

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича

03142, м. Київ, вул. Омеляна Пріцака, 3

тел. (044) 390-87-51, факс (044) 390-87-51

Кваліфікаційна наукова робота
на правах рукопису

СИДОРЧУК ОЛЕГ МИКОЛАЙОВИЧ

УДК 669.14.018.258

ДИСЕРТАЦІЯ

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ ЗАСАД ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ
ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ, МІДНО-НІКЕЛЕВИХ ТА
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

Спеціальність 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

_____ О. М. Сидорчук

Науковий консультант: Гогаєв Казбек Олександрович
чл. кор. НАН України, д.т.н., проф.

Київ – 2025 рік

АНОТАЦІЯ

Сидорчук О.М. – Розвиток наукових засад формування структури та властивостей при виготовленні штампових сталей для гарячого деформування міді, мідно-нікелевих та алюмінієвих сплавів. – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – «Матеріалознавство». Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, 2025.

Дисертація спрямована на вирішення науково-технічної проблеми підвищення службових властивостей інструменту із сталі з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації (РАПЕ) при екстремальних температурно-силових режимах експлуатації.

В основу дисертації покладено ідею спрощення та здешевлення технології отримання литих сталей з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації марок 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 за рахунок використання технології електрошлакового кокільного лиття для досягнення вищих показників фізико-механічних та службових властивостей у порівнянні із штамповими деформованими сталями підвищеної та високої теплостійкості 3X3M3Ф, 4X5MФ1С і 3X2B8Ф, одержаних за технологією традиційного ливарного виробництва. Використання технології електрошлакового кокільного лиття для одержання зливків дозволяє скоротити енергоємну технологічну операцію – кування, що дає змогу успішно експлуатувати литу сталь 4X3H5M3Ф для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 за робочих температур 900-950 °С, тобто вище критичної температурної точки A_{c3} (850 °С) та сталі 4X4H5M4Ф2 з підвищеною теплостійкістю для гарячого деформування міді марки М1 та алюмінієвого сплаву марки АК7ч за робочих температур нижче критичної температурної точки A_{c1} (700 °С).

В роботі вперше було встановлено температурний інтервал необерненої відпускнуї крихкості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 за температур нижче критичної температурної точки A_{c1} – 450-500 °С та встановлено причину виникнення її крихкості. Встановлено, що інструмент із дослідженої сталі не перегрівався за температур необерненої відпускнуї крихкості при гарячому деформуванні алюмінієвого сплаву марки АК7ч. Для гарячого деформування міді марки М1 вперше була розроблена технологія виготовлення великогабаритних деталей типу коліс екструдерів із деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаних електрошлаковим кокільним литтям з проведенням оптимізації режимів термічної та деформаційної обробки (кування) сталі, що дало змогу успішно експлуатувати інструмент нижче критичної температурної точки A_{c1} за температури < 630 °С. В роботі вперше була встановлена обернена відпускна крихкість за температури відпуску вище 630 °С з деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2. Це було пов'язано із утворенням карбідної фази типу M_7C_3 , при якій знижується твердість (нижче 40 HRC) і відбувається процес розміцнення. Встановлено, що при гарячому деформуванні інструмент не перегрівався вище початкової температури (630 °С) існування оберненої відпускнуї крихкості.

Ключові слова: сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, електрошлакове кокільне лиття, термічна обробка, температура, фаза, структура, карбідна фаза, фізико-механічні та експлуатаційні властивості.

ABSTRACT

Sydorchuk O.M. – Development of scientific principles of structure and properties formation in the manufacture of stamped steels for hot deformation of copper, copper-nickel and aluminum alloys – On the rights of the manuscript.

The Doctor degree in Technical Science thesis on speciality 05.02.01 – «Materials science». I.M. Francevich Institute for Problems of Material Science, NAS of Ukraine, Kyiv, 2025.

The dissertation is aimed at solving the scientific and technical problem of improving the service properties of tools made of steel with austenitic transformation control during operation (RATE) under extreme temperature and power conditions of operation.

The thesis is based on the idea of simplifying and reducing the cost of the technology for producing cast steels with controlled austenitic transformation during the operation of 4Kh3N5M3F and 4Kh4N5M4F2 grades by using the technology of electroslag pitch casting to achieve higher physical, mechanical, and service properties compared to 3Kh3M3F stamp deformable steels of increased and high heat resistance, 4Kh5MF1S and 3Kh2W8F, produced by conventional foundry technology. The use of the electroslag pitch casting technology to produce ingots allows us to reduce the energy-intensive technological operation of forging, which makes it possible to successfully operate 4Kh3N5M3F cast steel for hot deformation of MNZh5-1 copper-nickel alloy at operating temperatures of 900-950 °C, i.e., above the critical temperature point A_{c3} (850 °C), and 4Kh4N5M4F2 steel with increased heat resistance for hot deformation of M1 copper and AK7ch aluminum alloy at operating temperatures below the critical temperature point A_{c1} (700 °C).

This work was the first to determine the temperature range of irreversible tempering brittleness of 4Kh4N5M4F2 cast steel at temperatures below the critical temperature point A_{c1} – 450-500 °C and to determine the cause of its brittleness. It was found that the tool made of the studied steel did not overheat at temperatures of irreversible tempering brittleness during hot deformation of the aluminum alloy AK7ch. For hot deformation of copper grade M1, a technology for manufacturing large-sized parts such as extruder wheels from deformed 4Kh4N5M4F2 steel obtained by electroslag coil casting with optimization of the modes of thermal and

deformation treatment (forging) of steel was developed for the first time, which made it possible to successfully operate the tool below the critical temperature point A_{c1} at a temperature < 630 °C. For the first time, we have established the reverse tempering brittleness at a tempering temperature above 630 °C for deformed 4Kh4N5M4F2 steel. This was due to the formation of a carbide phase of the M_7C_3 type, at which the hardness decreases (below 40 HRC) and the carburizing process occurs. It was found that during hot deformation, the tool did not overheat above the initial temperature (630 °C) of the existence of the reverse tempering brittleness.

Keywords: steel with controlled austenitic transformation during operation, electroslag coil casting, heat treatment, temperature, phase, structure, carbide phase, physical, mechanical and operational properties

Список публікацій здобувача

в яких опубліковані основні наукові результати дисертації

Статті в журналах, включених до міжнародних наукових баз (Scopus, Chemical Abstracts Service and Country Rank).

1. Гогаєв К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Карпець М.В., Пятачук С.Г. Структура та властивості загартованої сталі 40X3H5M3Ф, одержаної електрошлаковим перетопленням за високих температур // *Металлофізика и новейшие технологии – 2015. т. 37. № 12. – С. 1653-1661 (Особистий внесок здобувача: проведення термічної обробки, аналіз отриманих даних, пошук і аналіз літературних даних, написання тексту статті).*

<http://dspace.nbuiv.gov.ua/handle/123456789/112459>

2. Bykov O. X-Ray Analysis of Features of Both Crystalline Structure of Main Phases Formation and Properties of 4Kh4N5M4F2 Steel (RATE Steel) at Handling / O. Bykov, **O. Sydorчук**, L. Myroniuk, D. Myroniuk, H. Shvedova, V. Konoval, S. Korichev, A. Pozniy // *Metallophysics and Advanced Technologies – 2021. Vol. 43. No. 11. – P. 1523-1536 (Особистий внесок*

здобувача: проведення термічної обробки, проведення експериментальних металографічних досліджень, аналіз отриманих даних).

