ф., Корчагин Л. В., Дудля Н. А. Временная инструкция по применению поверхностно-активных веществ для повышения механической скорости бурения. Киев: МГ УССР. 1969. 35 с.

182. О применении жидких активных сред при бурении строительных материалов скальных пород и мерзлых грунтов / И. В. Петрова и др. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения*: сб. науч. тр. Київ: ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, 2011. Вип. 14. С. 163–168.

183. Давиденко, А. Н. Разработка и исследование способов повышения работоспособности бурового технологического инструмента. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его из-*

готовления и применения: сб. науч. тр. Київ: ІНМ ім. В. М. Бакуля НАН України, 2009. Вип. 12. С. 79–82.

184. Вдовиченко А. И. К вопросу об эффекте Ребиндера и действии поверхностно-активных веществ при алмазном бурении. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения*: сб. науч. тр. Київ: ІНМ ім. В. М. Бакуля НАН України, 2011. Вип. 14. С. 134–140.

185. Scholl Milton R. Development of intermetallic-hardened abrasion-resistant weld hardfacing alloys (1986). *Scholar Archive*. 1991. 267p.

186. Нетребко В. В., Волчок И. П. Влияние химического состава на скорость коррозии высокохромистых чугунов. *Литье и Металлургия*. 2016. № 4. С. 38–43.

187. Иванов А. Ю., Леонов Д. Б. Оценка влияния шероховатости поверхности на коррозионную стойкость изделий машиностроения. *Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики*. 2013. № 6 (68). С. 143–147.

188. Сильман Г. И., Горленко О. А. Триботехническое материаловедение и триботехнология: учебник для вузов. М.: Машиностроение, 2006. 348 с.

189. Беспалов С. А. Металловедческие аспекты в процессах разрушения металлических материалов при трении. *Успехи физ. мет*. 2009. т. 10. С. 415–435.

190. Зносостійкість сплавів, відновлення та зміцнення деталей машин: навчальний посібник / під заг. ред. Попова В. С. Запоріжжя: Вид. комплекс ОАО «Мотор Січ», 2006. 421 с.

191. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка стали. М.: Металлургия, 1982. 184 с.

192. Попов С. Н., Антонюк Д. А., Нетребко В.В. Трибологічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні: навчальний посібник. Запоріжжя: ЗНТУ, Ват «Мотор Січ», 2009. 364 с.

193. Попов В. С., Брыков Н. Н. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов. Запорожье: ВКП «Запоріжжя». 1998. 180 с.

194. Посыпайко И. Ю., Соценко О. В. Повышение износостойкости сменных деталей промышленных смесителей. *Металл и литье Украины*. 2011. № 1 (212). С. 32–-35.

195. Посыпайко И. Ю., Соценко О. В. Анализ путей повышения износостойкости сменных деталей промышленных смесителей. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2010. № 3(20). С. 222–226.

196. Основы электрохимической коррозии металлов и сплавов: учебное пособие / под общ. ред. Г. Ю. Тимофеевой. М.: МАДИ. 2016. 148 с.

197. Коррозия и защита металлических конструкций и оборудования: учебное пособие / М. И. Жарский и др. Минск: Выш. шк. 2012. 303 с.

198. Семенова И. В., Флорианович Г. М., Хорошилов А. В. Коррозия и защита от коррозии. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002. 336 с.

199. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов. М.: Металлургия, 1976. 472 с.

200. Улиг Г. Г., Реви Р. У. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику; пер с англ. Ленинград: Химия. Ленинградское отделение, 1989. 456 с.

201. Коррозия и защита металлов Ч.1 Химическая коррозия металлов: учебное пособие / Н. А. Азаренков и др. Харьков: ХНУ, 2007. 187 с.

202. Похмурський В. І., Довгуник В. М. Трібокорозія нержавіючих сталей (огляд). *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2010. № 1. С. 76–85.

203. Похмурський В. І. Адсорбційно-електрохімічна теорія корозійної втоми металів. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2010. № 2. С. 21–30.

204. Томашов Н. Д., Чернова Г. П. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы. М.: Металлургия. 1986. 359 с.

205. Фонтана М. Достижения науки о коррозии и технологии защиты от неё. М.: Машиностроение, 1980. 215 с.

206. Погодаєв Л. И., Некоз А. И. Критическая скорость удара при гидроабразивном изнашивании. *Проблемы трения и изнашивания.* Вып. 6. «Техніка». 1974. С. 28-34.

207. Износостойкость и структура твердых наплавок / М. М. Хрущов и др. М.: Машиностроение, 1971. 95 с.

208. Прейс Г. А., Дзюб А. Г. Электрохимические явления при трении металлов. *Трение и износ*. 1980. Т. 1. № 2. С. 217–235.

209. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов / М. Е. Гарбер и др. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1968. № 11. С. 48–52.

210. Хараз И. Б. Повышение износостойкости литых запасных частей – главная задача литейщиков отрасли. *Цветная металлургия*. 1979. № 11. С. 7–10.

211. Донченко А. С., Соснин А. П. Применение износостойких материалов на предприятиях цветной металлургии: научное издание. М.: Недра, 1971. 200 с.

212. Износостойкость и механические свойства хромистых чугунов / К. Э. Барановский и др. *Горная механика и машиностроение.* 2014. № 3. С. 96-100.

213. Марукович Е. И., Карпенко М. И. Износостойкие чугуны. М.: Машиностроение, 2005. 428 с.

214. Ткаченко Ф. К., Ефременко А. В. Износостойкость высокохромистых чугунов при ударном помоле абразива в присутствии коррозионно-активной среды. *Процессы литья.* 2010. № 1. С. 71–78.

215. Нетребко В. В. Особенности легирования белых коррозионностойких чугунов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 1. С. 109–112.

216. Экономнолегированные износостойкие сплавы / М. Н. Беркун и др. *Цветная металлургия*. 1979. № 11. С. 16–19.

217. Підвищення гідроабразивної зносостійкості високолегованого білого чавуну / Г. Є. Федоров та ін. *Наукові вісті НТУУ «КПІ».* 2009. № 1. С. 95–99.

218. Нетребко В. В. Особенности гидроабразивного изнашивания высокохромистых чугунов**.** *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2017. № 2. С. 28–31.

219. Радченко К. С., Ямшинський М. М., Федоров Г. Е. Влияние микролегирования и модифицирования на структуру и свойства износостойкого хромомарганцевого чугуна. *ВІСНИК Донбаської державної машинобудівної академії.* 2011. № 4 (25). С. 133–138.

220. Малинов В. Л., Малинов Л. С. Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла. *Автоматическая сварка.* 2012. № 7. С. 13–18.

221. Малинов Л. С., Чейлях А. П. Хромомарганцевые стали переходного класса // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1981. № 4. С. 101–103.

222. Бобырь С. В., Большаков В. И. Применение новых марганцовистых чугунов для изготовления деталей промышленного оборудования. *Металознавство та термічна обробка металів*: 2009. № 4. С. 18–23.

223. Куликовский Р. А. Прогнозирование структурного состояния износостойких метастабильных хромомарганцевых наплавочных материалов на основе железа. *Проблеми трибології*. 2012. № 4. С. 49–52.

224. Vasilakos A. N., Ohleri J., Katerina G. Lov-alloy TRIP-steels: A correlation mechanical properties and the retained austenite stability. *Steels*. 2002. № 6-7. P. 249–252.

225. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Износостойкие марганцовистые стали с метастабильным аустенитом. *Металлургические процессы и оборудование*. 2014. № 2. С. 16–18.

226. Рожкова Е. В., Романов О. М. Прокаливаемость износостойких легированных чугунов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1985. № 7. С. 7-10.

227. Slreicher A. M., Speer J. G., Matlock D. K. Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn high strength TRIP sheet steels / *Steels*. 2002. № 6-7. P. 287–293.

228. Онищенко О. Г., Васильєв О. С. Модель зношування робочих поверхонь розчинонасосів під дією рухомих незакріплених абразивних частинок піску. *Збірник наукових праць. Серія: галузеве машинобудування, будівництво.* ПНТУ. Вип. 23., Т. 1. 2009. С. 38–44.

229. Физико-технические проблемы современного материаловедения: в 2 Т. / ред. кол. И. К. Походня (предс.) и др. НАН Украины. Киев: Академпериодика, 2013. Т. 1. 583 с.

230. Иванова М. Ю., Рожкова Е. В. Мартенситные чугуны с повышенной износостойкостью и коррозионной стойкостью. *Металознавство та термічна обробка металів*. 1990. № 12. С. 31–33.

231. Леви Л. И., Гарбер М. Е., Цыпин И. И. Износостойкий хромомарганцевый чугун. *Литейное производство*. 1967. № 9. С. 8–10.

232. Камынин В. В. Влияние структуры на триботехнические свойства чугуна. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 8(626). С. 26–28.

233. Влияние структуры белых хромованадиевых чугунов на их износостойкость / Г. И. Сильман и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 8 (626). С. 32-36.

234. Нетребко В. В. Влияние нормализации на твердость Cr-Mn-Ni чугунов. *Вісник двигунобудування*. 2016. №1. С. 129-133.

235. High-chromium (22-34 per cent) cast iron alloys and their simulated behaviour at the sugar industry / E. Zumelzu et al. *Journal of scientific &. Industrial Research*. 2003. Vol. 62 (6). P. 583–588.

236. Куцова В. З., Кравченко А. В., Ковзель М. А. Влияние изотермической закалки на формирование тонкой структуры и фазовый состав высокохромистых чугунов. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2008. № 4. С. 5–15.

237. Agunsoye J. O., Ayeni A. A. Effect of Heat Treatment on the Abrasive Wear Behaviour of High Chromium Iron under Dry Sliding Condition. *Tribology in Industry*. 2012. Vol. 34. No 2. P. 82–91.

238. Филиппов М. А., Лхагвадорж П., Плотников Г. Н. Структурные факторы повышения износостойкости белого хромистого чугуна. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 11. С. 10–13.

239. Атапек Ш. Х., Полат Ш. Исследование износа высокохромистого чугуна в условиях сухого трения. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 4 (694). С. 14–16.

240. Влияние повторного нагрева на распределение легирующих элементов в высокохромистом чугуне / В. З. Куцова и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 1. С. 11–30.

241. Лев И. Е. Карбидный анализ чугуна. Харьков: Металлургиздат, 1962. 180 с.

242. Efremenko V. G., Chabak Yu. G., Brykov M. N. Kinetic Parameters of Secondary Carbide Precipitation in High-Cr White Iron Alloyed by Mn-Ni-Mo-V Complex. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2013. Vol. 22. № 5. P. 1378–1385.

243. Чабак Ю. Г., Ефременко В. Г., Станишевский Р. Р. Структурные изменения в комплекснолегированном белом чугуне при дестабилизирующем нагреве. *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. акад. В. Лазаряна*. 2011. Вып. 38. С. 229–232.

244. Chan K. W., Tjong S. C. Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels. *Materials (Basel)*. 2014. 7(7). P. 5268–5304.

245. Мартин Дж. У. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов; пер. с анг. М.: Металлургия, 1983. 167 с.

246. Нетребко В. В. Влияние физических и тепловых процессов на структуру и свойства высокохромистого чугуна при обработке резанием. *Наука та прогрес транспорту*. № 6(54). 2014. С. 97–103.

247. Ящерицын П. И., Еременко М. Л., Фельдштейн Е. Э. Теория резания. Физические и тепловые процессы в технологических системах. Минск: Выш. шк., 1990. 512с.

248. Губенко С. И. Влияние межфазных границ «неметаллическое включение – матрица» на когезионную прочность стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 1(607). С. 11–17.

249. Kopyciński D., Guzik E., Piasny S. The structure of abrasion-resisting castings made of chromium cast iron. *Archives of Foundry Engineering*. 2011. Vol. 11. № 1. P. 61–64.

250. Иванов Д. Ю., Волчок И. П. Износостойкий хромистый чугун для деталей, обрабатываемых резанием. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. науч. трудов. Дніпро: ПГАСА. 2000. Вып. 65. С. 92–96.

251. Новые подходы к выбору режима смягчающей термической обработки высокохромистых чугунов / Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, А. С. Кравцов и др. Тезисы докладов 73-й междунар. научно-практич. конференции *«Проблемы и перспективы развития железнодорожного транспорта».* Дніпро: ДИИЖТ. 2013. С. 282–283.

252. Чабак, Ю. Г. Влияние режима отжига на микроструктуру и твердость высокохромистых чугунов с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов. *Строительство, материаловедение, машиностроение* : сб. научн. трудов. Дніпро: ПГАСА. 2013. Вып. 67. С. 188–192.

253. Machining characteristic of novel-abrasion resistance iron / J. M. Zhou et. al.; *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. P. 153–154.

254. Шаповалова Г. Я. Башкин О. И. Микроструктура и износостойкость высокохромистого чугуна, механически обработанного с предварительным подогревом. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1985. № 10. С. 40–41.

255. Цыпин И. И., Гарбер М. Е., Михайловская С. С. Обрабатываемость резанием хромистых износостойких чугунов. *Вестник машиностроения*. 1969. № 11. С. 62–64.

256. Совершенствование технологии производства фасонного литья на предприятиях цветной металлургии. Серия: Общеинженерные вопросы цветной металлургии / Хазар И. Б. и др. М.: ЦНИИцветмет экономики и информатики, 1980. 31 с.

257. Нетребко В. В. Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость высокохромистых чугунов. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. науч. трудов. ПГАСА. Вып. 74. 2014. С. 104–107.

258. Гарбер М. Е., Гринберг А. Я., Михайловская С. С. Влияние структуры литых износостойких сплавов на их обрабатываемость. Труды ВНИИПТУглемаш. Вып.11. М.: Недра, 1966. 120 с.

259. Беликов С. Б., Волчок И. П., Нетребко В. В. Оптимизация состава и свойств износостойких высокохромистых. *Високі технології в машинобудуванні*: зб. наук. праць. Харків: НТУ «ХПІ», 2015. Вип. 1 (25). С. 18–26.

260. Нетребко В. В. Влияние углерода и хрома на обрабатываемость резанием износостойких чугунов легированных никелем и марганцем. *Вісник двигунобудування*. 2015. № 1. С.94–97.

261. Гарбер М. Е., Цыпин И. И. Основы подбора состава и структуры износостойких отливок из белого чугуна Литейное производство. *Литейное производство*. 1970. № 2. С. 2-6.

262. Трухин В. В., Короткова Л. П. Исследование зависимости обрабатываемости от твердости и микротвердости износостойких чугунов. *Вестник КузГТУ*. 2003. № 2. С.42–44.

263. Нетребко В. В. Влияние химического состава высокохромистых чугунов на обрабатываемость резанием. *Наука та прогрес транспорту*. 2016. № 1 (61). С. 122–130.

264. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов; пер. с нем. М.: Металлургия, 1988. 320 с.

265. Коваленко В. С. Металлографические реактивы: Справочник. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1981. 120 с.

266. Баранова Л. В., Демина Э. Л. Металлографическое травление металлов и сплавов: Справочное издание. М.: Металлургия, 1986. 256 с.

267. Беккер М., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справочное издание. 2-е изд., перераб. и доп.; пер. с нем. М.: Металлургия, 1988. 400 с.

268. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография: учебное пособие. М.: Металлургия, 1976. 270 с.

269. Шепелевич В. Г. Физика металлов и металловедение. Лабораторный практикум: учеб. пособие. Минск: Высш. шк. 2012. 166 с.

270. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. 3-е изд. доп. и перераб. М.: МИСИС, 1994. 328 с.

271. Вакуленко І. О. Структурний аналіз в матеріалознавстві. Дніпро: Маковецький, 2010. 124 с.

272. Brandon D. G., Kaplan W. D. Microstructural characterization of materials. England: John Wiley, 2008. 536 p.

273. Вакуленко И. А., Большаков В. И. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали. Дніпро: Маковецкий, 2008. 196 с.

274. Розподіл легуючих елементів між фазами та структурними складовими в високохромистому чавуні після термічної обробки / В. З. Куцова та ін. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*: зб. наук. пр. Дніпро: ІЧМ НАН України. 2010. Вип. 22. С. 253–271.

275. Вакуленко І. О., Кадильникова Т. М., Пройдак С. В. Технологія механічної обробки металевих матеріалів. Дніпро: Стандарт-Сервіс, 2014. 176 с.

276. Влияние температуры закалки на структуру, фазовый состав износостойкого марганцовистого сплава / С. В. Бобырь и др. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2007. № 6. С. 73–75.

277. Гаврилюк В. П., Іванченко В. Г., Локтіонов-Ремізовський В. А. Визначення гідроабразивного зношування при одночасному випробуванні еталонних і дослідних сплавів. *Металознавство та обробка металів*. 2004. № 1. С. 46-50.

278. Чугун: пат. 2124066 Россия, МПК6 С22С37/10; заявл.27.02.1998; опубл 27.12.1998, Бюл. № 23. 3 с.

279. Богачев И. Н., Вайнштейн А. А., Волков С. Д. Введение в статистическое металловедение. М.: Металлургия, 1972. 216 с.

280. Новицкий П. В., Зограф И. А.Оценка погрешностей результатов измерений. Ленинград: Энергоатомиздат, 1991. 152 с.

281. Богуцька Г. А., Тетерятник О. В. Вища математика і математична статистика: навч. посібник. Запоріжжя: РА «Тандем-У», 2007. 188 с.

282. Долинский Е. Ф. Обработка результатов измерений: 2-е изд. М.: Издательство стандартов, 1973. 191с.