<https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1523>

3. Gogaev K. Die steel with regulated austenitic transformation for hot deformation of copper-nickel alloy / K. Gogaev, **O. Sydorчук** // Science and Innovation – 2022. Vol. 18. No. 11. – P. 23-27 (Особистий внесок здобувача: розробка режимів відпалу сталі, проведення кінцевої термічної обробки, проведення експериментальних металографічних досліджень, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

<https://doi.org/10.15407/scine18.03.023>

4. **Sydorчук O.** Structure and properties of forged steel with regulated austenite transformation / O. Sydorчук, O. Myslyvchenko, K. Gogaev, Ye. Hongguang // Materials Science – 2022. V. 58. – P. 119–125 (Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки сталі, визначення механічних властивостей, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

<https://doi.org/10.1007/s11003-022-00639-1>

5. Gogaev K. The Influence of operating conditions on the structure and mechanical properties of die 4Kh4N5M4F2 steel / K. Gogaev, **O. Sydorчук**, O. Myslyvchenko, Y. Yevych, Ye. Hongguang // Materials Science. – 2023. V. 59. – P. 158–162 (Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки сталі, визначення механічних властивостей, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11003-024-00757-y>

6. **Sydorчук O.** Tempering brittleness of die 4Kh4N5M4F2 steel / O. Sydorчук, K. Gogaev, O. Radchenko, M. Askerov, V. Bondarchuk // Materials Science. – 2024. V. 59. – P. 644-647 (Особистий внесок здобувача: проведення термічної обробки сталі, проведення експериментальних

досліджень, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11003-024-00822-6>

Публікацій, що входять до переліку фахових видань України.

7. Сидорчук **О.М.** Фазово-структурний стан сталі 40ХЗН5МЗФ в процесі перекристалізації // Современные проблемы физического материаловедения. Труды Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины. Серия “Физико-химические основы технологии порошковых материалов”, Киев – 2013. Выпуск 22. – С. 186-188 (Особистий внесок здобувача: проведення оптимізації режимів термічної обробки сталі, проведення експериментальних досліджень, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

8. Гогаєв К.О. Штампова сталь для гарячого деформування з регульованим аустенітним перетворенням, одержана електрошлаковим литтям / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко, А.А. Мамонова, О.Ю. Коваль, В.В. Лук’янчук // Металознавство та обробка металів – 2014. № 1. – С. 40-45 (Особистий внесок здобувача: дослідження структури сталі в литому стані та після термічної обробки, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

9. Гогаєв К.О. Технологія виготовлення штампової сталі 40ХЗН5МЗФ для гарячого деформування / К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, **О.М. Сидорчук**, В.В. Лук’янчук // Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ – 2015. С. 669-672 (Особистий внесок здобувача: виготовлення інструменту для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

10. Гогаєв К.О. Інструментальні штампові сталі для гарячого деформування / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко // *Металознавство та обробка металів* – 2016. № 3. – С. 18-24 (Особистий внесок здобувача: написання тексту статті).

11. Гогаєв К.О. Дослідження режимів термічної обробки штампової сталі 4Х3Н5М3Ф / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко, В.В. Лук'янчук, Г.Г. Орел // *Современные проблемы физического материаловедения. Труды института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины. Серия “Физико-химические основы технологи порошковых материалов”*, Киев – 2016. Выпуск 25. С. – 105-108 (Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

12. Гогаєв К.О. Розробка наукових і технологічних основ виготовлення формотворного штампового інструменту на основі створення і використання нових перспективних сталей і ливарно-деформаційних методів їх обробки / К.О. Гогаєв, О.П. Ласконєв, О.К. Радченко, Л.Р. Дудецкая, **О.М. Сидорчук** // *Анотований збірник проектів спільного конкурсу ДФФД-БРФФД.* – К.: Академперіодика, 2017. – С. 125-128 (Особистий внесок здобувача: написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

13. **Сидорчук О.М.** Підвищення теплостійкості та властивостей штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / О.М. Сидорчук, Д.В. Миронюк, О.К. Радченко, К.О. Гогаєв, Є. Хонггуанг // *Металознавство та обробка металів* – 2019. № 2. – С. 19-25 (Особистий внесок здобувача: підвищення теплостійкості литої сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

14. **Сидорчук О.М.** Термічна обробка штампової сталі підвищеної стійкості / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, Л.А. Миронюк, Д.В. Миронюк // *Металознавство та обробка металів* – 2020. № 2. – С. 29-37.

(Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки литої сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

15. **Сидорчук О.М.** Штампова кована сталь 4Х4Н5М4Ф2 підвищеної стійкості / О.М. Сидорчук, Л.А. Миронюк, Д.В. Миронюк, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко // *Металознавство та обробка металів* – 2020. № 4. – С. 3-11. (Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки деформованої сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

16. **Сидорчук О.М.** Лита сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, одержана електрошлаковим переплавом / О.М. Сидорчук, А.А. Мамонова, В.В. Лук'янчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, Л.А. Миронюк, В.П. Коновал, Г.Л. Шведова, Д.В. Миронюк // *Успіхи матеріалознавства* – 2020. № 1. – С. 77-85. (Особистий внесок здобувача: дослідження структури сталі в литому стані, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

17. **Сидорчук О.М.** Властивості штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та сплавів // *Вісник Вінницького політехнічного інституту* – 2021. № 1. – С. 108-112 (Особистий внесок здобувача: визначення механічних властивостей сталі та проведення дослідно-промислових випробувань інструменту зі сталі з РАПЕ для гарячого деформування міді, алюмінію та їх сплавів, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

18. **Сидорчук О.М.** Вплив термічної обробки на штампову сталь 4Х4Н5М4Ф2 та встановлення її фізико-механічних властивостей // *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*, серія “Нові рішення в сучасних технологіях” – 2021. №1. – С. 34-38 (Особистий внесок здобувача: визначення фізико-механічних властивостей литої та деформованої сталі, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

19. **Сидорчук О.М.** Сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації // *Металознавство та обробка металів* – 2021. № 2. – С. 47-53

(Особистий внесок здобувача: аналіз отриманих даних, написання тексту статті).

20. **Сидорчук О.М.** Одержання трубних заготовок з мідно -нікелевого сплаву МНЖ5-1 при використанні інструменту з штампової сталі регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет. – 2021. № 1. – С. 23-28 (Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту із сталі з РАПЕ для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

21. **Сидорчук О.М.** Лита штампова сталь 4Х4Н5М4Ф2 для прес-форм гарячого пресування міді М1 та алюмінієвого сплаву АК7ч // Успіхи матеріалознавства – 2021. № 1. – С. 54-62 (Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту з штампової сталі для гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

22. **Сидорчук О.М.** Відпускна крихкість штампової литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 / О.М. Сидорчук, О.І. Биков, А.П. Позній // Металознавство та обробка металів – 2021. – № 3. – С. 57-61 (Особистий внесок здобувача: визначення температурного інтервалу необерненої відпускної крихкості сталі та встановлення причини її виникнення, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

23. **Сидорчук О.М.** Технологічні основи виготовлення інструменту з штампової сталі 4Х3Н5М3Ф // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет – 2021. № 2. – С. 17-20 (Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту з литої штампової сталі для гарячого деформування міді, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

24. **Сидорчук О.М.** Штампова сталь для гарячого деформування міді // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет. – 2022. № 1. – С. 49-52 (Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту з деформованої штампової сталі для гарячого деформування міді, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

25. **Сидорчук О.М.** Штампова сталь 4Х4Н5М4Ф2 (без технології кування) для гарячого деформування алюмінієвого сплаву // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет – 2022. № 2 – С. 46-49 (Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту з литої штампової сталі для гарячого деформування алюмінієвого сплаву, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

Патенти.

26. Гогаєв К.О. Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко, В.В. Лук'янчук // Патент, № 94746, Україна UA, МПК С21D 8/00. – опубл. 25.11.2014.

27. Гогаєв К.О. Штампова сталь / К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, **О.М. Сидорчук**, Д.В. Миронюк // Патент, № 141447, Україна UA, МПК С22С 38/00. – опубл. 10.04.2020.

Праці, які свідчать про апробацію матеріалів дисертації.

28. **Sydorchuk O.M.** The new tool steel for warm die forming of Al and Cu alloys / O. Sydorchuk, D. Myroniuk, Hongguang Ye, G. Bagliuk // 10th International conference «Advanced materials and technologies: From idea to market», Ninghai, China – 2018. – Oct. 24-26, P. – 52 (Очна участь).

29. **Sydorchuk O. M.** The manufacture of die-casting tool for mold casting of copper and copper alloys / O. Sydorchuk, D. Myroniuk, Hongguang Ye, G. Bagliuk // 10th International conference «Advanced materials and technologies:

From idea to market», Ninghai, China – 2018. – Oct. 24-26, P. – 139 (Очна участь).

30. **Сидорчук О.М.** Штампова сталь для гарячого деформування кольорових металів та сплавів. Тез. допов. конференцій молодих учених «Інноваційні технологічні рішення в науково-дослідницькій роботі молодих вчених ВФТПМ», с. Сичавка, Одеська обл., Україна – 2021. – 3-5 вересня, С. 28-32 (Очна участь).

31. **Сидорчук О.М.** Структура та властивості кованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 з регульованим аустенітним перетворенням / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.М. Мисливченко, А.І. Avetisyan, Hongguang Ye, «Ювілейна конференція 30 років Інституту електронної фізики НАН України» м. Ужгород, Україна – 2022. – 21-23 вересня, С. 224-226 (Заочна участь).

32. **Sydorchuk O.M.** Die steel for hot deformation of copper and copper alloys / O. Sydorchuk, G. Bagliuk, D. Myroniuk, O. Myslyvchenko, Hongguang Ye. // 8th International BAPT Conference «Power Transmissions 2022» MATEC Web of Conferences, 04003 – 2022. – P. 366 (Заочна участь).

<https://doi.org/10.1051/matecconf/202236604003>

33. **Сидорчук О.М.** Одержання штампових сталей 4Х3Н5М3Ф та 4Х4Н5М4Ф2 електрошлаковим переплавом з урахуванням оптимальних режимів термічної обробки / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, В.В. Лук'янчук Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і металургія» Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро, Україна – 2022. – 22-24 листопада, С. 61-63 (Заочна участь).

34. **Сидорчук О.М.** Часткова перекристалізація штампової сталі (4Х4Н5М4Ф2) з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, В.В. Лук'янчук, О.К. Радченко, А.І. Avetisyan, Hongguang Ye // Міжнародний науково-практичний журнал «WeeScience» 4th International Scientific and Practical Internet Conference «Integration of

education, science and business in modern environment: winter debates», м. Дніпро, Україна – 2023. – 23-24 лютого, С. 257-258 (Заочна участь).

35. **Сидорчук О.М.** Структура та властивості штампової сталі для гарячого деформування кольорових металів та сплавів / О.М. Сидорчук, Я.І. Євич, О.М. Мисливченко, Д.В. Миронюк, Л.А. Миронюк // *Металеві матеріали їх виробництво та перспективи застосування в сучасній промисловості: матеріали ІХ науково-практичної конференції молодих вчених України, ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна – 2023.* – 18-19 травня, С. 55-57 (Заочна участь).

36. **Сидорчук О.М.** Сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації для гарячого деформування мідного сплаву марки МНЖ 5-1 // *Матеріали ХХVІ міжн. наук.-практ. конф., «Технологія – 2023», Східноукр. нац. ун-т ім. В. Даля, м. Київ, Україна – 2023.* – 26 травня, С. 164-165 (Заочна участь).

37. **Сидорчук О.М.** Відпускна крихкість штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2 (без високотемпературної механічної обробки) / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, М. Гейбат огли Аскеров, Ю.М. Подрезов, Я.І. Євич // *Міжн. конф., «Матеріали та технології в інженерії (МТІ-2023)», Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна – 2023.* – 16-18 травня, С. 240-241 (Заочна участь).

38. **Сидорчук О.М.** Оптимізація режимів термічної обробки сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації для гарячого деформування кольорових металів та сплавів / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, Д.В. Миронюк, А.І. Avetisyan, Hongguang Ye // *Матеріали ІІІ науково-технічної конференції підрозділів Вінницького національного технічного університету «НТКП ВНТУ-2023», м. Вінниця, Україна – 2023.* – 21-23 червня, С. 2779-2781 (Заочна участь).