283. Грачев Ю. П., Плаксин Ю. М. Математические методы планирования эксперимента. М.: ДеЛи, 2005. 296 с.

284. Зедгинидзе И. Г. Математическое планирование эксперимента для исследования и оптимизация свойств смесей. Тбилиси: «Мицниереба», 1971. 126 с.

285. Розанов Ю. Н. Методы математической статистики в материаловедении. Л.: Машиностроение, 1990. 232 с.

286. Іонова Л. Ю. Рівновага високохромистих карбідів з твердими розчинами при кристалізації та термічній обробці. *Металознавство та обробка металів*. 1999. № 3. С. 50–52.

287. Куцова В. З., Ковзель М. А., Кравченко А. В. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработаном состоянии *Металознавство та термічна обробка металів*. 2008. № 1. С. 35–50.

288. Миронова Т. Н. Формирование структуры и свойств при графитизации легированного ванадием цементита в деформируемых белых чугунах. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. научн. тр. Вып. 50. Дніпро. ПГАСиА, 2013. С. 372–374

289. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов / Т. С. Скобло и др. *ВІСНИК ХНТУСГ ім. П. ВАСИЛЕНКА*. 2016. Вып. 168. С. 174–186.

290. Вплив ізотермічного гартування на властивості білого високохромистого чавуну 28Х32Н3Ф / В. З. Куцова та ін. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*: сб. научн. тр. Дніпро: ІЧМ НАН України. 2011. Вип. 23. С. 244–258.

291. Ионова Л. Ю. Особенности первичной структуры высокохромистых отливок. *Металл и литье Украины*. 1999. № 11-12. С. 46–49.

292. Исследование тонкой структуры монокристаллов карбида $(Cr,Fe)_7C_3$: в кн.: Карбиды и сплавы на их основе / Ю. Н. Таран и др. Киев: Наукова думка, 1974. С. 147–152.

293. Межфазное распределение химических элементов в комплексно-легированном белом чугуне / В. Г. Ефременко и др. *Вісник ПДТУ*. Серія: технічні науки. 2014. Вип. 28. С. 89–99.

294. Нетребко В. В. Особенности распределения хрома в высокохромистых чугунах. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. науч. трудов. Вып. 65. Дніпро: ПГАСА. 2013. С.346–349.

295. Belikov S., Volchok I., Netrebko V. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron. Archives of Metallurgy and Materials. Vol. 58. 3. 2013. p. 895–897.

296. Нетребко В. В. Влияние химического состава чугуна на межфазное распределение Mn / В. В. Нетребко. И. П., Волчок. *Наука та прогрес транспорту.* 2016. № 6 (66). С. 115-123.

297. Нетребко В. В. Особенности легирования белых износостойких чугунов. *Литье и Металлургия*. 2014. № 2. С. 37–41.

298. Власовец В. М., Заец В. Н. Моделирование напряженно-деформированного состояния вокруг включений карбидов при охлаждении эвтектоидной стали в условиях нестационарной теплопроводности. *Вісник ХНТУСГ* «Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві». Харків: 2015. Вип. 151. С.158–166.

299. Нетребко В. В. Волчок И. П. Влияние химического состава чугуна на содержание Cr в основе после нормализации от 1050 °С. *Литье и Металлургия*. 2018. № 1. С. 34–40.

300. Зносостійкий чавун з підвищеною оброблюваністю різанням лезвійним інструментом: патент 113363 С2 Україна: МПК С22С 37/10 (2006.01); заявл. 15.12.2015; опубл. 10.01.2017, Бюл. № 1. 3 с.

301. Зносостійкий чавун: патент 39803 А Україна, МПК С22С 37/06. заявл. 05.01.1999; опубл 15.06.2001, Бюл. № 5. 3 с.

ДОДАТОК А

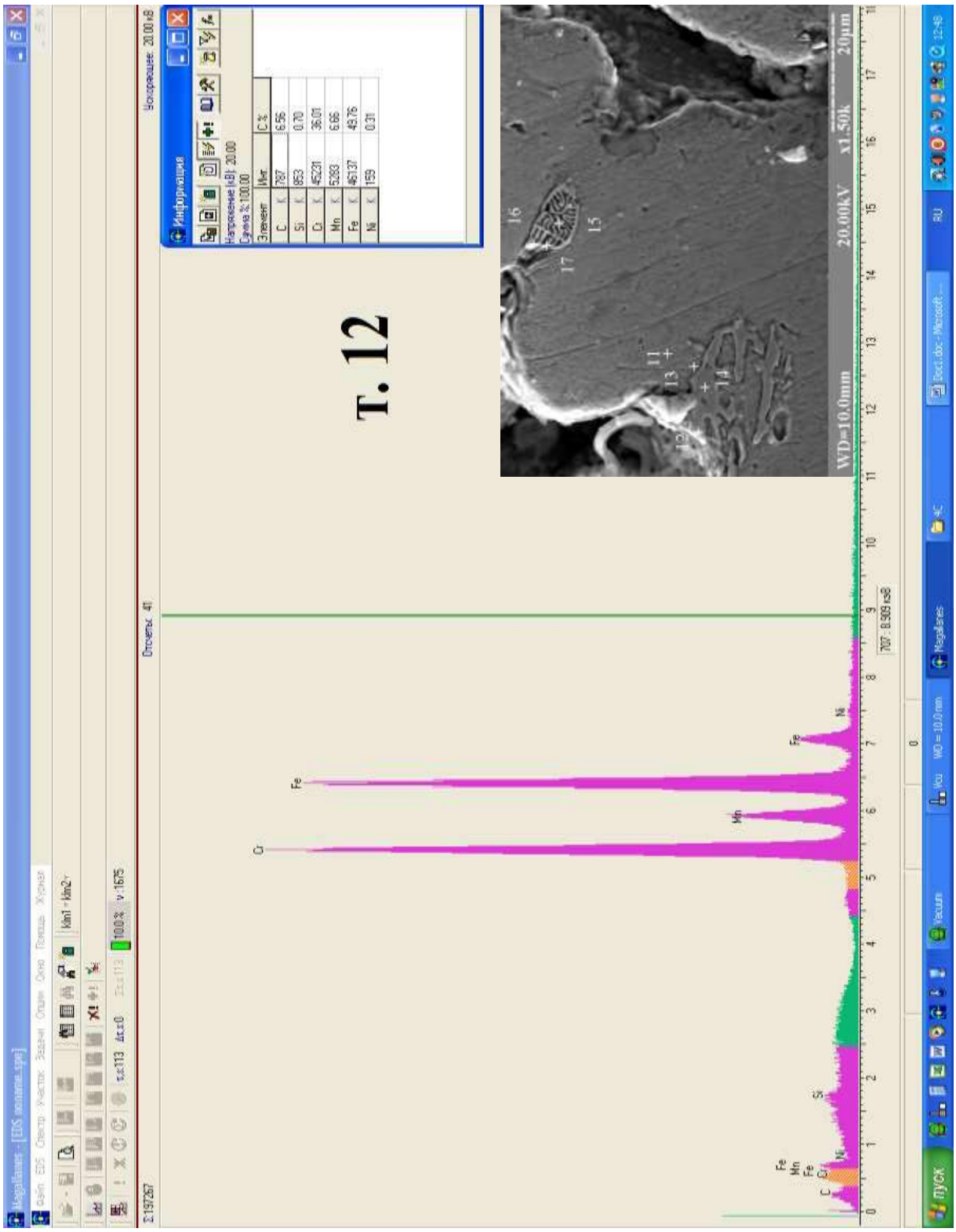


Рисунок А.1 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу карбіду (т. 12) у сплаві 1, що утворився у рідкому стані та не мав контакту із основою

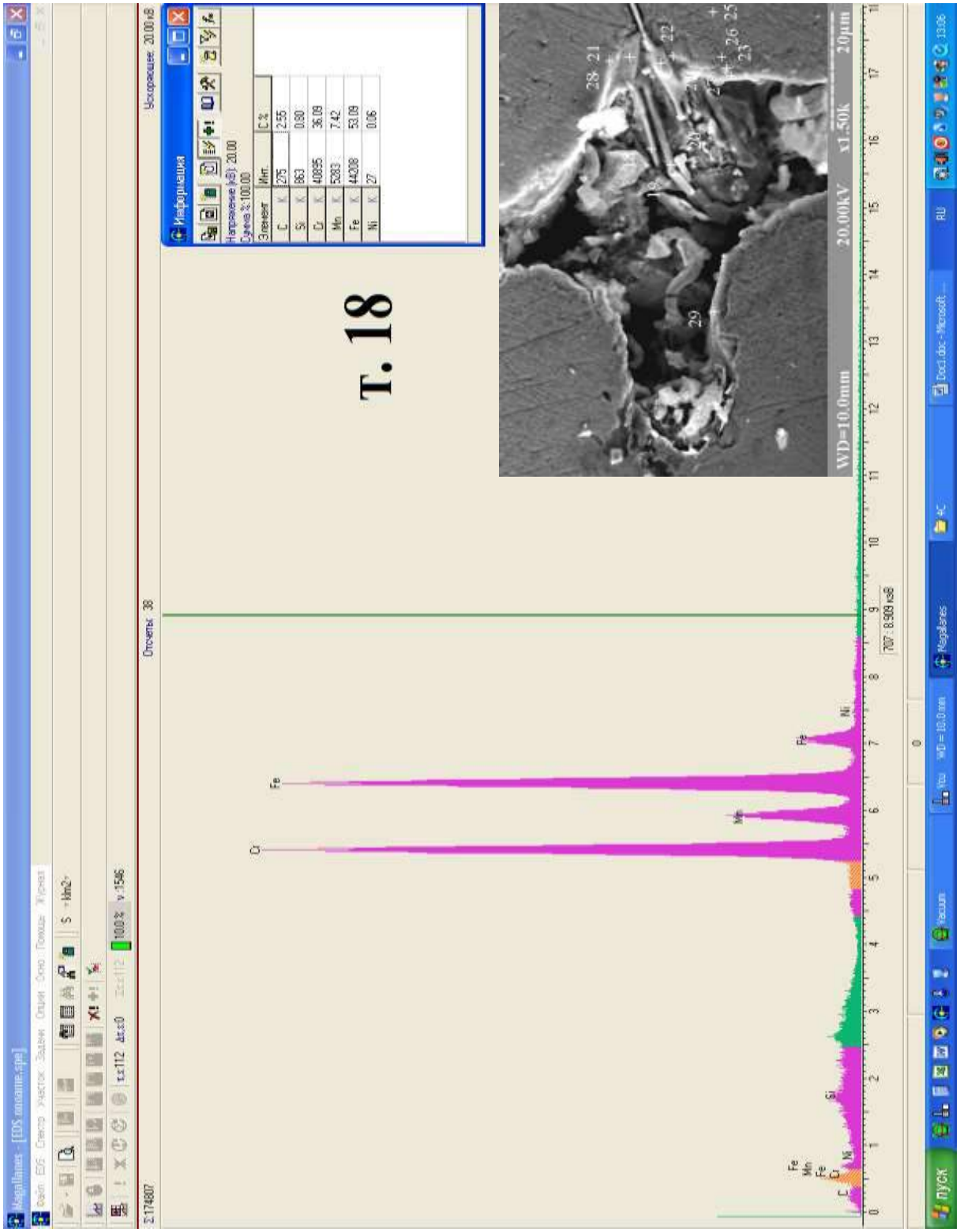


Рисунок А.2 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу карбіду (т. 18) в сплаві 1, що утворився у рідкому стані та не мав контакту із основою

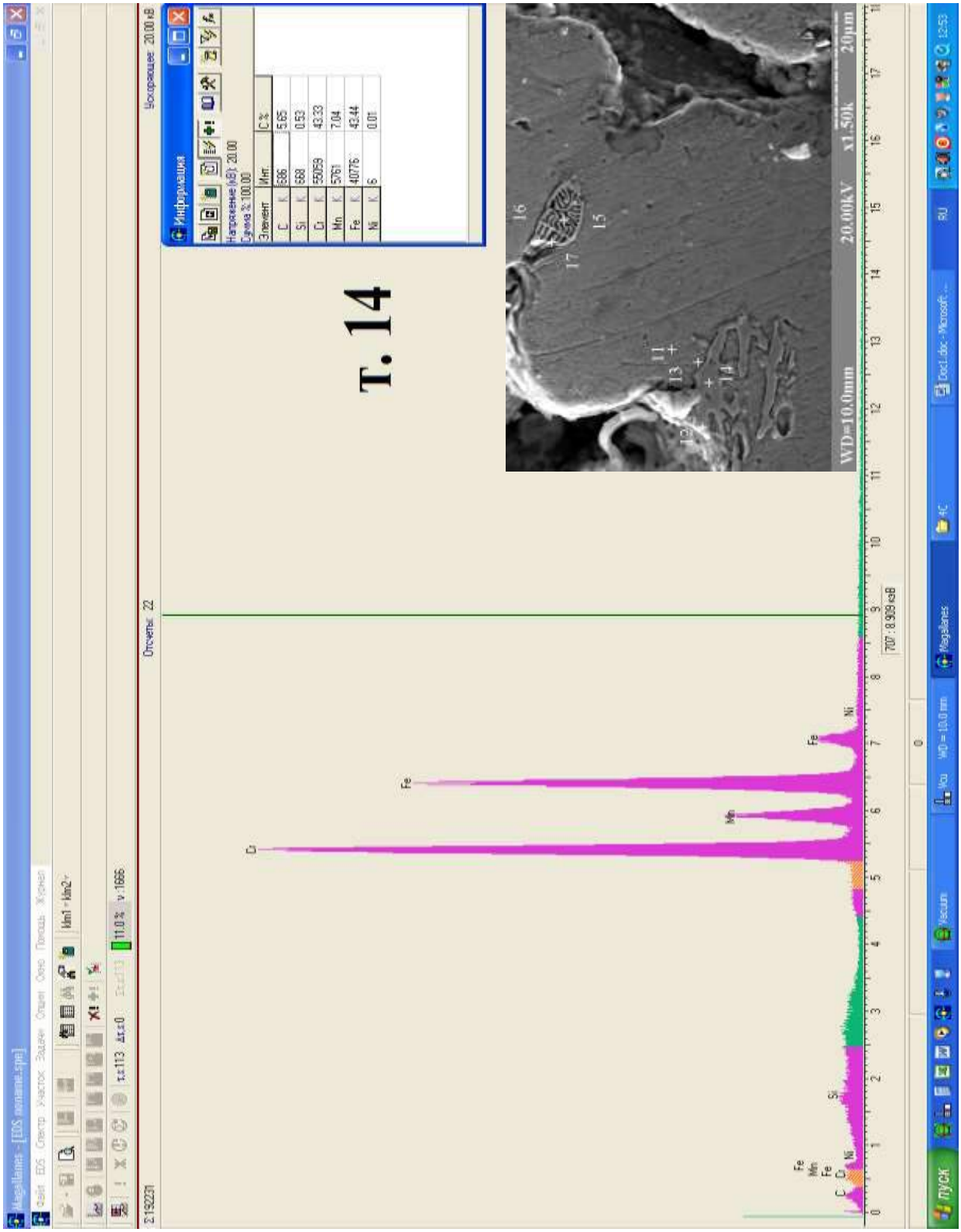


Рисунок А.3 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу карбіду (т. 14) в сплаві 1, що утворився у рідкому стані та контактував із основою

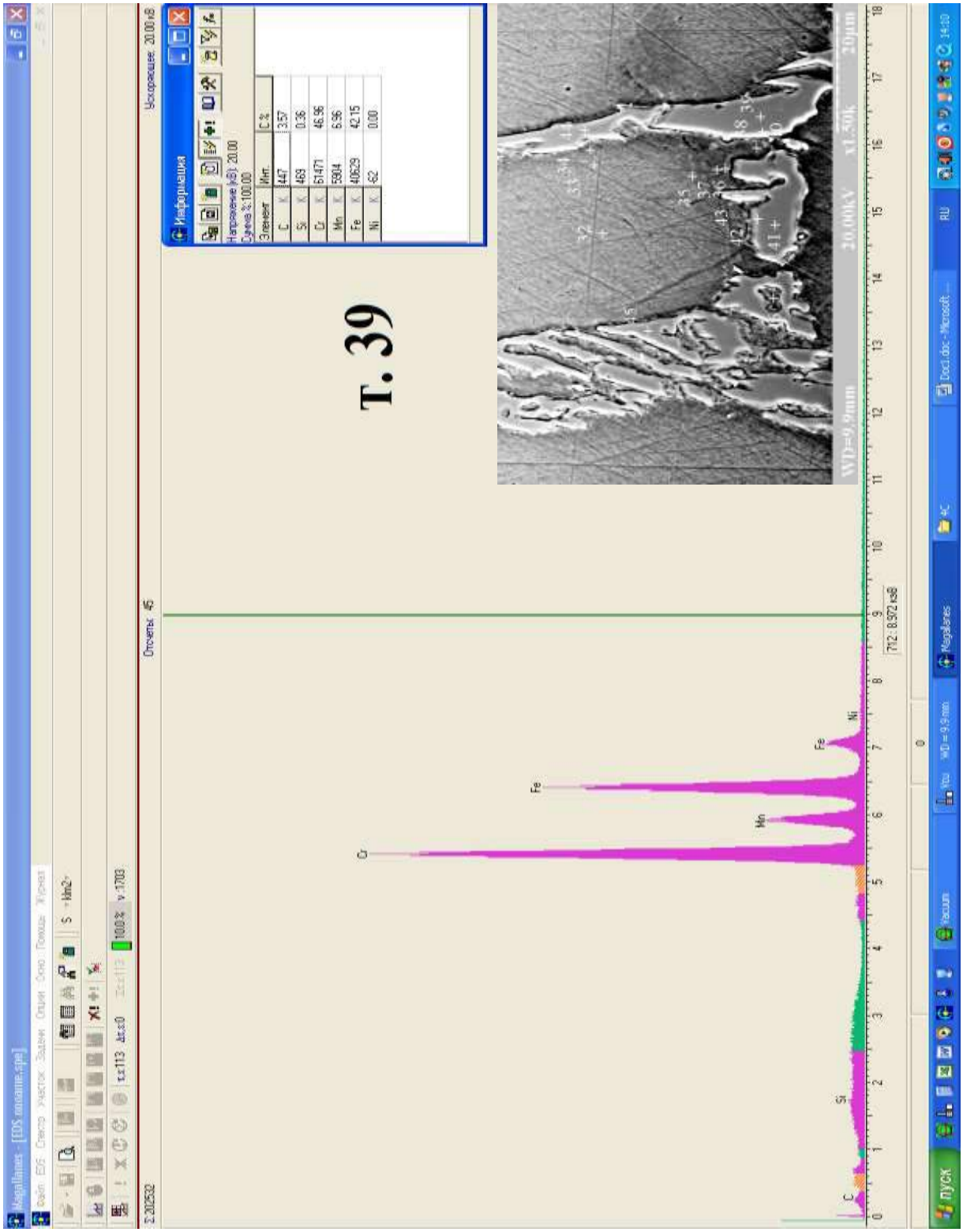


Рисунок А.4 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу карбіду (т. 39) в сплаві 1, що утворився у рідкому стані та контактував із основою