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ	19
ВСТУП	21
РОЗДІЛ 1. ШТАМПОВІ СТАЛІ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ	36
1.1 Умови роботи штампових інструментів	36
1.2 Основні вимоги до сталей для виготовлення штампів та матриць для гарячого деформування кольорових металів та сплавів	38
1.3 Класифікація штампових сталей для гарячого деформування	44
1.4 Залежність механічних властивостей від фазово-структурного стану сталі	49
1.5 Термодеформаційна та хіміко-термічна обробка штампових сталей	59
1.5.1 Гаряча пластична деформація штампових сталей	64
1.5.2 Відпал сталі	65
1.5.2.1 Відпал з фазовою перекристалізацією (нормалізація, повний відпал)	65
1.5.2.2 Відпал з частковою перекристалізацією (не повний або сфероїдизуючий відпал)	68
1.5.3 Гартування сталі	70
1.5.3.1 Мартенситне перетворення	72
1.5.4 Відпуск штампових сталей для гарячого деформування	76
1.5.4.1 Стадії розпаду структурних елементів у твердому розчині при відпуску сталі	77
1.5.4.2 Низькотемпературний та високотемпературний відпуск сталі	81
1.5.4.3 Відпускна крихкість сталі	83
1.5.4.4 Утворення та роль проміжних фаз у штампових сталях при проведенні термічної обробки	86

1.5.5 Кріогенна обробка	90
1.5.6 Азотування	91
1.5.7 Дифузійне хромування	94
1.5.8 Дифузійне алітування	95
1.5.9 Дифузійне борування	95
1.6 Застосування адитивних технологій для відновлення штампів та матриць	97
1.7 Використання сталей та сплавів для гарячого деформування кольорових металів	99
1.8 ШСГД у автомобільній промисловості	102
1.9 Сталі з РАПЕ	105
1.10 Висновки, визначення мети та завдань дослідження	118
РОЗДІЛ 2. ВИБІР МАТЕРІАЛІВ ТА МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ	123
2.1 Вибір матеріалу для дослідження	123
2.2 Технологія виплавки досліджених штампових сталей	128
2.3 Послідовність операції по шихтуванню, компоненти та технологія виплавки дослідженої штампової сталі	130
2.4 Технологія виплавки дослідженої сталі 4Х4Н5М4Ф2	132
2.5 Метод відбору проб	133
2.5.1 Метод визначення вмісту вуглецю у сталі	134
2.5.2 Визначення хімічного складу сталі методом спектрального аналізу	135
2.6 Дослідження та аналіз структур і властивостей матеріалу	137
2.6.1 Металографічний аналіз	137
2.6.2 Електронна мікроскопія	140
2.6.3 Х-променевий фазовий аналіз	141
2.7 Визначення питомого електричного опору	143
2.8 Дилатометричний аналіз	144

2.9 Термодинамічне моделювання фази	146
2.10 Визначення межі міцності та межі плинності сталі та методика випробувань на одновісне стиснення при нагріву	147
2.11 Визначення твердості та теплостійкості сталі	148
2.12 Визначення ударної в'язкості сталі	150
2.13 Проведення термічної обробки сталі	151
2.14 Визначення похибки проведених вимірювань при статистичній обробці експериментальних даних	152
2.15 Висновки до розділу 2	153
РОЗДІЛ 3. ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПЛЕКСНО ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ 4Х3Н5М3Ф ТА 4Х4Н5М4Ф2 ПІД ЧАС ЛИТТЯ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ	155
3.1 Дослідження литої структури штампової сталі 4Х3Н5М4Ф, одержаної за технологією електрошлакового кокільного лиття	155
3.2 Зміна фазово-структурного стану сталі у процесі часткової перекристалізації при неповному відпалі для одержання кулеподібної карбідної складової	160
3.3 Встановлення залежності кількості аустеніту від температури при нагріванні до температур експлуатації інструменту та охолодженні до кімнатної температури сталі 4Х3Н5М3Ф	163
3.4 Залежність між кількістю аустеніту та температурою при нагріванні сталі 4Х3Н5М3Ф до температур експлуатації	170
3.5 Остаточна термічна обробка штампової сталі 4Х3Н5М3Ф	179
3.5.1 Формування структури сталі 4Х3Н5М3Ф при гартуванні	179
3.5.2 Формування структури сталі 4Х3Н5М3Ф при відпуску	180
3.6 Розроблений технологічний регламент обробки сталі для виготовлення штампового інструменту для гарячого деформування міді та мідних сплавів	185
3.7 Формування структур та властивостей литих штампових сталей	

на основі сталей з РАПЕ зі зміненим хімічним складом (вуглець, нікель та молібден) в інтервалі температур від кімнатної до критичної точки A_{c1}	187
3.7.1 Дослідження властивостей штампової сталі зі збільшеною кількістю вуглецю, хрому та ванадію (5X4H4M3Ф2) при гартуванні та відпуску	187
3.7.2 Розробка режимів термічної обробки литої сталі зі збільшеною кількістю хрому, нікелю та молібдену	191
3.7.3 Розробка режимів остаточної термічної обробки сталі 4X4H5M4Ф2	204
3.7.4 Комплексне дослідження властивостей литої сталі 4X4H5M4Ф2 після відпуску	208
3.7.5 Дослідження структури і визначення властивостей литої сталі 4X4H5M4Ф2 після відпуску	213
3.8 Побудова діаграм твердості литої сталі 4X4H5M4Ф2 після кінцевої термічної обробки	223
3.9. Висновки до глави 3	228
РОЗДІЛ 4. ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕФОРМОВАНОЇ СТАЛІ 4X4H5M4Ф2	231
Висновки до глави 4	239
РОЗДІЛ 5. ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ЛИТОЇ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 4X4H5M4Ф2 ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ ТА АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ В ПРОЦЕСІ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НИЖЧЕ КРИТИЧНОЇ ТОЧКИ A_{c1}	241
Висновки до глави 5	267

Розділ 6. ДОСЛІДНО-ПРОМИСЛОВІ ВИПРОБУВАННЯ ІНСТРУМЕНТІВ ЗІ СТАЛЕЙ 4Х3Н5М3Ф ТА 4Х4Н5М4Ф2 ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ, МІДНО-НІКЕЛЕВОГО ТА АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ	268
6.1 Виготовлення трубних заготовок мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 у матрицях зі сталі з РАПЕ 4Х3Н5М3Ф, виготовлених за розробленою технологією	268
6.2 Дослідно-промислове випробування литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування (волочіння) міді М1	270
6.3 Дослідно-промислове випробування деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування (волочіння) міді марки М1	275
6.4 Дослідно-промислове випробування литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АКч7	279
Висновки до глави 6	286
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	288
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ	292
ДОДАТОК А Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування ...	325
ДОДАТОК Б Штампова сталь	327
ДОДАТОК В Акт випробування	329
ДОДАТОК Г Акт випробування	331

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

РАПЕ – сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації

ШСГД – штампова сталь для гарячого деформування

ЕШКЛ – електрошлакове кокільне лиття

ТТЛВ – традиційна технологія ливарного виробництва

АП – автомобільна промисловість

ПФ – проміжна фаза

ХПФА – Х-променевиий фазовий аналіз

D – розмір областей когерентного розсіювання

$\Delta a/a$ – спотворення ґратки

a – параметр кристалічної ґратки

ВЕІ – електронна візуалізація зворотнього розсіювання

EDX – розподіл легуючих елементів

A_{c1} – критична точка поліморфного перетворення перліту (ферито - цементитної суміші) модифікації α -Fe в аустеніт модифікації γ -Fe

A_{r1} – критична точка поліморфного перетворення аустеніту модифікації γ -Fe в перліт модифікації α -Fe

A_{c3} – критична точка поліморфного перетворення при закінченні перетворення фериту модифікації α -Fe в аустеніт модифікації γ -Fe

A_{r3} – критична точка поліморфного перетворення при початку перетворення аустеніту модифікації γ -Fe в ферит модифікації α -Fe

П – перліт

Б – бейніт

M_p – початок мартенситного перетворення

M_k – кінець мартенситного перетворення

$\alpha \rightarrow \gamma$ ($A \rightarrow M$) – перетворення від аустеніта до мартенситної структури

Н11 – сталь, аналог марки 3Х3М3Ф

Н13 – сталь, аналог марки 4Х5МФ1С

H21 – сталь, аналог марки 3Х2В8Ф

$\sigma_{0,2}$ – межа плинності з допуском на залишкову деформацію 0,2 % при розтягу, МПа

σ_b – межа міцності при розтягу, МПа

ϕ – відносне подовження, %

ψ – відносне звуження, %

КС – ударна в'язкість (робота руйнування) на зразках тип І за ГОСТ 9454-78 (10x10x55 без надрізу), Дж/см²

НРС – твердість по Роквелу

НВ – твердість по Брінелю

ρ – питомий електричний опір, Ом·мм²/м

ВСТУП

Робота відноситься до матеріалознавства штампових сталей гарячого деформування кольорових металів та сплавів. Традиційний напрямок, легування сталі легуючими компонентами такими як Co, W та ін., що підвищують критичну температурну точку A_{c1} для підвищення теплостійкості сталі, але це не задовільняло потребу в експлуатації інструменту за робочих температур вище критичної температури A_{c3} та нижче A_{c1} . Внаслідок цього науковим напрямком даної роботи стала розробка нових сталей з пониженою критичною температурною точкою A_{c1} (сталі з РАПЕ та їм подібні) для екстремальних температурно-силових режимів експлуатації (матриці, колеса екструдерів та інше), з підвищеними експлуатаційними властивостями інструменту без легування сталі легуючими компонентами з високою вартістю.

Штампові сталі для гарячого деформування призначені для виготовлення інструментів гарячої об'ємної штамповки, гарячого пресування та іншого, що працюють у важких температурно-силових умовах. Необхідний комплекс властивостей штампових сталей для гарячого деформування досягається легуванням карбідоутворюючими компонентами (хромом, вольфрамом, молібденом та ванадієм) при кількості вуглецю 0,3–0,4 %. Більш ефективним є комплексне легування. При цьому відмінною особливістю отриманих сталей є невелика кількість окремих легуючих елементів. Великий внесок у розвиток інструментального виробництва, зокрема штампових сталей для гарячого деформування зробили співробітники „УкрНІСпецсталі,, С.І. Тішаєв, Ю.М. Скринченко, Ю.М. Політаєв, Ю.Н. Кузьменко, які під керівництвом та безпосередній участі Л.О. Позняка створили нові високоефективні сталі марок 4Х4ВМФС (ДИ-22), 5Х3В3МФС (ДИ-23), 5Х2МНФ (ДИ-32) та інші [1-17]. Ними були сформульовані вимоги до складу та методів дослідження фізичних, технологічних та експлуатаційних властивостей інструментальних сталей.

Зносостійкість та термостійкість за високих температур є найбільш важливими властивостями штампових сталей для гарячого деформування. Зношування, розгар (понижена термостійкість) та зниження теплостійкості є основними причинами втрати працездатності штампів для гарячого деформування. Зношування інструменту може відбуватися за рахунок окислення або абразивного зносу. При негативному співвідношенні цих факторів відбувається розміцнення сталей та виникнення початкових тріщин. Виникнення розгарних тріщин відбувається при циклічному нагріванні та охолодженні поверхні штампового інструмента. Знижена теплостійкість штампової сталі призводить до зниження її стійкості (опору проти відпуску). Найбільш високу теплостійкість мають штампіві сталі з легуючими компонентами, які дорого коштують із вмістом кобальту – 2Х6В3М2К8, Х2В6М6К12Н2, в яких основна фаза зміцнення є $(\text{Fe,Co})_2\text{W}$ та $(\text{Fe,Co})_7\text{W}_6$, що забезпечує температуру експлуатації до 750 °С. Тобто зберігається твердість 40 НРС після нагріву до температури 750 °С. Використання жароміцних сталей аустенітного класу для виготовлення матриць при гарячому деформуванні кольорових металів та сплавів, має ряд недоліків, які обмежують їх застосування: пониженою теплопровідністю та високим коефіцієнтом термічного розширення. Їх застосування також обмежене в силу погіршеної обробки різанням та високої вартості легуючих елементів. Тому для гарячого деформування кольорових металів та сплавів головним чином використовують штампіві сталі феритного класу: 5ХНМ, 3Х3М3Ф, 4Х5МФ1С, 5Х5МНФС, 4Х5В2ФС, 4Х3ВМФ, 4Х4ВМФС, 4Х2В2МФС, 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС, 4Х2В5МФ, 4Х4В4М2К4Ф, 3Х3В9Ф, 6ХВ6М5Ф2, 6Х4В9М1Ф, 3Х2В9К5Ф, Х2В7М6К12Н2, 2Х6В3М2К8, 3Х10В7М2К10 і т.д. на підприємствах в галузі машинобудування. Проте за робочих температур експлуатації нижче критичної точки A_{c1} при гарячому деформуванні кольорових металів та сплавів, проявляється відпускна крихкість (не обернена та обернена), що призводить до виходу з ладу штампового

інструменту. Сталі мають низький ресурс експлуатації особливо при високих температурах (вище критичної точки A_{c3}) при гарячому деформуванні мідно - нікелевих сплавів. Температура розігріву поверхневого шару матриць та штампів може змінюватись від достатньо помірних (400...650 °С) до екстремально високих температур 900...950 °С. Навіть найбільш теплостійкі сталі (ГОСТ 5950–73) інтенсивно розміцнюються при робочих температурах вище 650 °С, що є основною причиною швидкого виходу інструменту з ладу. Така ситуація вимагає пошуку іншого класу сталей. Таким чином був запропонований новий клас сталей, які при кімнатній температурі відносяться до феритного класу, а при експлуатаційній температурі переходять в аустенітну область. Такі сталі були названі сталями з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації (РАПЕ). Введення до складу цих сталей нікелю в кількості від 5 до 9 мас. % призводить до зниження критичних точок A_{c1} та A_{c3} , тоді як у випадку сталей з високою теплостійкістю їх намагаються навпаки підняти. Вибір та застосування сталей з РАПЕ для матриць гарячого деформування мідних сплавів розглядався О.Д. Озерським, А.А. Кругляковим, Н.В. Лебедевою, М.М. Перепьолкіною, В.Я. Грабовським, Суан Хоан Нгуеном та іншими. Дослідниками було досягнуто істотне підвищення стійкості матриць із деформованих сталей з РАПЕ у процесі експлуатації. Проте, ряд їхніх практичних робіт встановив незадовільну механічну обробку різанням заготовок при виготовленні матриць після проведення відпалу сталі. В результаті одержання зливок за традиційною технологією ливарного виробництва (ТТЛВ), лита структура сталі має ряд недоліків, а саме: карбідну неоднорідність, наявність сітки дендритної структури та ділянок евтектики. Також на експлуатаційні властивості сталі з РАПЕ вплинула недостатня оптимізація режимів термічної обробки (гартування та відпуск) литої та деформованої, а також відсутність проведення дослідно-промислових випробувань для гарячого деформування міді, алюмінію та їх сплавів, нижче

критичної точки A_{c1} та вище A_{c3} . В цілому технологія залишалась досить трудомісткою.