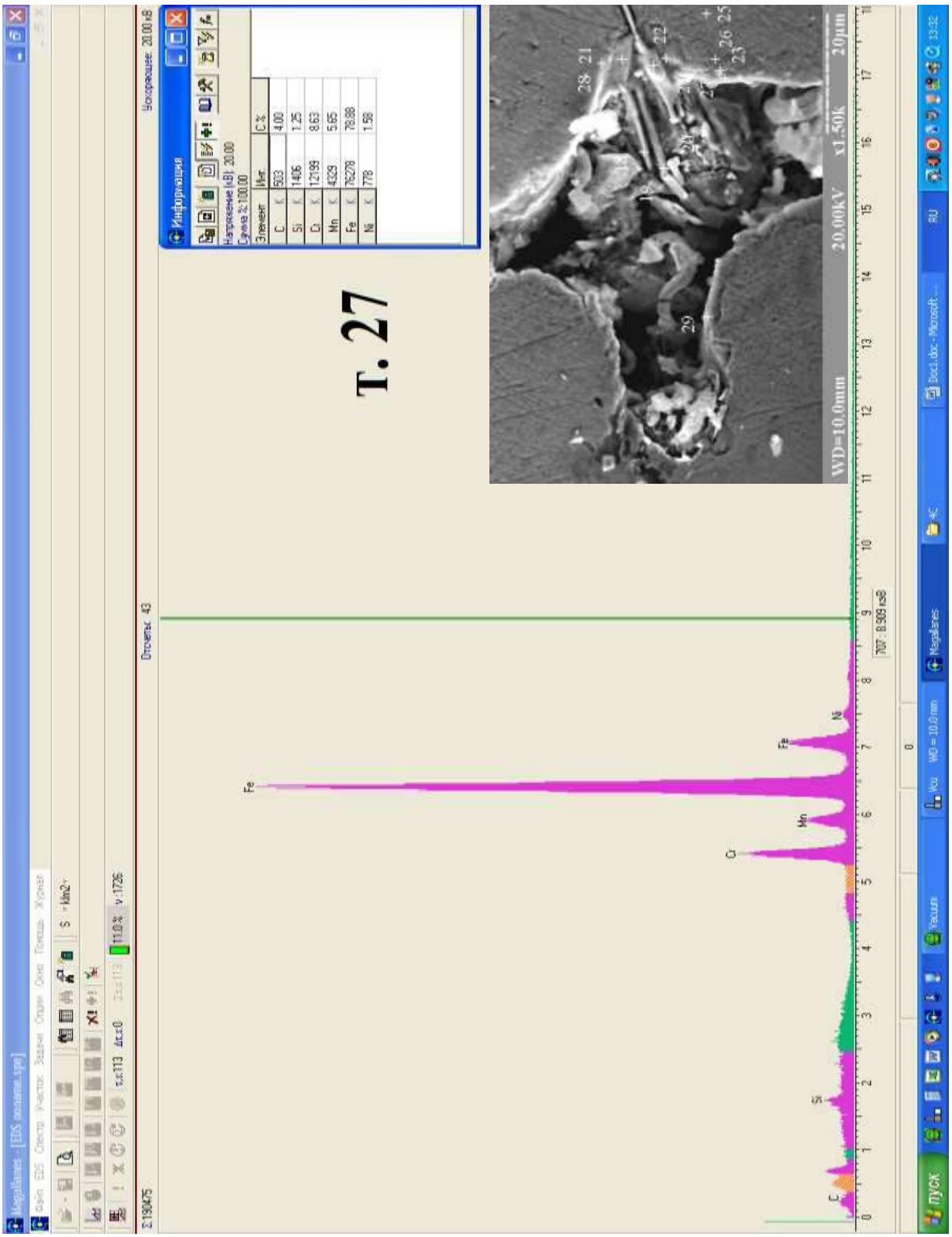


Рисунок А.5 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи на краю пори (т.27) у сплаві 1

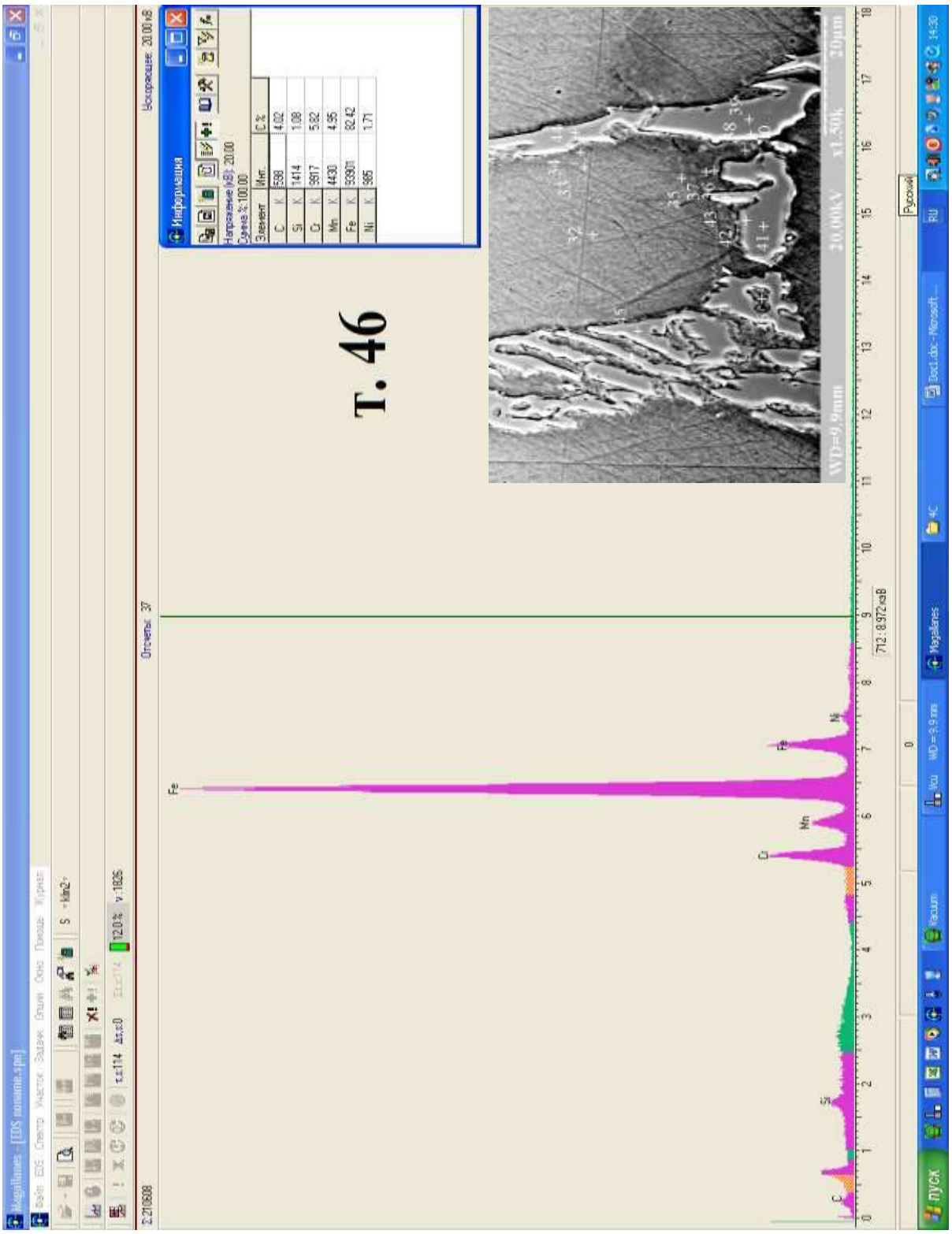


Рисунок А.6 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи в середині евтектики (т.46) у сплаві 1

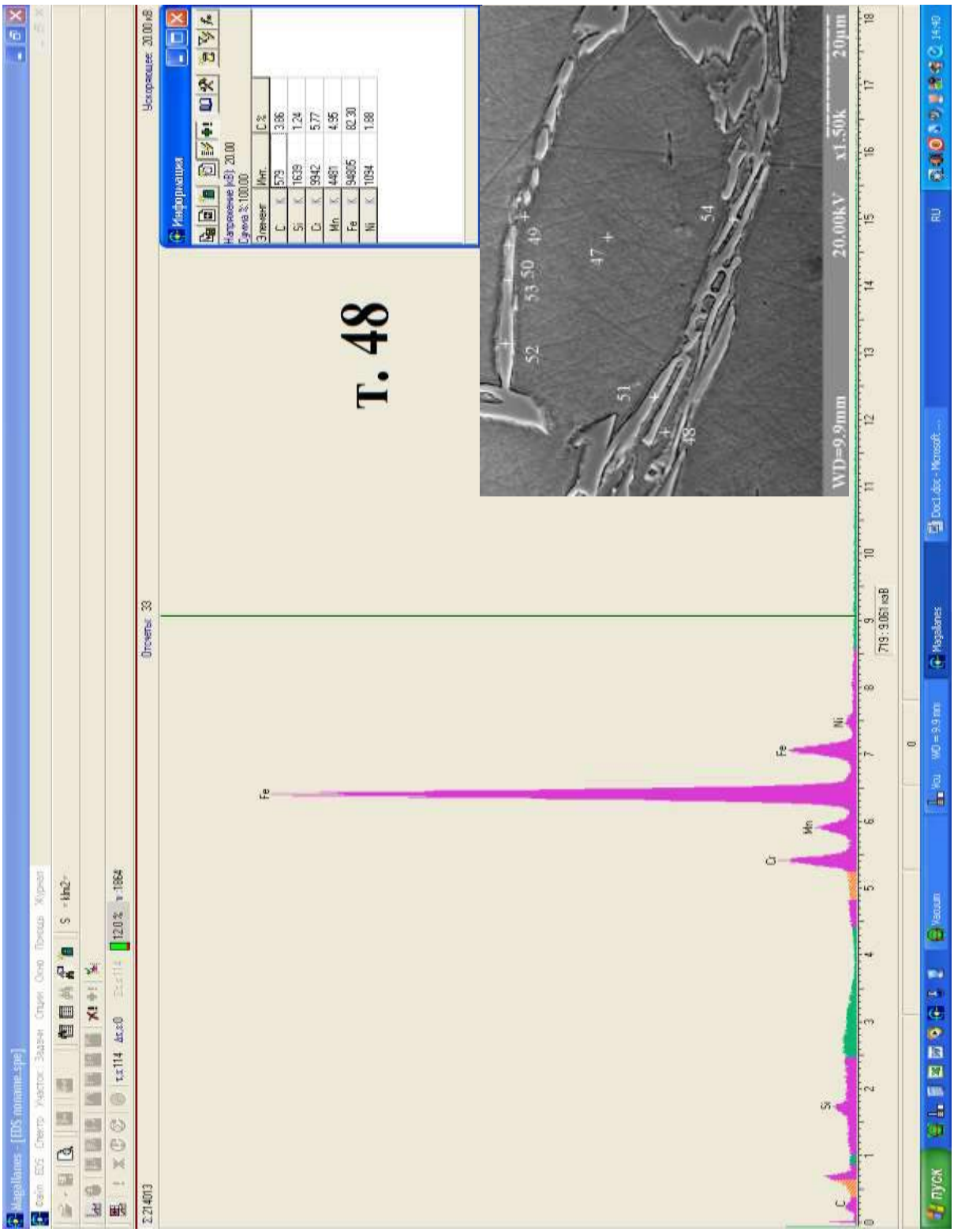


Рисунок А.7 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи в середині евтектики (т.48) у сплаві 1

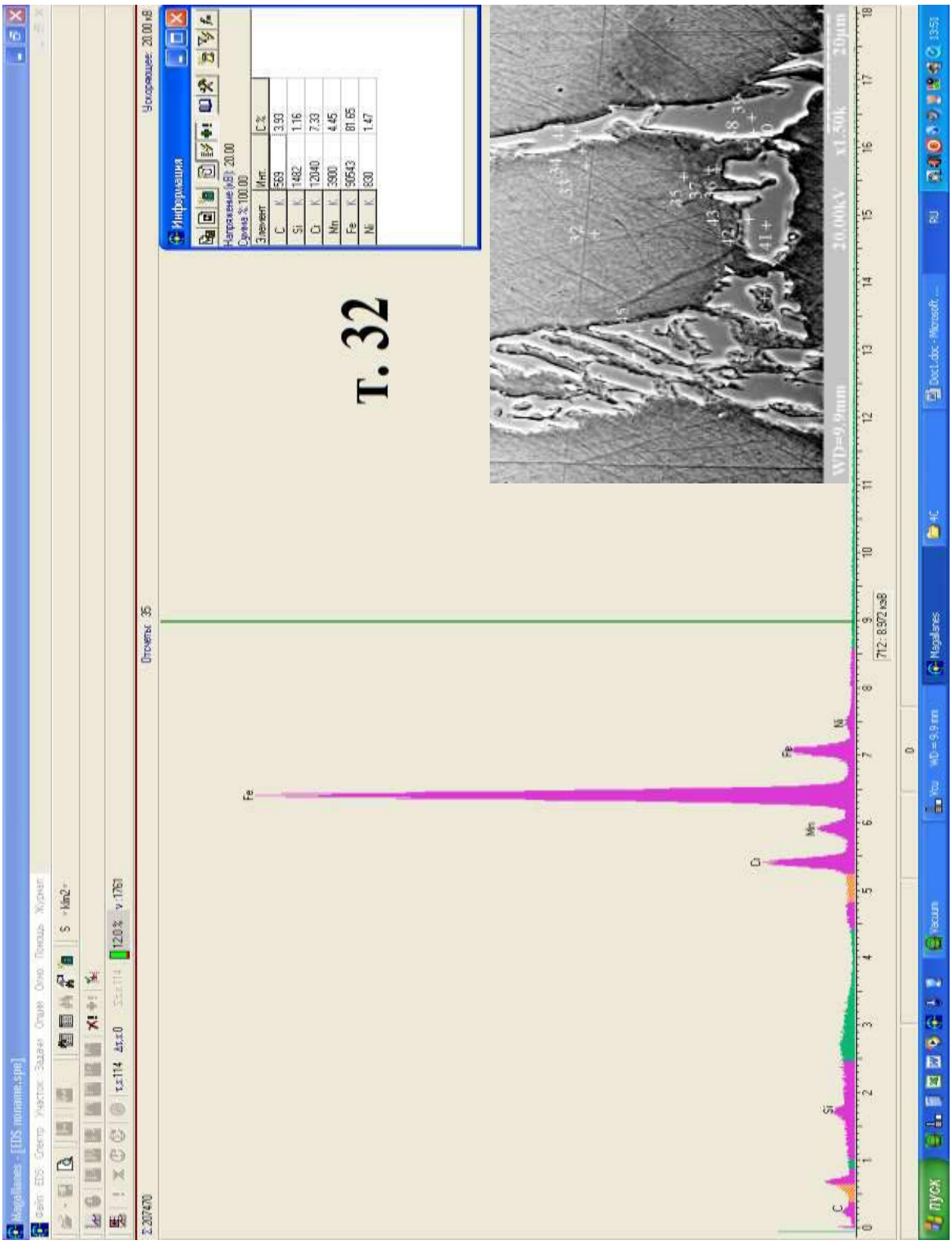


Рисунок А.8 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи всередині зерна (т.32) у сплаві 1