Запропонована робота присвячена дослідженню властивостей, фазово-структурного стану та кристалічної структури штампових сталей марок 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2, одержаних за технологією електрошлакового кокільного лиття (ЕШКЛ) з урахуванням оптимізації режимів термічної обробки (відпал, гартування та відпуск). Вперше було проведене дослідно-промислове випробування матриць зі сталі з РАПЕ, яка не піддавалась пластичній деформації (куванню) та були одержані за технологією ЕШКЛ. При розробці режимів термічної обробки подальше термічне зміцнення сталі (гартування та відпуск) сформувало необхідний фазово-структурний стан, який забезпечив необхідний рівень теплостійкості та механічних властивостей в інтервалі експлуатаційних температур. Для виготовлення великих деталей, типу коліс екструдерів для гарячого деформування міді, була розроблена технологія термічної та деформаційної обробки (кування) сталі 4X4H5M4Ф2, яка дозволила забезпечити підвищені механічні та експлуатаційні властивості.

На сьогоднішній день ефективність прогресивних методів точного формоутворення залежить від стійкості інструменту. Для штампових сталей гарячого деформування **актуальними задачами** полягає у підвищенні теплостійкості, розширення робочого інтервалу температур, підвищення експлуатаційного ресурсу штампової сталі для гарячого деформування, а також зниження їх собівартості. Саме економічна ефективність процесів формоутворення заготовок пресуванням дозволить застосувати розроблені сталі з РАПЕ для гарячого деформування кольорових металів та сплавів за температур експлуатації в межах 900... 950 °С. Правильний вибір хімічного складу сталі та технології термічної обробки можливий лише за рахунок впливу легуючих компонентів на фізико-механічні властивості і на сутність технологічних процесів, які відбуваються у сталі при нагріві вище критичної

точки A_{c3} при гартуванні та нижче – A_{c1} при відпуску. Існує $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення в результаті якого утворюється аустенітна структура сталі і задача дослідження в матеріалознавстві полягає в тому, щоб, щоб забезпечити стабільність існування аустенітної структури при робочих температурах інструменту.

Встановлення певної залежності між фазово-структурним станом термічно-зміцненої сталі з РАПЕ та її механічними властивостями при розширенні інтервалу робочих температур буде мати гарантію стабільної роботи при гарячому пластичному деформуванні мідних та алюмінієвих сплавів.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота була виконана у відділі “Диспергування матеріалів та пластичної деформації прокатуванням” в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (м. Київ) та в Центрі досліджень і технологій Нінбо ІПМ (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР). Робота проводилась при виконанні наступних тем: **1)** цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд і машин» з 2013 по 2015 років “Розробка технології виробництва литої штампової сталі для гарячого деформування з регулюванням аустенітного перетворення № Р.7.19”; **2)** грантова підтримка Державного фонду фундаментальних досліджень за конкурсним проектом № Ф73/24 з 2016 по 2017 років “Розробка наукових і технологічних основ виготовлення формотворного штампового інструменту на основі створення і використання нових перспективних сталей і ливарно-деформаційних методів їх обробки”; **3)** відомчого замовлення НАН України № III-14-17 “Основні закономірності фазово-структурного стану штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення в процесі експлуатації штампового інструменту” з 2017 по 2019 років; **4)** відомчого замовлення № III-12-21 “Штампові сталі для

гарячого деформування кольорових металів та сплавів з підвищеними експлуатаційними властивостями” з 2021 по 2023 років.

Мета і завдання дослідження. Мета роботи полягає у проведенні комплексного дослідження структур, фізико-механічних та експлуатаційних властивостей сталей з РАПЕ при оптимальних температурах гарячого деформування міді, мідно-нікелевих та алюмінієвих сплавів, що буде менш енергоємним та трудомістким у порівнянні з існуючими технологічними процесами.

Для досягнення цієї мети були поставлені наступні завдання.

1. Дослідити формування структури комплекснолегованих сталей 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 під час лиття та термічної обробки.

2. Встановити за допомогою високотемпературного Х-променевого аналізу закономірність, збільшення вмісту аустеніту у сталі від кімнатної температури до температурної критичної точки A_{c3} .

3. Розробити режим термічної обробки сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації який дозволить одержати структуру, що полегшить чорнову механічну обробку заготовок при виготовленні інструменту.

4. Розробити режими остаточної термічної обробки для підвищення теплостійкості досліджених сталей.

5. Провести цикл випробувань розроблених сталей у важких умовах температурно-силового навантаження, а саме при роботі матриць для гарячого деформування за температур 900-950 °С мідно-нікелевих сплавів та гарячого деформування міді за температур нижче 650 °С.

6. Дослідити формування структури та властивостей деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 для виготовлення крупногабаритних деталей та провести її випробування при гарячому деформуванні міді.

7. Встановити причини та температурний інтервал виникнення оберненої та необерненої відпускної крихкості сталей та забезпечити їх відсутність в експлуатаційному інтервалі температур.

8. Оцінити перспективи можливості застосування литої штампової сталі 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву у процесі експлуатації нижче критичної точки A_{c1} .

Об'єкт дослідження: вплив хімічного складу, структури та режимів термо-механічної обробки на фізико-механічні та експлуатаційні властивості штампових сталей для гарячого деформування.

Предмет дослідження: формування структур, фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, встановлення режимів термічної та деформаційної (кування) обробок, штампових сталей для виготовлення інструменту для гарячого деформування міді, мідно-нікелевих та алюмінієвих сплавів.

Методи дослідження. Обґрунтовано вибір досліджуваних матеріалів, методів дослідження та використаного устаткування.

Зливки з досліджуваних сталей 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 одержували за технологією електрошлакового кокільного лиття: ПАТ «Рівненський науково - дослідний інститут технології машинобудування», м. Рівне, Україна; завод «Спецлитъё», м. Дніпро, Україна; корпорація «Tiangong International Co., Ltd.», м. Дан'ян, провінція Цзянсу, КНР. Під час виплавки за технологією електрошлакового кокільного лиття, для виготовлення дослідної сталі була використана технологія виготовлення лігатури системи Fe–Ni–Mo–V–Mn та брухт з штампових сталей 4X5MФ1С та 3X3M3Ф. Лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn виплавляли в індукційній печі і розливали у кокіль в результаті чого були отримані зливки (лігатури) масою 25 кг. Лігатуру виготовляли з урахуванням температури розплаву в печі перед випуском за температури 1550 °С, тривалість рафінування не перевищувала 20 хв. Хімічний склад сталі марки **4X3H5M3Ф** (мас. %): 0,40...0,44 C; 2,80...3,00 Cr; 4,70...5,50 Ni, 2,44...2,60 Mo; 1,34...1,36 V; 0,34...0,35 Si; 0,40...0,50 Mn; 0,020...0,025 P; 0,003...0,005 S. Хімічний склад сталі

марки **4X4H5M4Ф2** (мас. %): 0,40...0,42 C; 3,80...3,90 Cr; 5,00...5,10 Ni, 3,70...3,80 Mo; 1,70...1,80 V; 0,072...0,075 Si; 0,23...0,24 Mn; 0,004...0,005 S; 0,003...0,004 P.

Дослідження сталей проводили в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ, м. Київ, Україна; Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ, Україна; Центр досліджень і технологій Нінбо ІПМ, повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР. Дослідно-промислові випробування сталей проводились: підприємство «Спецлитъ», м. Дніпро, Україна; ВАТ «Артемівський завод по обробці кольорових металів», Донецька обл., м. Бахмут, Україна; компанія «Futec Co., Ltd.», м. Нінхай, провінція Чжецзян, КНР; корпорація «New material technology Co., Ltd.», м. Куньшань, провінція Цзянсу, КНР.

Метод відбору проб для сталі проводили за ГОСТ 7565-81. **Хімічний склад сталі** визначали за методом спектрального аналізу. **Вміст вуглецю** у сталі визначали за допомогою експрес-аналізаторів АН 7560М та АН 7529М з кулонометричними комірками титрування CO₂ у потоці кисню. **Хімічний склад сталі** визначали за ГОСТ 22536.13-77 на стаціонарному спектрометрі SPECTROMAX LMX07 (Німеччина). **Виготовлення шліфів** проводили за допомогою приладів типу Dincer. Для **полірування шліфів** використовували абразивні матеріали різної зернистості згідно за ГОСТ 25593-83. **Досліджували мікрошліфи** сталей після травлення травником наступного складу: 4,0 або 10 % розчин азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою та без добавки пікринової кислоти. **Величину зерна** визначали за лінійним металографічним аналізом з використанням світлового металографічного мікроскопу МІМ-10 та мікроскопу фірми “Achua technology Co., Ltd.” згідно з вимогами ГОСТ 5640–68. **Спостереження та фотографування мікроструктури** сталі проводили при збільшенні у 100 (100×), 200 (200×) 400 (400×) та 600 (600×) разів у світлому полі при прямому освітленні. **Визначення мікротвердості** проводили за допомогою мікротвердоміру ПМТ-3 за ГОСТ 9450-76, а також мікротвердість визначали за допомогою цифрової напівавтоматичної системи випробувань типу EM-4500L на основі мікротвердоміра МН-5L. **Спостереження та фотографування мікроструктури** сталі з відбитками алмазної піраміди

проводилось при збільшенні у 500 (500×) разів. Всі вимірювання проводили за однакових умов при кімнатній температурі. Навантаження на алмазну пірамідку становило 10, 50 та 200 грамів. Час витримки під навантаженням – 5 секунд (ПМТ-3) та 11 секунд (EM-4500L). **Дослідження мікроструктури та визначення мікрохімічної неоднорідності** розподілення легуючих елементів по тілу зерна та міжзеренних границях, визначали за допомогою локального енергодисперсійного спектрального аналізу на приставці до скануючого електронного мікроскопу Jeol Superprob 733 (Японія). Також поверхню зразків було досліджено за допомогою скануючої електронної мікроскопії на приладі VEGA3 (TESCAN, Словенія) у режимах BSE – backscattered electrons (зворотньовідбиті електрони) та SE – secondary electrons (вторинні електрони). Локальний хімічний аналіз був проведений з використанням методу енергодисперсійної спектроскопії та детектором XFlash 610 M (Bruker). За допомогою **методу розрахунку фазових діаграм CALPHAD** (calculation of phase diagrams) будували прогнозну діаграму з використанням термодинамічної інформації фазових рівноваг в системі, яка представлена у вигляді пакетів, зокрема для сталей. Термодинамічні властивості кожної фази описували математичною моделлю, що містила регульовані параметри. Параметри оцінювали шляхом оптимізації відповідної моделі, залучаючи співіснуючі фази. Для **X-променевих рентгенівських досліджень** використовували дифрактометр ДРОН-3. Дифрактограми знімали в CoK_α -випромінюванні в діапазоні кутів 30-130°, з обертанням зразка навколо осі. Крок сканування 0,05°, експозиція 2 с. Обробляли дифрактограми з використанням програми PowderCell. При цьому враховували також розраховані області когерентного розсіювання та дисторсії. **Високотемпературний X-променевий фазовий аналіз** сталі проводили при нагріванні від кімнатної температури до 850 °C за допомогою установки ДРОН-УМ1 у монохроматичному CuK_α -випромінюванні. В якості монохроматора використовували монокристал графіту який встановлювали на дифрагованому пучку. При повнопрофільному аналізі дифракційних картин, проводили врахування текстури у зразках з використанням моделі March-Dollase. При виготовленні шліфів для X-променевого фазового аналізу застосовували лише операцію шліфування. **Визначення**

критичних точок A_{c1} та A_{c3} для досліджуваної сталі проводили за методом дилатометричного аналізу. Дослідження проводили на високочутливому катковому оптичному дилатометрі. У даному експерименті дослідження проводили на повітрі в діапазоні температур від кімнатної температури до 950 °С. Швидкість нагріву становила 10 °С/хв, а швидкість охолодження від 950 °С до 600 °С становила 20 °С/хв та від 600 °С до 20 °С – 5-10°С/хв. **Питомий електричний опір** (ρ , Ом·мм²/м) сталі вимірювали за допомогою двоканального цифрового електричного вимірювального чотирьохзондового тестера ST2263. Висота зразка становила 2,5-5,0 мм. Відстань між електродами при вимірюванні становила приблизно 5 мм. **Твердість (HRC)** сталі 4X3H5M3Ф після проведення термічної обробки визначали за методом Роквелла на приладі ТК-2 (ГОСТ 9013-73), для сталі 4X4H5M4Ф2 на приладі HR-150A. Навантаження становило 150 кгс (1471,5 Н). Використовували індентор з конусом типу НК за ГОСТ 9377-81, кут при вершині – 120 °С, радіус сферичної частини 0,2 мм. **Теплостійкість (HRC)** сталей марок 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 визначали згідно за результатами вимірювання твердості після нагріву (визначення температури на протязі 4 години ізотермічної витримки) з урахуванням твердості при 40 HRC за кімнатної температури. **Ударну в'язкість (КС, Дж/см²)** сталей 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 визначали на випробувальній машині для матеріалів NI300 (зразки розмірами 10x10x55 без надрізу). **Границю міцності (σ_b , МПа), плинності ($\sigma_{0,2}$, МПа), відносне подовження (φ) та відносне звуження (ψ)** сталей 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 визначали за стандартною методикою випробування на розтяг за ГОСТ 1497-84 на універсальній машині GNT50. Зразки для випробувань на розтяг за кімнатної температури були виготовлені за ГОСТ1497-84 (ISO 6892-84). **Випробування на одновісне стиснення при нагріві** зразків проводили на універсальній установці “CERAMTEST” (UTM-100). Спеціальні програми розрахунку кривих навантаження при стисненні дозволяють з урахуванням жорсткості установки розрахувати основні механічні характеристики матеріалу, визначати границю пропорційності, границю плинності, границю міцності та деформацію до руйнування. При кількості вимірювань трьох і більше значень проводилась **статистична обробка** у такому порядку: визначали абсолютну статистичну похибку; розраховували середнє арифметичне значення результатів

вимірювань, отриманих в одних і тих же умовах; розраховували середньоквадратичне відхилення вимірюваної величини та її довірчій інтервал за ГОСТ 11.004–74.