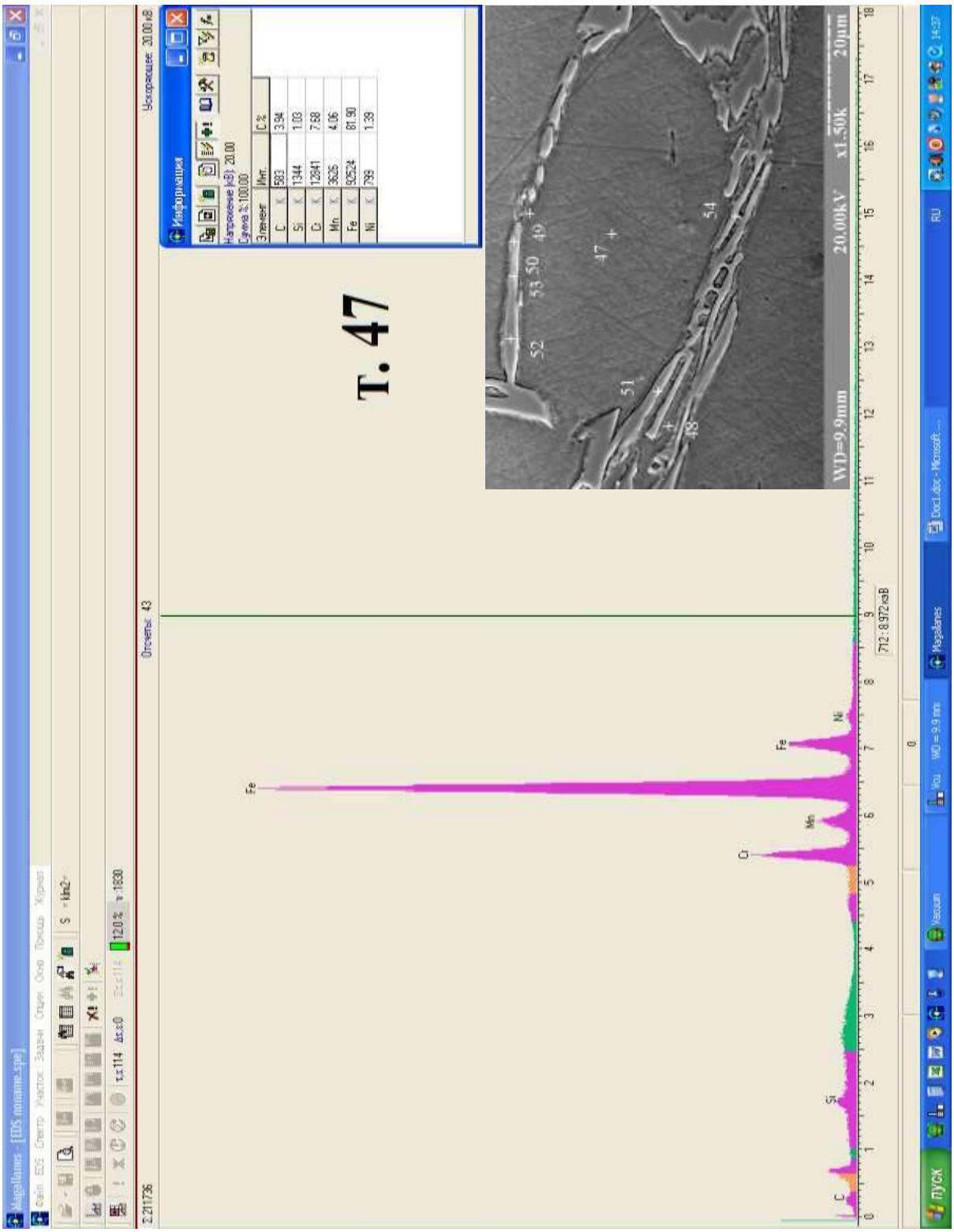


Рисунок А.9 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи всередині зерна (т.47) у сплаві 1

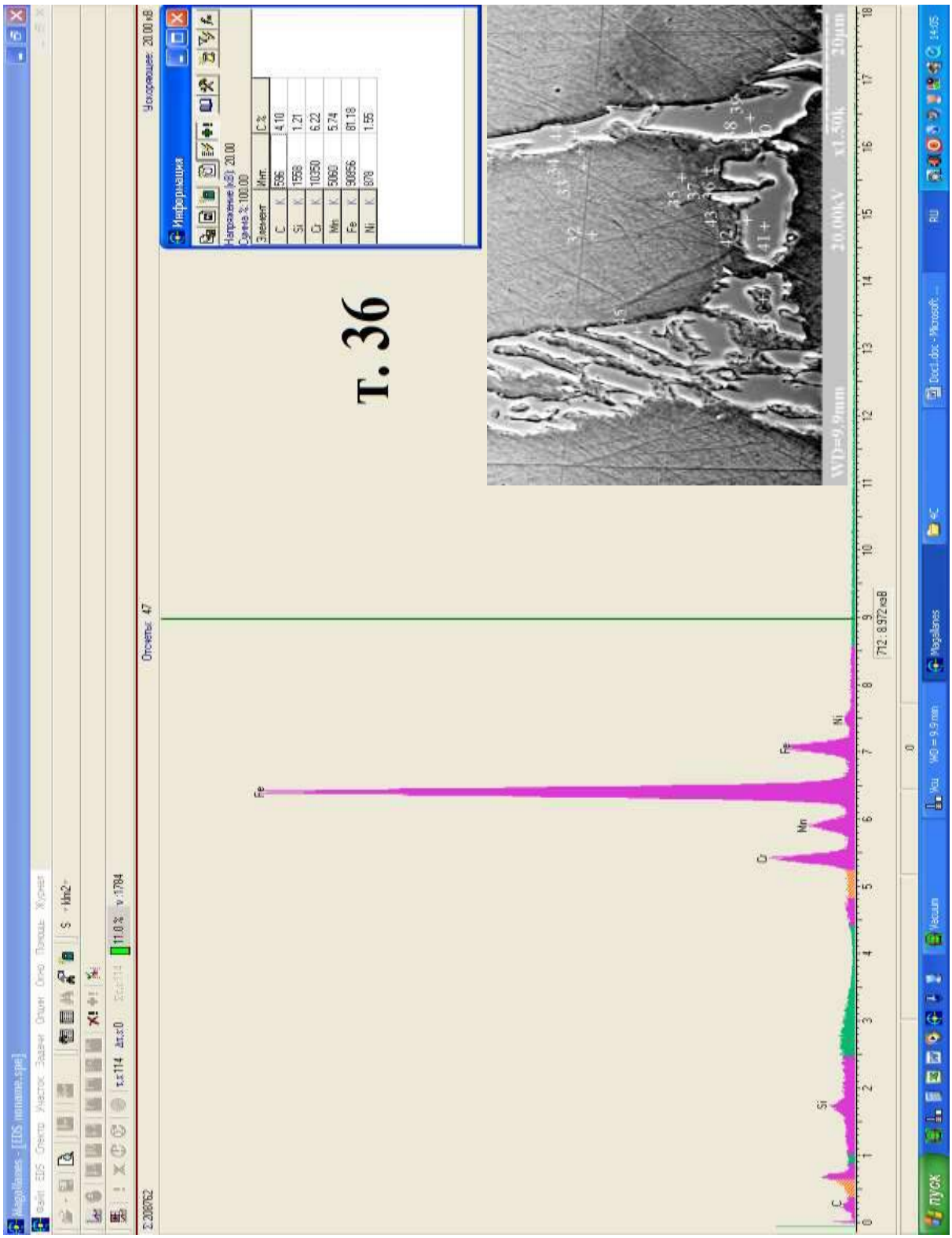


Рисунок А.10 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи біля карбіду на відстані 0,5…1,5 мкм (т.36) у сплаві 1

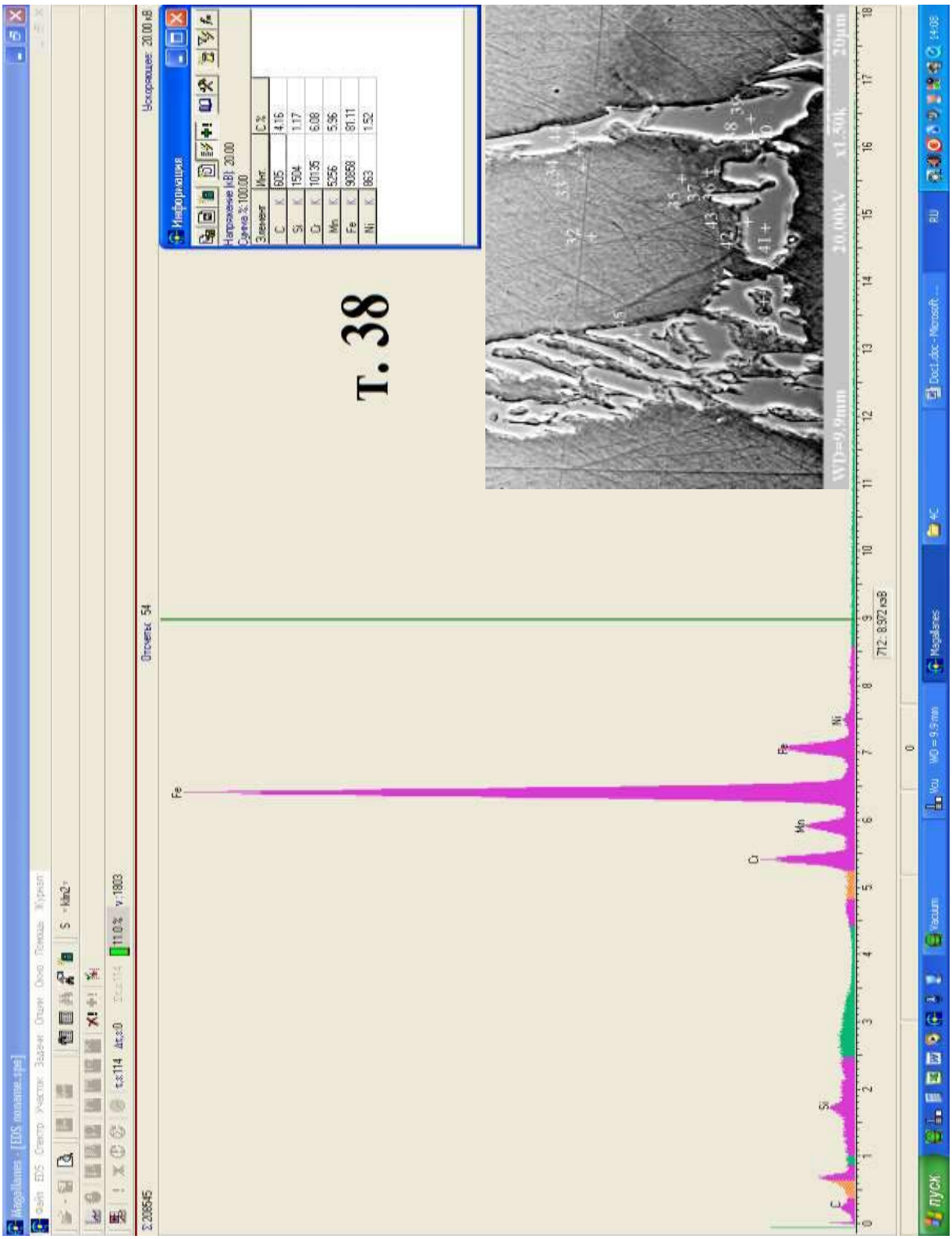


Рисунок А.11 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи біля карбіду на відстані 0,5…1,5 мкм (т.38) у сплаві 1

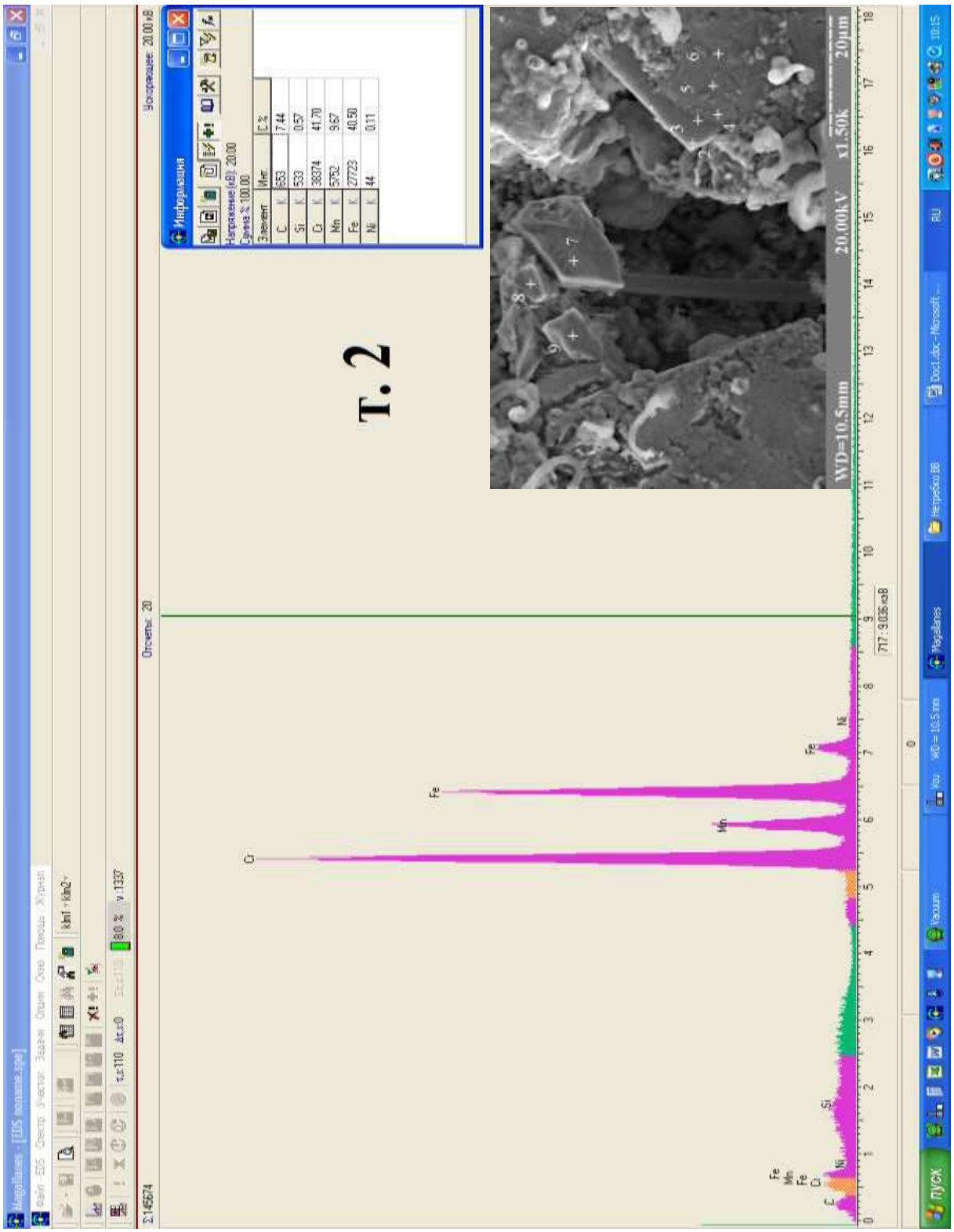


Рисунок А.12 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу частини карбіду (т. 2) у сплаві 2, що утворився у рідкому стані та не контактував із основою

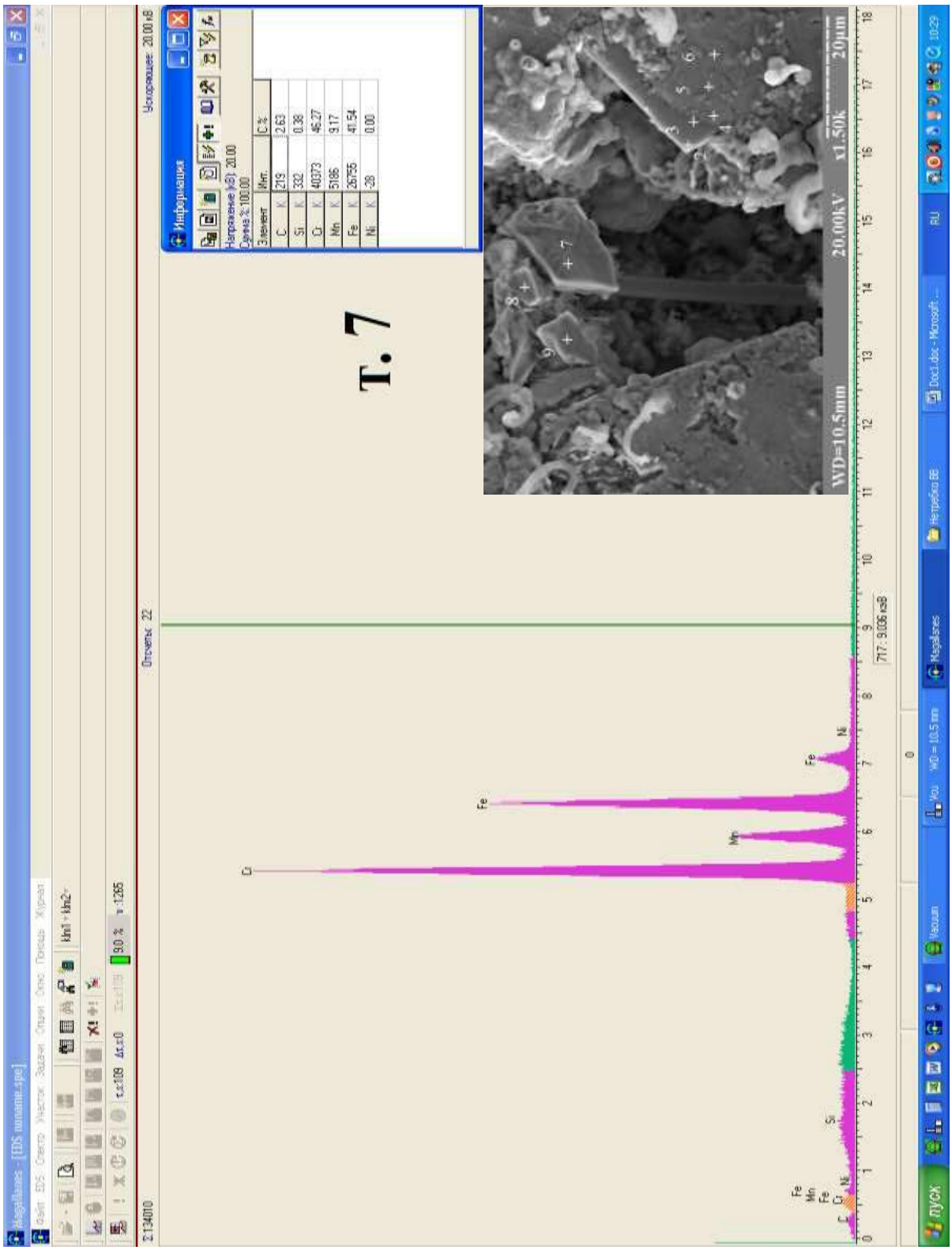


Рисунок А.13 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу частини карбіду (т. 7) у сплаві 2, що утворився у рідкому стані та не контактував із основою

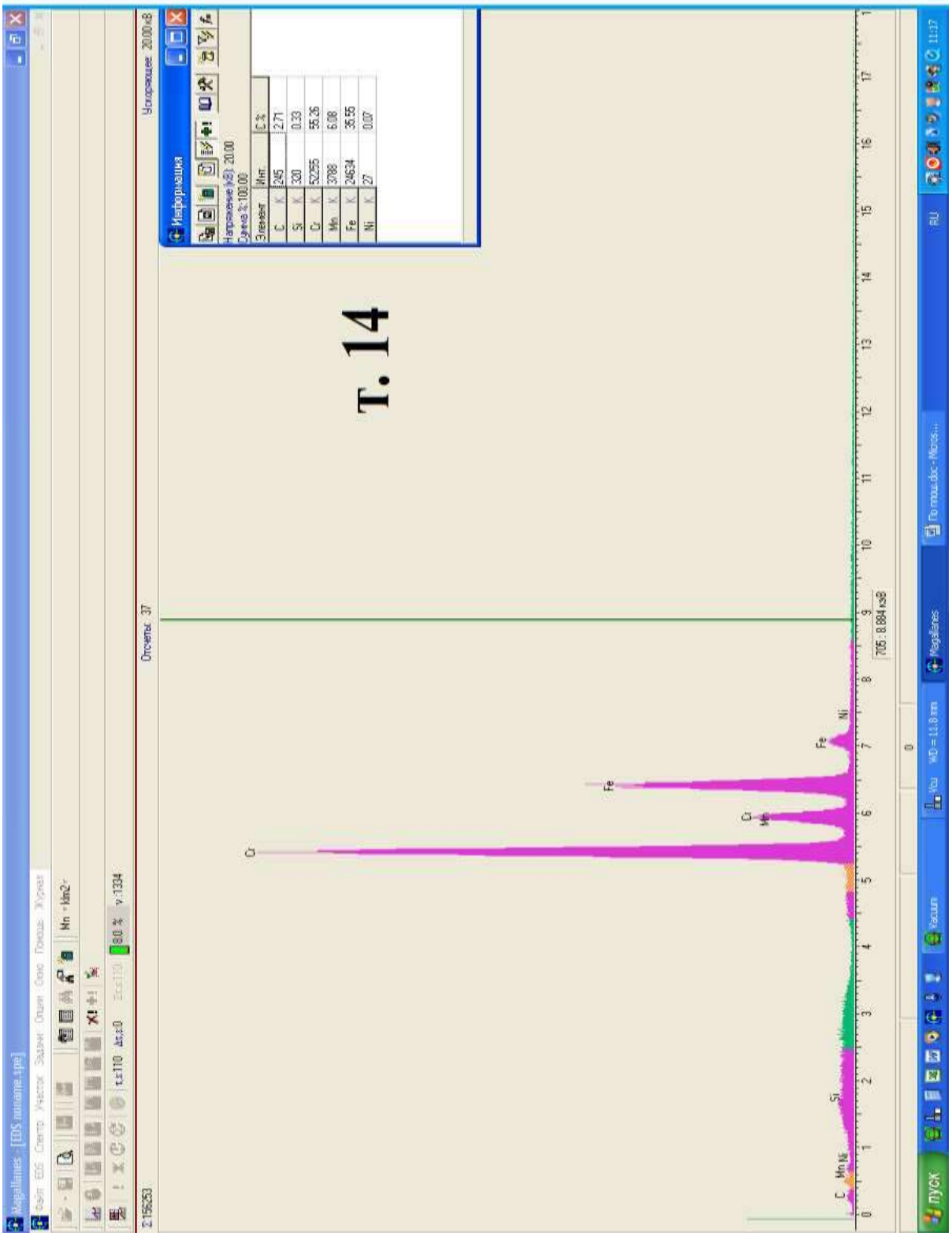


Рисунок А.14 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу карбіду (т. 14) у сплаві 2, що утворився у рідкому стані та контактував із основою

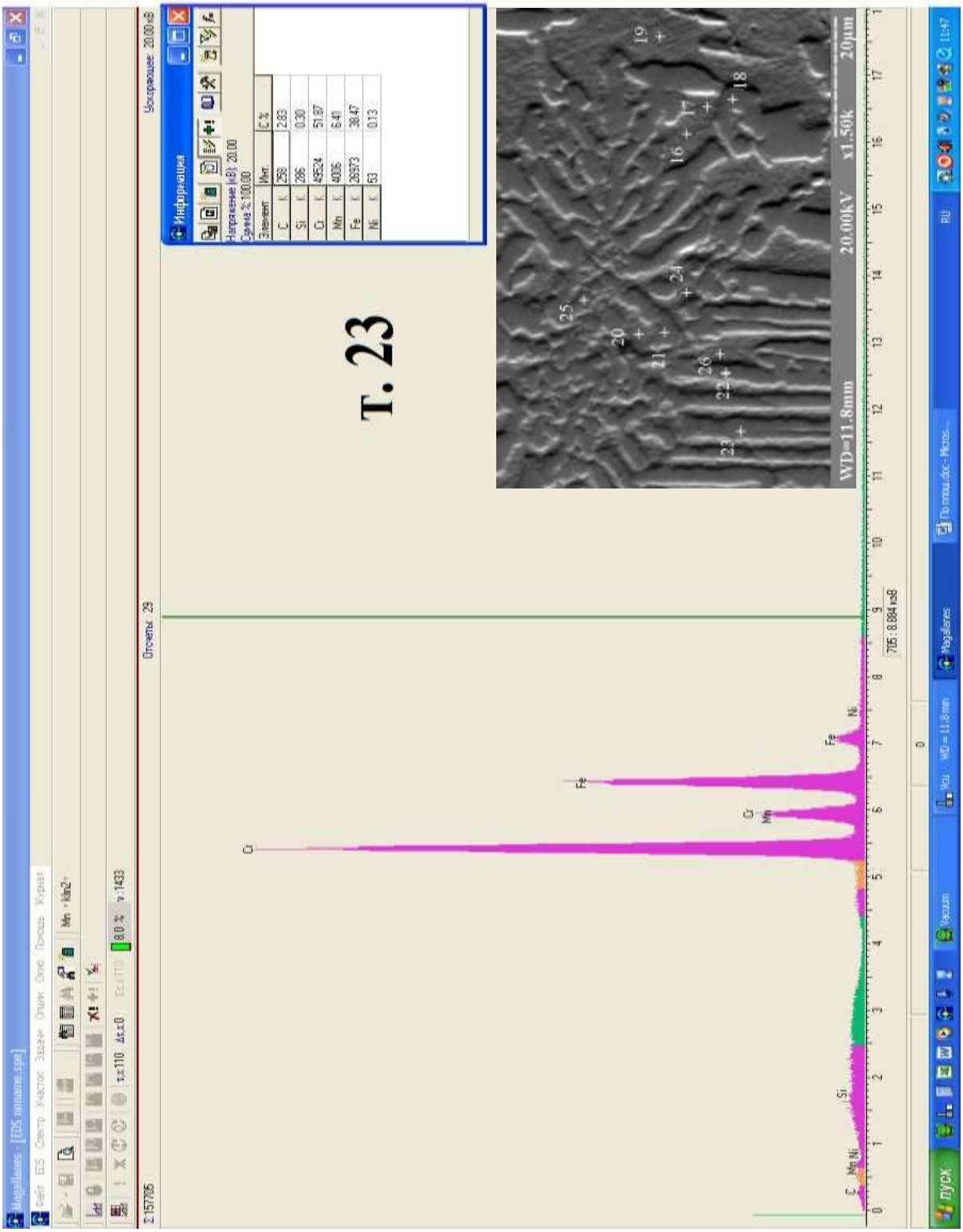


Рисунок А.15 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу карбіду (т. 23) у сплаві 2, що утворився у рідкому стані та контактував із основою

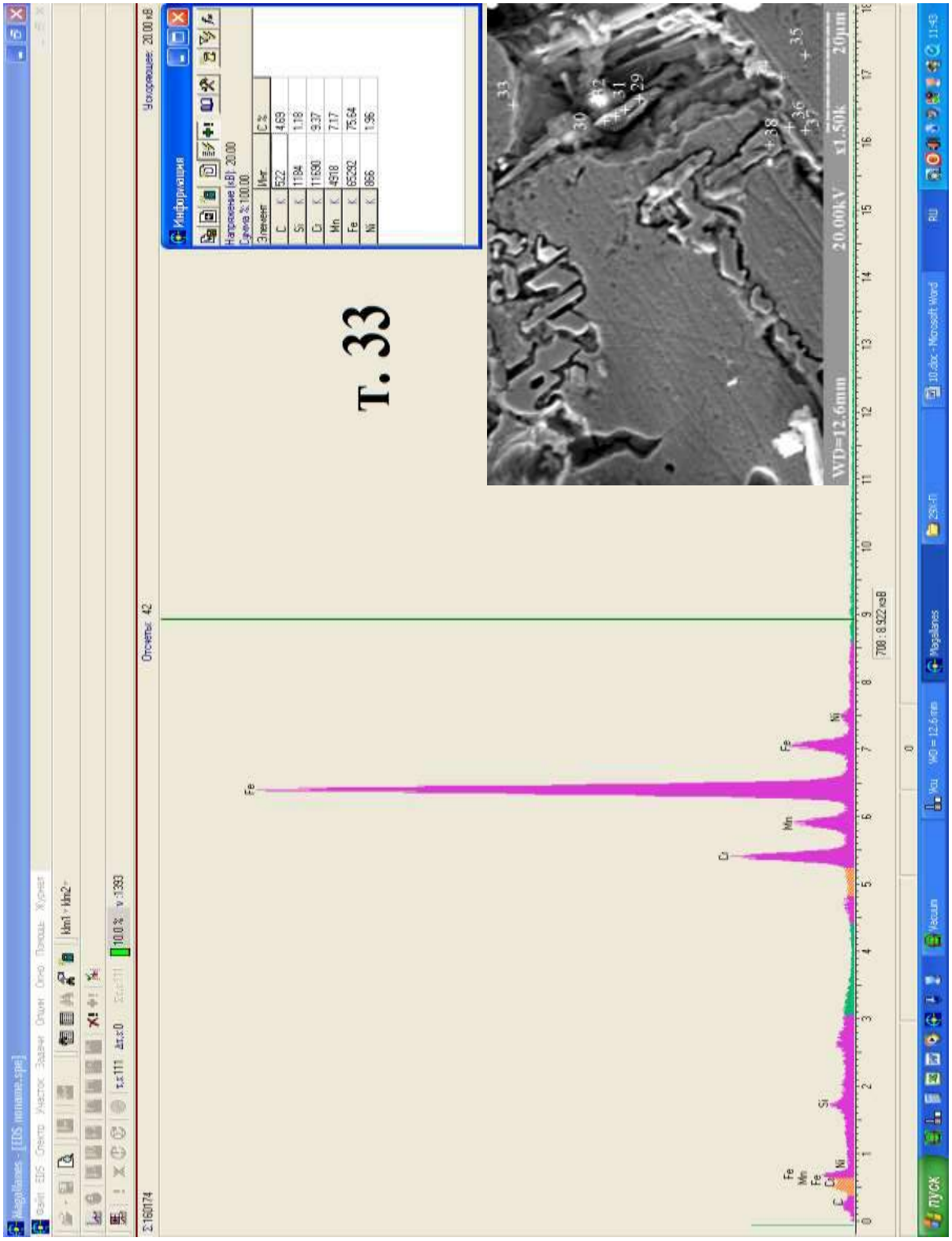


Рисунок А.16 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи на краю пори (т. 33) у сплаві 2

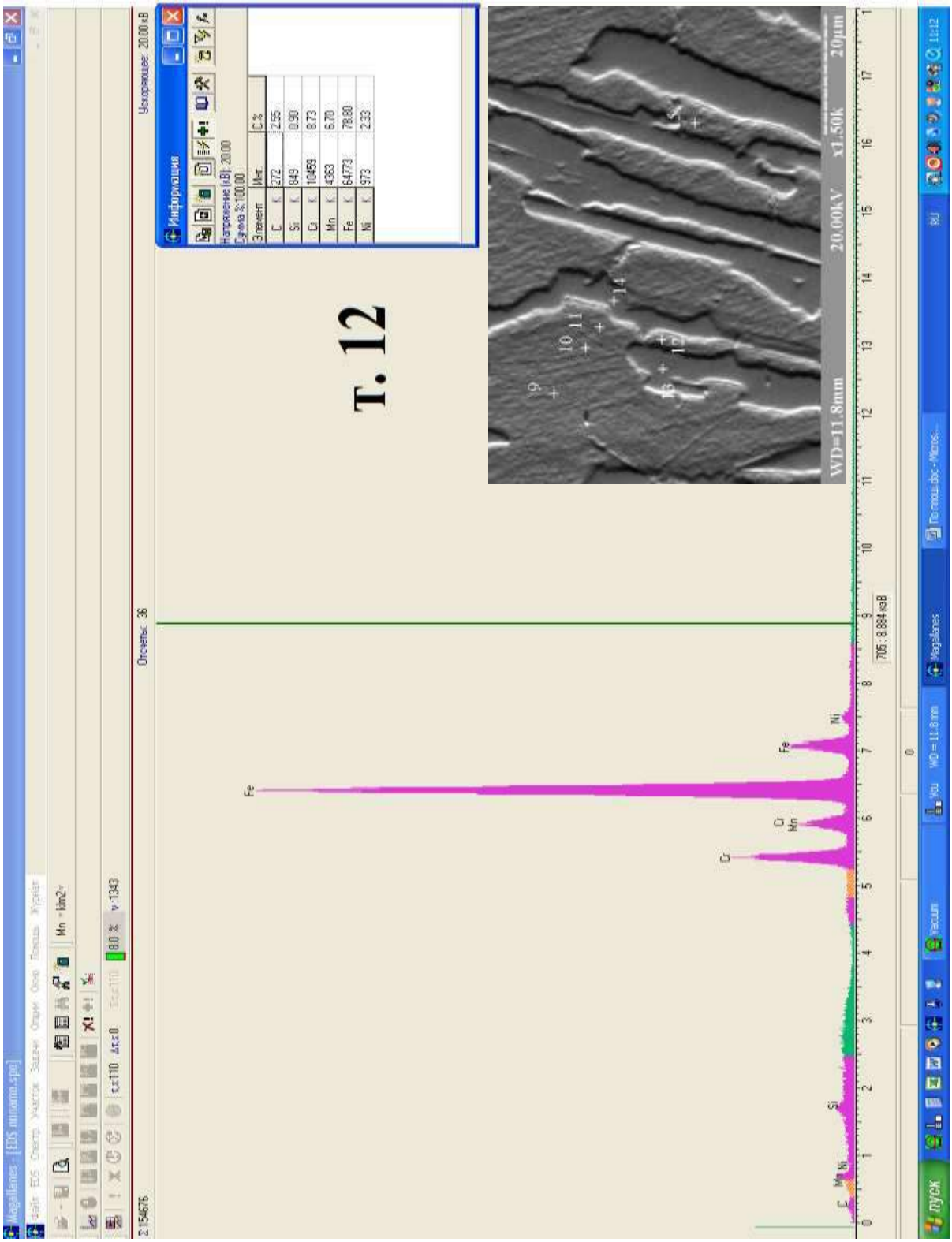


Рисунок А.17 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи у центрі евтектики (т.12) у сплаві 2

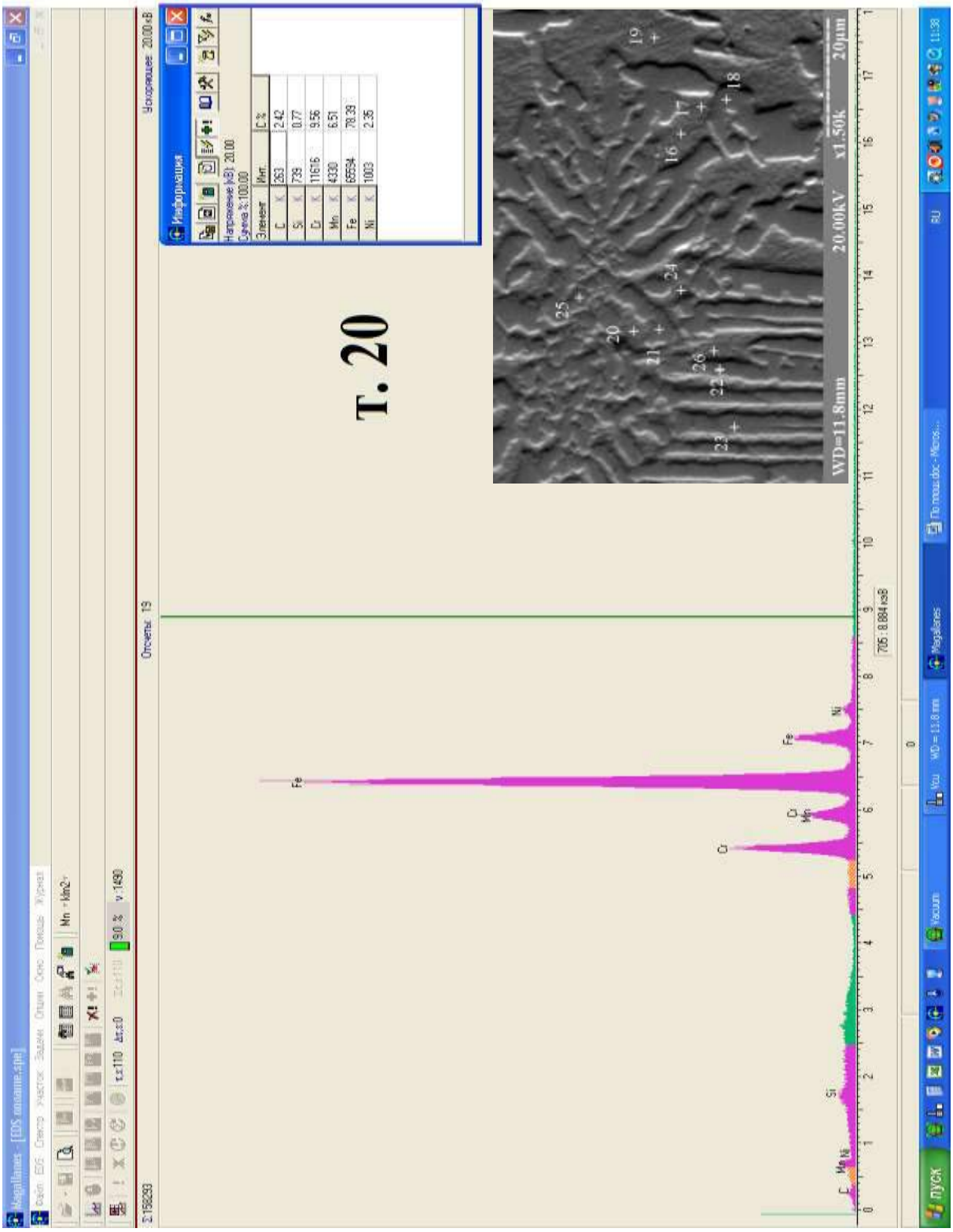


Рисунок А.18 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи в середині евтектики (т.20) у сплаві 2

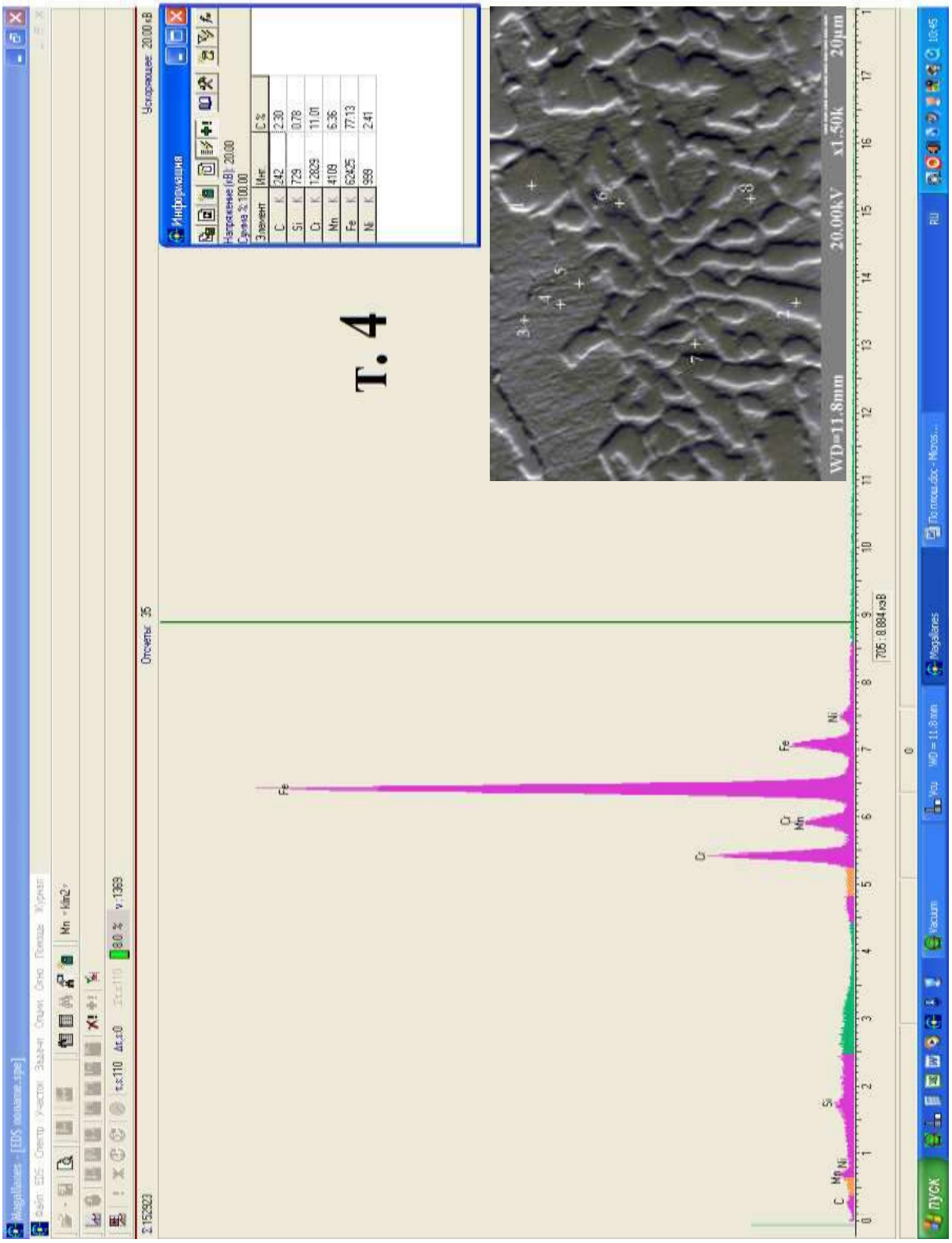


Рисунок А.19 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи всередині зерна (т.4) у сплаві 2

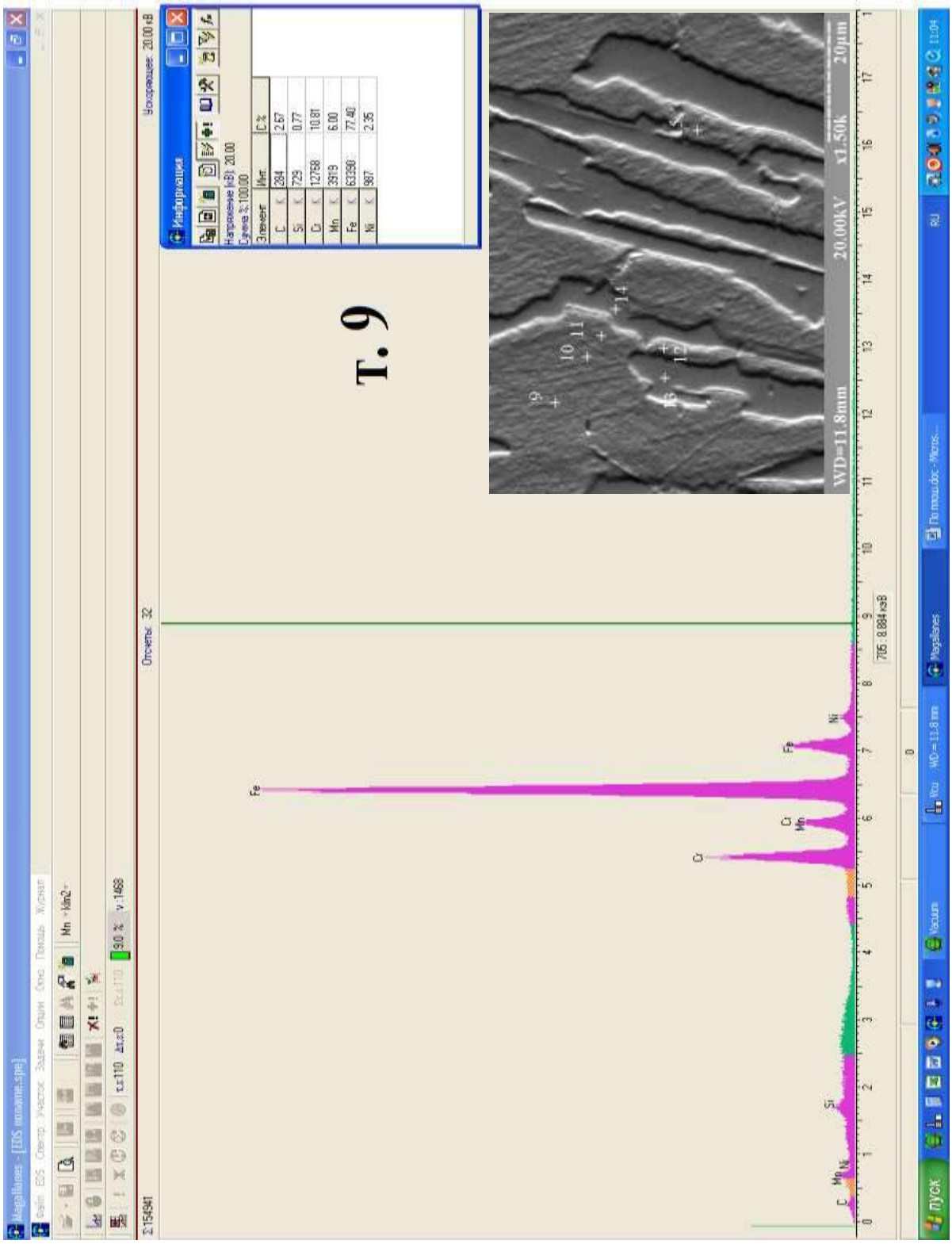


Рисунок А.20 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи всередині зерна (т.9) у сплаві 2

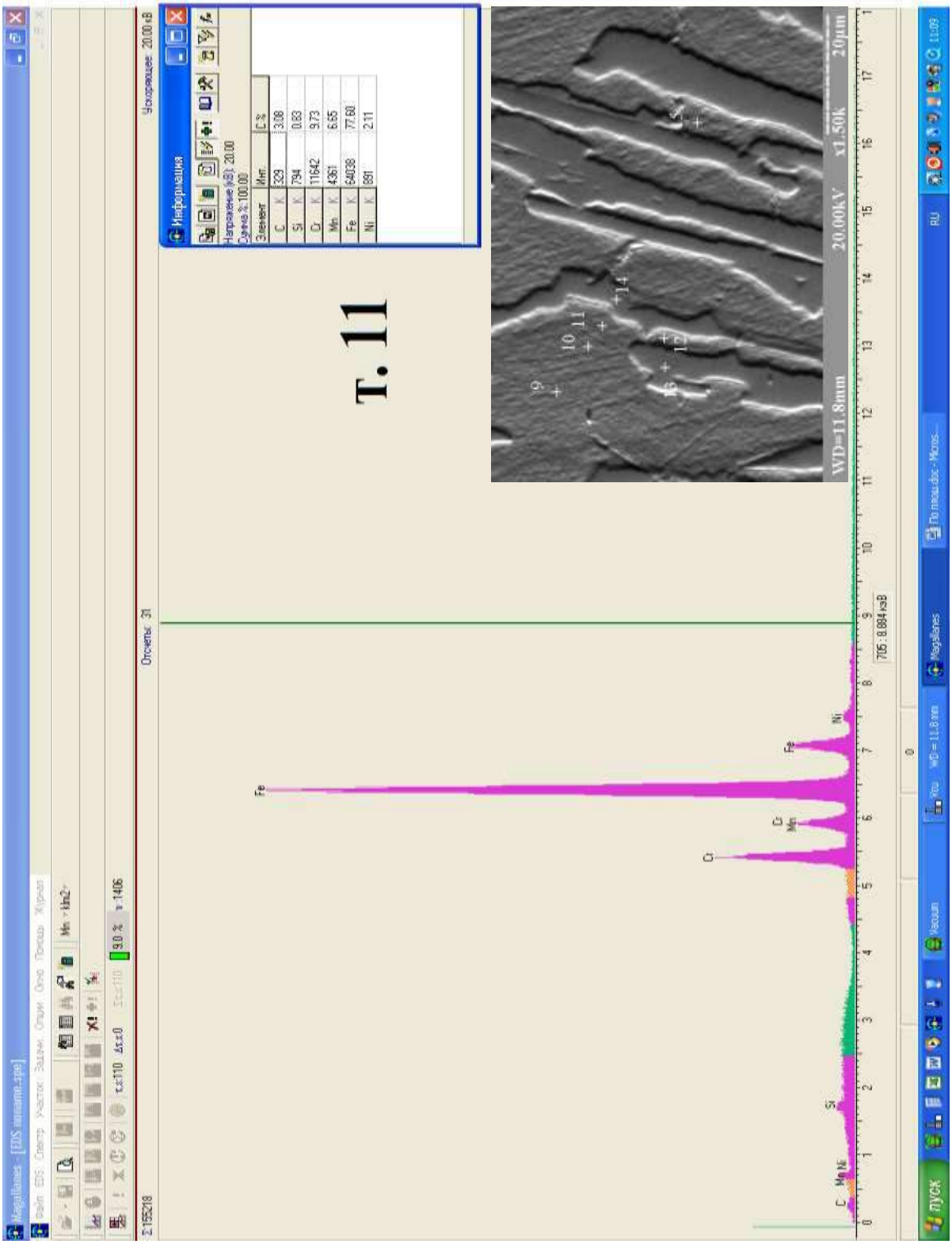


Рисунок А.21 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи біля карбіду на відстані 0,5…1,5 мкм (т.11) у сплаві 2

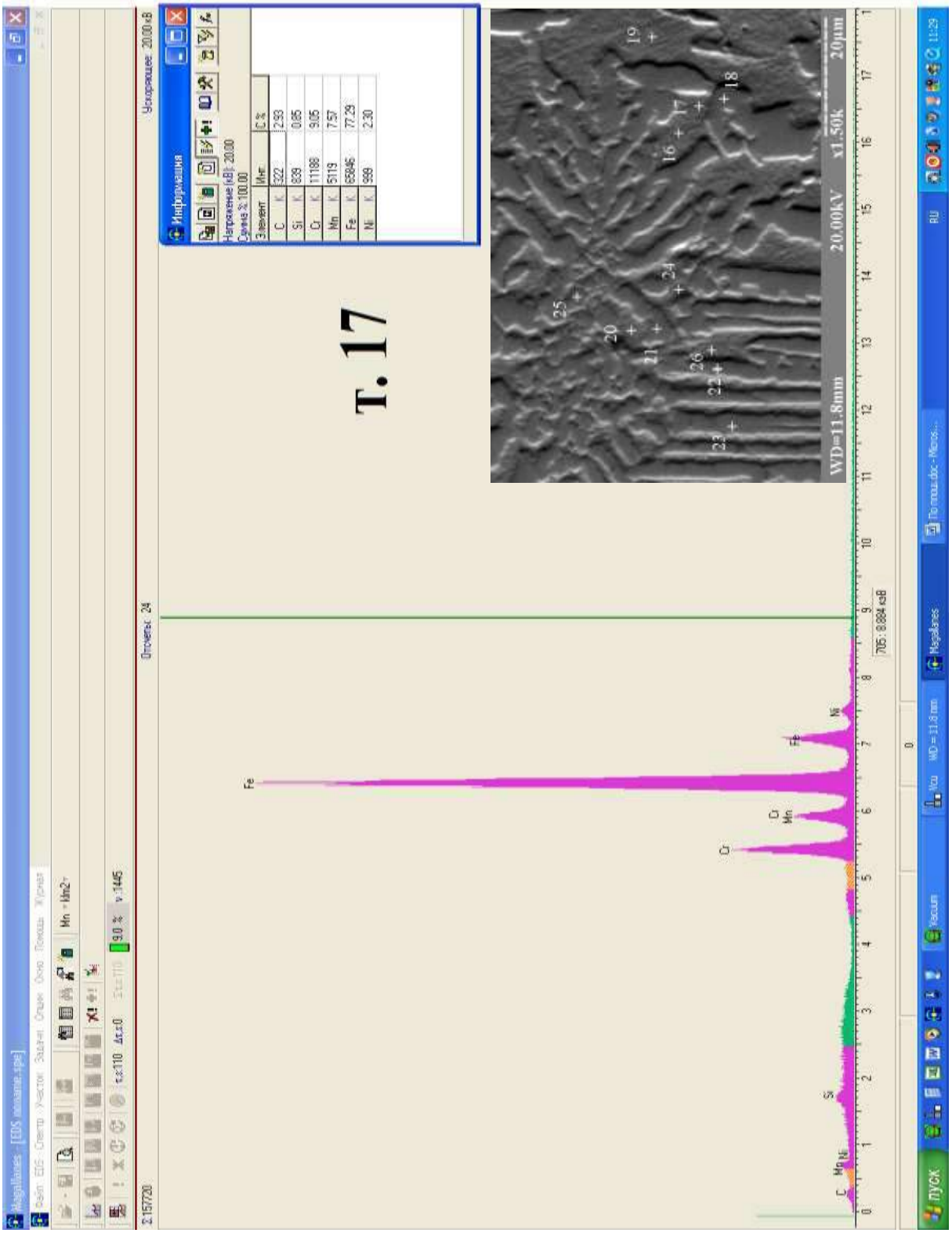


Рисунок А.22 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу основи біля карбіду на відстані 0,5…1,5 мкм (т.17) у сплаві 2

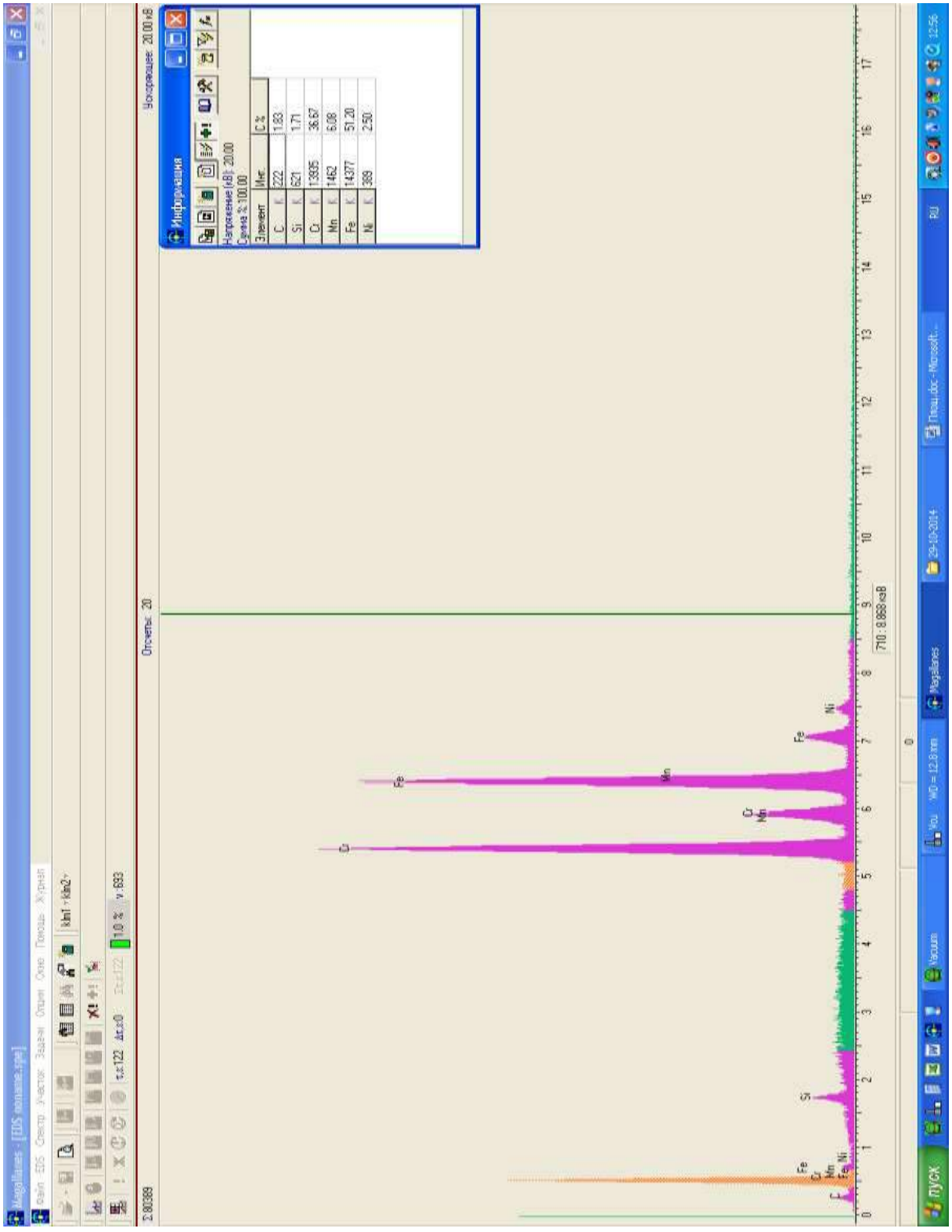


Рисунок А.23 Рентгеноспектральна діаграма хімічного складу окалини чавуну 330Х20Г5Н3 (склад 8) після відпалу за 720 °С

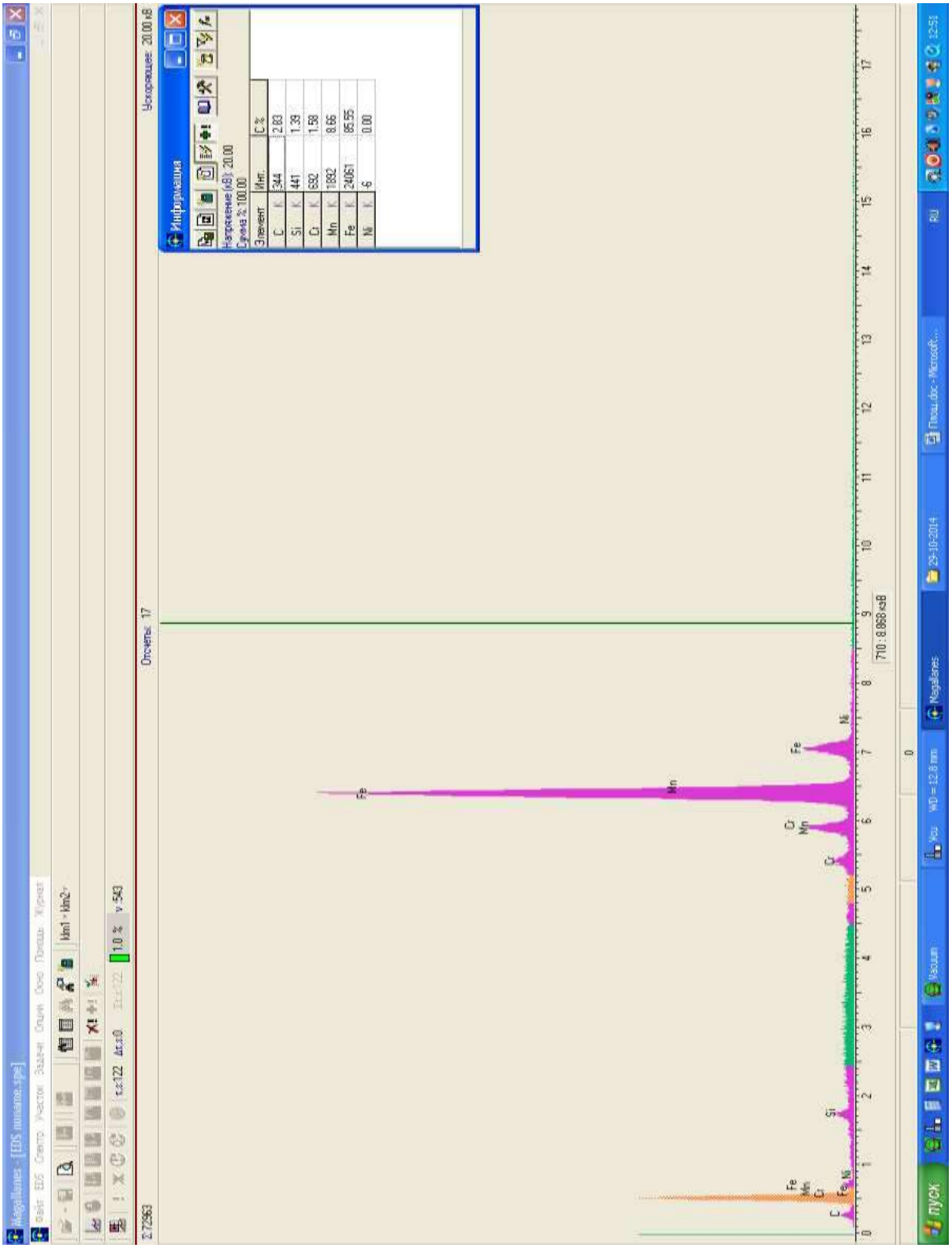


Рисунок А.24 Рентгеноспектральна діаграма хімічного склад шару під окалиною у чавуні 330Х20Г5Н3 (склад 8) після відпалу за 720 °С

ДОДАТОК Б

Затверджую:
Директор ПП «СТРОЙМАШ»
_____ А.К. Полятевіч
«16» 01 2015г.

АКТ
впровадження результатів дисертаційної роботи
Нетребко Валерія Володимировича

Комісія в складі - представників ПП «СТРОЙМАШ»: гол. інженера О.Б. Кубова; нач. ливарно-механічного цеху М.Т. Жукова; гол. економіста Л.Є. Лобкової і представника ЗНТУ доц. к.т.н. В.В. Нетребко склали цей акт, про те, що в період 20-24 січня 2014р. були виготовлені експериментальні деталі шламового насоса ГрАУ 400/20 із чавунів запропонованих доцентом ЗНТУ Нетребко В.В., а саме: колесо робоче із сплаву 110Х12Г5Н та диск задній зі сплаву 280Х18Г2Н.

Запасні частини були відправлені для промислових випробувань на підприємства ТОВ «ЕФРОГ» (колесо робоче) і ТОВ «ДОСАП» (диск задній). Стійкість експериментальних дисків задніх з чавуну 280Х18Г2Н була на рівні стійкості дисків з чавуну 300Х28Н2. Стійкість робочого колеса з чавуну 110Х12Г5Н перевищила термін експлуатації колеса з чавуну 30028Н2 в 1,6...1,8 рази.

За результатами випробувань було прийнято рішення про виробництво запасних частин до насоса ГрАУ 400/20 зі сплавів 280Х18Г2Н і 110Х12Г5Н. Застосування сплаву 280Х18Г2Н дозволило знизити на 16 % витрати на механічну обробку різанням диска заднього шламового насоса ГрАУ 400/20 та відмовитися від термічної обробки (нормалізації). Виготовлення робочого колеса шламового насоса ГрАУ 400/20 зі сплаву 110Х12Г5Н потребує термічної обробки (нормалізації). Зниження собівартості 1т лиття при заміні чавуну 300Х28Н2 на сплав 280Х18Г2Н склало 264,36 грн., а на сплав 110Х12Г5Н – 341,92 грн.

Очікуваний економічний ефект від застосування сплавів 280Х18Г2Н і 110Х12Г5Н, запропонованих Нетребко В.В. замість чавуну 300Х28Н2, при виготовленні запасних частин до насоса ГрАУ 400/20, складає 925,681 тис. грн. на рік.

Від ПП «СТРОЙМАШ»:
гол. інженер О.Б. Кубов
нач. ЛМЦ М.Т. Жуков
гол. економіст Л.Є. Лобкова

Від ЗНТУ
Нетребко В.В.

ДОДАТОК В

УТВЕРЖДАЮ

Директор технический
ООО "Запорожский титано-магниевый комбинат"



_____И.А. Сизиков

АКТ
внедрения результатов научно-исследовательской работы

«29» 04. 2016г. г. Запорожье

Комиссия в составе:

Председателя комиссии: начальник Технического управления - Мишин В.А.

Членов комиссии:

Главный механик - Лазакович О.В.;

Начальник Технического отдела ТУ - Осипенко А.В.;

Начальник цеха №10 — Гончаров Г.Н.;

Директор НИЦ "Титан Запорожья" ЗНТУ, д-р техн. наук - Овчинников А.В.;

Доцент кафедры «ОТЗВ» ЗНТУ, к.т.н. - Нетребко В.В.

Составила настоящий акт о том, что в период с сентября 2013 года по декабрь 2015 года на ООО «Запорожский титано-магниевый комбинат» г. Запорожье проводились научно-исследовательские работы по оптимизации составов износостойких высокохромистых чугунов и режимов их термической обработки. Исполнителем по данной работе являлся В.В. Нетребко.

Комиссия определила, что по результатам научно-исследовательских работ произведена оптимизация составов износостойких чугунов и режимов их термической обработки. Применение дифференцированного подхода к режимам термической обработки отливок, изготавливаемых в условиях ремонтно-механического цеха № 10 ООО «ЗТМК» позволило снизить себестоимость литья.

Комиссия постановила, следующее:

1. Оптимизирован состав чугуна ИЧХ28Н2 производимого по ТУУ 27.5-00194731-013-2002. Предложенный чугун, содержащий 2,5…2,8% С, 24…28% Cr, 1,5…2,5%Ni и 0,8…1,5%Mn, позволяет исключить термическую обработку отливок.

2. Предложен дифференцированный подход к термической обработке отливок в зависимости от условий их эксплуатации и технологических потребностей. Для чугунов 250Х12Г5Т и ИЧХ12Г3 предложена нормализация от 720 °С вместо нормализации от 1100 °С, что позволило существенно экономить электроэнергию.

3. Результаты внедрены в производстве литых быстроизнашивающихся деталей горно-металлургического оборудования и ремонтного литья для собственных нужд в объемах, определяемых потребностями производства.

Экономическая эффективность составила 336,49 грн. на одной тонне литья. Ожидаемый экономический эффект от внедрения составляет 1 680 450 грн в год.

Председатель комиссии: В.А. Мишин

Члены комиссии:
О.В. Лазакович
А.В. Осипенко
Г.Н. Гончаров
А.В. Овчинников
В.В. Нетребко

ДОДАТОК Г

ОБЩЕСТВО с ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
«ТВИНС-СЕРВИС ЛТД»

69068, г. Запорожье, ул. Офицерская, 32, т/ф (061) 720-43-41
Код ОКПО 32937394, Код МФО 313009, ИНН 329373908309, Свидетельство № 100141748

УТВЕРЖДАЮ
Директор ООО «ТВИНС-СЕРВИС ЛТД»
_____ И.В. Жарчинский
«04» 05 2016 г.

АКТ

внедрения результатов диссертационной работы

Нетребко Валерия Владимировича

Комиссия в составе — представители ООО «ТВИНС-СЕРВИС ЛТД»: главный инженер Стародубов В.И., главный металлург, к.т.н. Кудин В.В., начальник производства Кармазин А.А., главный технолог Кириченко И.В.; представители ЗНТУ: доцент, к.т.н. Нетребко В.В. составили настоящий акт о том, что в период с 18.01.2016 г. по 11.03.2016 г. на ООО «ТВИНС-СЕРВИС ЛТД» были проведены научно-исследовательские работы по оптимизации составов износостойких высокохромистых чугунов и режимов их термической обработки. Исполнителем по данной работе являлся В.В. Нетребко.

Комиссия определила, что по результатам научно-исследовательской работы произведена оптимизация составов износостойких высокохромистых чугунов и режимов их термической обработки. Применение дифференцированного подхода к проблеме восстановления быстроизнашиваемых деталей, работающих в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания, а также их термической обработки, позволило снизить себестоимость отливок, изготавливаемых в условиях ООО «ТВИНС-СЕРВИС ЛТД» г. Запорожье.

Выводы:

— оптимизирован состав чугуна ИЧХ22. Предложенный чугун, содержащий 2,8...3,6% C, 19...24% Cr, 1,5...2,5% Mn и 0,2...0,5% Ni применяется

для восстановления ковшей элеватора, работающих в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания;

— экономическая эффективность от внедрения литых износостойких пластин из чугуна 320Х22Г2Н, а также технологии восстановления ковшей элеватора, используемых для собственных нужд в объемах, определяемых потребностями производства, составила 1912,68 грн. на 1 изделие. Ожидаемый экономический эффект на 1 год составит 573804,0 грн;

— проведенное промышленное опробование позволяет рекомендовать оптимизированный износостойкий высокохромистый чугун и режим его термической обработки к широкому применению в производстве для деталей, работающих в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания.

От ЗНТУ

Доцент, канд. техн. наук
_____ В.В. Нетребко

От ООО «ТВИНС-СЕРВИС ЛТД»

Главный инженер
_____ В.И. Стародубов
Главный металлург, канд.техн.наук
_____ В.В. Кудин
Начальник производства
_____ А.А. Кармазин
Главный технолог
_____ И.В. Кириченко

ДОДАТОК Д

Форма 3

ЗАТВЕРДЖУЮ
Проректор з НР _____
посада керівника , назва організації (підприємства)
_____ Ю.М. Внуков___
підпис ПІБ
12. 12. 2016 р.
М.П.

АКТ
впровадження результатів НДР

12_ грудня _2016 р. м. Запоріжжя

Складено комісією у складі:
Голови __ Зав. Кафедри ОТЗВ проф. О. В. Овчинников__
посада, ПІБ
члени комісії ___доц В.В. Нетребко, __доц. Ю.М. Савонов, _____
ст. викладач. О. Е. Капустян _____
посада, ПІБ
Комісія провела роботу по визначенню фактичного впровадження науково-дослідної роботи 02715 «Забезпечення надійності та зносостійкості матеріалів і деталей машин та обладнання що експлуатуються в екстремальних умовах» (№ Держреєстрації0115U004671);_____
назва та № роботи
виконаної у ЗНТУ згідно (назва тематичного плану)_Тематичного плану кафедральних держбюджетних науково-дослідних робіт на 2015 — 2018 навчальні роки та установила, що результати вказаної роботи впроваджені на кафедрі ОТЗВ ЗНТУ _____
Назва організації (підприємства), структурного підрозділу
Вид та об'єм впровадження _Зносостійкий чавун, та його склад і режими термічної обробки було використано при проведені лекційних занять з дисципліни "Триботехніка та основи надійності машин"; Теорія трансформації карбідних фаз в зносостійких чавунах при термічній обробці; теорія перерозподілу карбідоутворюючих елементів поміж фазами під час термічної обробки, теорія термічної обробки корозійностійких чавунів було використано при проведені лекційних та практичних занять з дисципліни "Фізичні і металургійні процеси при наплавленні та напиленні"; Технологія зварювання тертям сплавів титану було використано при проведені лекційних та практичних занять з дисципліни "Зварювання тиском"; Технологія напилення міді на алюміній та метод вимірювання тиску плазмового потоку при напиленні було використано при проведені лекційних та практичних занять з дисципліни "Основи теорії наплавлення та напилення" _____
Досягненні технічні результати, їх рівень _Підвищення якості підготовки фахівців _____

Складено в ___3__ прим.: 1-й прим. В НДЧ ЗНТУ
2- прим. на підприємство,
3-й прим. виконавцю

Голова комісії _____ О. В. Овчинников____
підпис (П.І.Б.)

Члени комісії _____ В.В. Нетребко_____
підпис (П.І.Б.)

_____ Ю.М. Савонов_____
підпис (П.І.Б.)

_____ О. Е. Капустян_____
підпис (П.І.Б.)

ДОДАТОК Е

Додаток 4
до наказу від _13.11.2017_№_442_

ЗАТВЕРДЖУЮ
Проректор з НР
посада керівника, назва організації (підприємства)
підпис В.В. Наумик
ПІБ
М.П. 12.12. 2017 р.

АКТ
впровадження результатів НДР

__12_грудня_ 2017 р. м. Запоріжжя

Складено комісією у складі:
Голови __Зав. Кафедри ОТЗВ __проф. __О. В. Овчинников _____
посада, ПІБ
члени комісії _доц. В.В. Нетребко, __ доц. А.А. Шумілов, ____ст. викладач. О. Е. Капустян_____
посада, ПІБ

Комісія провела роботу по визначенню фактичного впровадження науково-дослідної роботи 02715 «Забезпечення надійності та зносостійкості матеріалів і деталей машин та обладнання що експлуатуються в екстремальних умовах» ___(№ Держреєстрації 0115U004671);_____
назва та № роботи
виконаної у ЗНТУ згідно Тематичного плану кафедральних держбюджетних_
(назва тематичного плану)
науково-дослідних робіт на 2015 — 2018 навчальні роки та установила, що результати вказаної роботи впроваджені на кафедрі ОТЗВ ЗНТУ _____
Назва організації (підприємства), структурного підрозділу
та установила, що результати вказаної роботи впроваджені при проведенні лекційних та лабораторних робіт з дисциплін " Поверхневі фізико-хімічні процеси", " Основи наукових досліджень", а саме Зносостійкий чавун, та його склад і режими термічної обробки, Теорія трансформації карбідних фаз в зносостійких чавунах при термічній обробці; теорія перерозподілу карбідоутворюючих елементів поміж фазами під час термічної обробки, теорія термічної обробки корозійностійких чавунів було використано при проведені лекційних та практичних занять з дисципліни "Фізичні і металургійні процеси при наплавленні та напиленні". Технологія дифузійного зварювання, була використана при проведені лекційних та практичних занять з дисципліни "Зварювання тиском"; Технологія нанесення багатошарових покриттів на лопаті турбін було використано при проведені лекційних та практичних занять з дисципліни "Основи теорії наплавлення та напилення".

Досягнуті технічні результати, їх рівень: _Підвищення якості підготовки магістрів та бакалаврів зі зварювання.

Впровадження у виробництво Теорії утворення карбідних фаз в зносостійких чавунах під час кристалізації дозволило оптимізувати хімічний

Додаток 4
до наказу від _13.11.2017_№_442_

склад зносостійкого чавуну та режими термічної обробки деталей ковшів елеваторів. Річний економічний ефект від впровадження цих розробок на ТОВ " ТВИНС-СЕРВИС ЛТД"_м. Запоріжжя складає 573,8 тис. грн.

Складено в __3___ прим.: 1-й прим. В НДЧ ЗНТУ
2- прим. на підприємство
3-й прим. виконавцю

Голова комісії _____ _ О. В. Овчинников ___
підпис (П.І.Б.)

Члени комісії _____ __ В.В. Нетребко _____
підпис (П.І.Б.)

_____ __ А.А. Шумілов _____
підпис (П.І.Б.)

_____ __О. Е. Капустян _____
підпис (П.І.Б.)

ДОДАТОК Ж
СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові роботи, в яких опубліковані основні результати дисертації:

1. Нетребко В. В., Волчок І. П. Особенности легирования марганцем износостойких высокохромистых чугунов. *Литье и Металлургия*. 2012. № 3. С. 162–165. (НБД Google Scholar)

2. Belikov S., Volchok I., Netrebko V. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron. *Archives of Metallurgy and Materials*. Vol. 58. 3. 2013. P. 895–897. (НБД Scopus)

3. Нетребко В. В., Волчок І. П. Особенности легирования хромом износостойких чугунов. *Литье и металлургия*. 2013. № 3. С. 75–78. (НБД Google Scholar)

4. Нетребко В. В. Особенности легирования белых износостойких чугунов. *Литье и Металлургия*. 2014. № 2. С. 37–41. (НБД Google Scholar)

5. Нетребко В. В. Влияние отжига на твердость Cr-Mn-Ni чугунов. *Литье и Металлургия*. 2015. № 2. С. 95–101. (НБД Google Scholar)

6. Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах. *Литье и Металлургия*. 2015. № 3. С. 40–46. (НБД Google Scholar)

7. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава на скорость коррозии высокохромистых чугунов. *Литье и Металлургия*. 2016. № 4. С. 38–43. (НБД Google Scholar)

8. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава чугуна на содержание Cr в основе после нормализации от 1050 °С. *Литье и Металлургия*. 2018. № 1. С. 34–40. (НБД Google Scholar)

9. Нетребко В. В. Особенности межфазного распределения марганца в высокохромистых чугунах. *Вісник Приазовського державного технічного*

університету: зб. наук. праць. Маріуполь: ДВНЗ «ПДТУ» 2013. Вип. 26. С. 88–93. (НБД Index Copernicus)

10. Нетребко В. В. Особенности распределения хрома в высокохромистых чугунах. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*: зб. наук. праць. Дніпро: ПГАСА, 2013. Вып. 65. С. 346–349.

11. Нетребко В. В. Особенности легирования белых коррозионностойких чугунов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*: науковий журнал. Запоріжжя: ЗНТУ. 2014. № 1. С. 109–112. (НБД Index Copernicus)

12. Нетребко В. В. Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость высокохромистых чугунов. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*: зб. наук. праць. Дніпро: ПГАСА, 2014. Вып. 74. С. 104–107.

13. Нетребко В. В. Влияние физических и тепловых процессов на структуру и свойства высокохромистого чугуна при обработке резанием. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*: науковий журнал. Дніпро: ДНУЗТ. 2014. № 6 (54). С. 97–103. (НБД Index Copernicus)

14. Нетребко В. В. Влияние углерода и хрома на обрабатываемость резанием износостойких чугунов легированных никелем и марганцем. *Вісник двигунобудування*: науково-технічний журнал. Запоріжжя: АО «Мотор Січ». 2015. № 1. С. 94–97. (НБД Index Copernicus)

15. Беликов С. Б., Волчок І. П., Нетребко В. В. Оптимизация состава и свойств износостойких высокохромистых чугунов. *Високі технології в машинобудуванні*: зб. наук. праць. Харків: НТУ «ХПІ», 2015. Вип. 1 (25). С. 18–26. (НБД Index Copernicus)

16. Нетребко В. В. Влияние отжига на твердость высокохромистых чугунов, легированных Mn и Ni. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*: науковий журнал. Запоріжжя: ЗНТУ. 2015. № 2. С. 65–70. (НБД Index Copernicus)

17. Волчок І. П., Нетребко В. В. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов. *«Науковий Вісник» Донбаської державної машинобудівної академії*: зб. наук. праць. Краматорськ: ДДМА. 2015. № 3 (18Е). С. 52–59.

18. Нетребко В. В. Влияние нормализации на твердость Cr-Mn-Ni чугунов. *Вісник двигунобудування*: науково-технічний журнал. Запоріжжя: АО «Мотор Січ». 2016. №1. С. 129-133. (НБД Index Copernicus)

19. Нетребко В. В., Волчок І. П. Особенности термической обработки высокохромистых чугунов легированных Mn и Ni. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*: науковий журнал. Запоріжжя: ЗНТУ. 2016. № 1. С. 53–57. (НБД Index Copernicus)

20. Нетребко В. В. Влияние химического состава высокохромистых чугунов на обрабатываемость резанием. Наука та прогрес транспорту. *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*: науковий журнал. Дніпро: ДНУЗТ. 2016. № 1 (61). С. 122–130. (НБД Index Copernicus)

21. Нетребко В. В. Влияние Cr, Mn и Ni на образование карбидов в высокохромистых чугунах. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*: науковий журнал. Запоріжжя: ЗНТУ. 2016. № 2. С. 50–54. (НБД Index Copernicus)

22. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов Fe3C и Fe7C3 в высокохромистых чугунах. Наука та прогрес транспорту. *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*: науковий журнал. Дніпро: ДНУЗТ. 2016. № 3 (63). С. 138–147. (НБД Index Copernicus)

23. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава чугуна на межфазное распределение Mn. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*: науковий журнал. Дніпро: ДНУЗТ. 2016. № 6 (66). С. 115–123. (НБД Index Copernicus)

24. Нетребко В. В., Волчок І. П. Влияние химического состава чугуна на межфазное распределение Cr после отжига при 690 °С. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*: науковий журнал. Дніпро: ДНУЗТ. 2017. № 4 (70). С. 60–70. (НБД Index Copernicus)

25. Нетребко В. В. Особенности гидроабразивного изнашивания высокохромистых чугунов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*: науковий журнал. Запоріжжя: ЗНТУ. 2017. № 2. С. 28–31. (НБД Index Copernicus)

26. Зносостійкий чавун з підвищеною оброблюваністю різанням лезвійним інструментом: пат. 113363 С2 Україна: МПК С22С 37/08 (2006.01) / В. В. Нетребко; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т.; заявл. 15.12.2015; опубл. 10.01.2017, Бюл. № 1. 3с.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

27. Нетребко В. В. Влияние марганца на процессы структурообразования износостойких комплексно-легированных чугунов. *Інноваційні ресурсозберeженні матеріали та зміцнювальні технології*: матеріали Міжнародна наук.-практ. конф. (м. Маріуполь, 06-08 червня 2012 р.). Маріуполь, 2012. С. 57-58.

28. Нетребко В. В. Влияние марганца на процессы карбидообразования и свойства высокохромистых белых чугунов. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах*: матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012 р.). Запоріжжя, 2012. С. 62-63.

29. Нетребко В. В. Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость высокохромистых чугунов. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 73 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 23-24 травня 2013 р.). Дніпро, 2013. С. 271-272.

30. Нетребко В. В., Беликов С. Б. Особенности легирования хромом и марганцем коррозионностойких чугунов. *Повышение надежности и долговечности оборудования нефтегазовой и химической промышленности*: матеріали

Першої Міжнар. наук.-практ. конф.-виставка (м. Бердянськ, 3-6 вересня 2013 р.). Бердянськ, 2013. С. 143-147.

31. Нетребко В. В. Особенности легирования белых коррозионно-стойких чугунов. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Запоріжжя, 07-09 жовтня 2014 р.). Запоріжжя, 2014. С. 24-25.

32. Нетребко В. В. Влияние физических и тепловых процессов на структуру и свойства высокохромистого чугуна при обработке резанием. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 74 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 15-16 травня 2014 р.). Дніпро, 2014. С. 417-419.

33. Нетребко В. В. Влияние углерода и хрома на обрабатываемость резанием износостойких чугунов. *Литейное производство и металлургия 2014. Беларусь*: матеріали 22 Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Мінськ, Республика Беларусь, 22-24 жовтня 2014 р.). Литье и Металлургия. 2014. № 3. С. 45-49.

34. Нетребко В. В. Влияние термической обработки на распределение хрома между структурными составляющими износостойких белых чугунов. *Today material engineering for realization of the «MMATENG» project objectives*: conference abstracts International Scientific and Methodological Conference «University Science – 2015», Mariupol, 19–20 may 2015. Mariupol, 2015. С. 35.

35. Нетребко В. В. Влияние химического состава износостойких белых чугунов на износ резца при обработке резанием. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 75 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 14-15 май 2015 р.). Дніпро, 2015. С. 359-360.

36. Нетребко В. В. Трансформации карбидных фаз, образующихся в высокохромистых чугунах при термической обработке. *Today material engineering for realization of the «MMATENG» project objectives*: conference abstracts International Scientific and Methodological Conference «University Science – 2016», Mariupol, 19–20 may 2016. Mariupol, 2016. С. 105.

37. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов Fe3C и Fe7C3 в высокохромистых чугунах. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 76 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 19-20 трав. 2016 р.). Дніпро, 2016. С. 287-288.

38. Нетребко В. В. Влияние состава высокохромистого чугуна на распределение Mn. *Титан 2016: Виробництво та використання в авіабудуванні*: матеріали 4 Міжнар. наук.–практ. конф. (м. Запоріжжя, 03-04 листопада 2016 р.). Запоріжжя, С. 86-88.

39. Нетребко В. В., Чабак Ю. Г. Особенности распределения элементов при термообработке чугунов в системы Fe-C-Cr-Mn-Ni: *Університетська наука – 2017*: матеріали Міжнар. наук.-техн. конф. (м. Маріуполь, 18 – 19 трав. 2017 р.). Маріуполь, 2017. С. 59.

40. Нетребко В. В. Влияние марганца и термообработки на распределение хрома в основе коррозионностойких чугунов. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 77 Міжнар. наук.-практ. конф. (м. Дніпро, 11 – 12 травня 2017 р.). Дніпро, 2017. С. 287-288.

41. Нетребко В. В. Карбідоутворення у високохромистих чавунах додатково легованих марганцем та нікелем. *Modern methods, innovations, and experience of practical application in the field of technical sciences*: conference abstracts, Radom, Republic of Poland, 27-28 December 2017. Radom. Izdevniecha «Baltija Publishing», 2017. P. 105-109.

ДОДАТОК К
ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЇ

Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідались здобувачем та обговорювались на наступних конференціях:

- Міжнародна научно-практична конференція «Інноваційні ресурсо-збереженні матеріали та зміцнювальні технології». Маріуполь, 06-08 червня 2012 року, участь з доповіддю;
- 20-я Международная научно-техническая конференция «Литейное производство и металлургия 2012. Беларусь». Мінськ, Республіка Білорусь, 23-26 жовтня 2012 року, участь з доповіддю;
- XIII Міжнародна науково-технічної конференції «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах». Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012 року, участь з доповіддю;
- 23 Міжнародній науково-технічній конференції «Стародубовські читання 2013». Дніпро, 19-20 квітня 2013 року, участь з доповіддю;
- 73 Міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». Дніпро, 23-24 травня 2013 року, участь з доповіддю;
- Первая международная научно-техническая конференция-выставка «Повышение надежности и долговечности оборудования нефтегазовой и химической промышленности». Бердянськ, 3-6 вересня 2013 року, тези та доповідь подано дистанційно;
- VI International Conference DEVELOPMENT TRENDS IN MECHANIZATION OF FOUNDRY PROCESSES. Inwald, Republic of Poland, 5-7th September 2013, участь з доповіддю;

- 21-я Международная научно-техническая конференция «Литейное производство и металлургия 2013. Беларусь». Мінськ, Республіка Білорусь, 23-25 жовтня 2013 року, участь з доповіддю;
- 24 Міжнародній науково-технічній конференції «Стародубовські читання. 2014». Дніпро, 17-18 квітня 2014 року, участь з доповіддю;
- 74 Міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». Дніпро, 15-16 травня 2014 року, участь з доповіддю;
- XIII Міжнародній науково-технічній конференції «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів». Запоріжжя, 07-09 жовтня 2014 року, участь з доповіддю;
- 22-я Международная научно-техническая конференция «Литейное производство и металлургия 2014. Беларусь». Мінськ, Республіка Білорусь, 22-24 жовтня 2014 року, тези та доповідь подано дистанційно;
- III Міжнародна науково-технічна конференція «Машини та пластична деформація металів». Запоріжжя, 19-22 жовтня 2015 року, участь з доповіддю;
- International scientific and technical conference «University science – 2015». Mariupol, 19 – 20 may 2015, тези та доповідь подано дистанційно;
- 75 Міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». Дніпро, 14-15 травня 2015 року, участь з доповіддю;
- XXIII міжнародний науково-технічний семінар «ВИСОКІ ТЕХНОЛОГІЇ: ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ / HIGH TECHNOLOGIES: TENDENCIES OF DEVELOPMENT». Одеса, 7-12 вересня 2015, тези та доповідь подано дистанційно;
- 76 Міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». Дніпро, 19-20 травня 2016 року, тези та доповідь подано дистанційно;

- International scientific and technical conference «University science – 2016». Mariupol, 19 – 20 may 2016, тези та доповідь подано дистанційно;
- 77 Міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». Дніпро, 11-12 май 2017 года, тези та доповідь подано дистанційно;
- International scientific and technical conference «University science – 2017». Mariupol, 18 – 19 may 2017, участь з доповіддю;
- International research and practical conference «Modern methods, innovations, and experience of practical application in the field of technical sciences». Radom, Republic of Poland, 27-28 December, 2017, тези та доповідь подано дистанційно.