Наукова новизна отриманих результатів.

1. Встановлено, що за рахунок введення до складу сталі 3Х3М3Ф добавок нікелю (4Х3Н5М3Ф) вдалось знизити критичну температуру A_{c3} . Разом з попереднім нагрівом штампового інструменту до температури 400–450 °С, це дозволило в процесі експлуатації інструменту при гарячому деформуванні мідно-нікелевих сплавів досягти розігріву робочої частини матриці вище критичної точки A_{c3} ; і забезпечити аустенітну структуру і віднести її до сталей з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації.

2. Вперше було встановлено критичні температурні точки сталі марки 4Х3Н5М3Ф ($A_{c1} = 700 \pm 10$ °С, $A_{r1} = 230 \pm 20$ °С, $A_{c3} = 840 \pm 10$ °С та $A_{r3} = 380 \pm 20$ °С) та розробити режим неповного відпалу між критичними точками A_{c1} та A_{c3} (температура 750 ± 20 °С), при якому відбувається процес часткової перекристалізації, внаслідок чого утворюється кулеподібна карбідна складова у структурі металу, яка забезпечує підвищення ударної в'язкості. Така структура полегшила механічну обробку заготовок при виготовленні інструменту.

3. За результатами дилатометричних досліджень, вперше показано роль добавок нікелю у підвищенні розгаростійкості штампової сталі за рахунок зменшення коефіцієнту термічного розширення при переході від залишкового мартенситу до аустеніту під час нагрівання загартованої сталі.

4. Вперше було побудовано діаграму фазового стану для сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 у середовищі „CALPHAD„ за умови термодинамічної рівноваги, яка дозволила встановити межі термодинамічно-рівноважного існування аустеніту та спрогнозувати наявність різних фаз у сталі, їх кількість та температурний інтервал існування.

5. Вперше, за допомогою високотемпературного X-променевого фазового аналізу, було встановлено нелінійну залежність збільшення вмісту аустеніту (від 2,7 до 90 %) в сталі марки 4X3H5M3Ф в інтервалі температур від кімнатної до 800 °С.

6. Вперше встановлено, що в інтервалі температур від 450 до 800 °С залежність кількості аустеніту, яка є термічно індукованою величиною, описується залежністю, що відповідає закону Арреніуса ($R^2 = 0,98397$), тоді як залишкова кількість аустеніту за кімнатної температури не відповідає цій залежності.

7. Вперше показано, що підвищення теплостійкості сталі 4X4H5M4Ф2 забезпечується підвищенням температури гартування до температури початку первинної рекристалізації (1110 °С), при якій в аустеніті розчиняється більша кількість карбідної фази типу $M_{23}C_6$ і при наступному відпуску, ця карбідна фаза менше виділяється та коагулює.

8. Вперше встановлено причину виникнення оберненої відпускну крихкості деформованої сталі 4X4H5M4Ф2, що пов'язана із утворенням на межах зерен карбідної фази типу M_7C_3 , при наявності якої знижується твердість нижче 40 HRC при відпуску за температури вище 630 °С і за таким механізмом відбувається її розміщення.

9. Вперше було встановлено причину виникнення необерненої відпускну крихкості литої сталі 4X4H5M4Ф2, що полягала у формуванні твердого розчину заміщення (хімічна формула фази $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$) та встановлено, що легуючий елемент Ni призводив до затримки процесів коагуляції карбідної фази типу M_6C на межах зерен, що знижувало ударну в'язкість, підвищило питомий електричний опір та крихкість сталі в інтервалі температур 450-500 °С.

Практичне значення отриманих результатів. Завдяки науковим та експериментальним дослідженням штампових сталей з РАПЕ марок

4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2, які були одержані електрошлаковим кокільним литтям, було:

1) *досягнуто* скорочення енергоємних режимів термічної та деформаційної обробок, які проводили для штампових сталей підвищеної теплостійкості та в'язкості традиційного способу виробництва, а саме відмовитися від проведення дифузійного відпалу за температури 1100 ± 20 °С, кування заготовок за температури 1170 ± 20 °С та розробити режим відпалу, який дозволяє якісно підготувати сталь до механічної обробки;

2) *встановлено*, що за рахунок введення до 5 % нікелю у хімічний склад литої сталі марки 4X3M3Ф (без додавання мангану та мікролегування азотом), вдалось знизити критичну температурну точку A_{c3} і забезпечити існування аустенітної структури в інтервалі експлуатаційних температур 900-950 °С при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1, що дозволило підвищити стійкість інструменту у три рази, у порівнянні з матрицями з деформованої сталі марки 3X3M3Ф, яка використовувалась на виробництві;

3) *встановлено*, що при попередньому нагріванні сталі 4X3H5M3Ф до температур 400-450 °С у процесі експлуатації при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву, відбувається розігрів робочої частини матриці до температури вище критичної точки A_{c3} ;

4) *розроблено* сталь марки 4X4H5M4Ф2 і режими її термічної обробки, що дозволили підвищити теплостійкість при одержанні виробів гарячим деформуванням (волочіння) міді за робочих температур < 650 °С, завдяки чому зменшилась величина розгарних тріщин і стало можливим збільшення величини робочого профілю матриці та продовження гарячого деформування міді після повного циклу експлуатації при виготовленні меншого профілю;

5) *розроблено* режими термо-деформаційної обробки сталі марки 4X4H5M4Ф2, що дало змогу, за відсутності оберненої відпускну крихкості,

успішно експлуатувати крупногабаритні деталі, у вигляді колес екструдерів, за робочих температур гарячого деформування міді марки М1 ($< 630\text{ }^{\circ}\text{C}$);

б) *розроблено* режими остаточної термічної обробки (гартування та відпуск) литої сталі марки 4Х4Н5М4Ф2, що дало змогу, за відсутності необерненої відпускнуї крихкості, успішно експлуатувати матриці для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч за робочої температури $< 450\text{ }^{\circ}\text{C}$;

7) *розроблено* технологію виготовлення матриць, із сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, з підвищеним ресурсом експлуатації в широкому інтервалі робочих температур – вище критичної точки A_{c3} ($850\text{ }^{\circ}\text{C}$) для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву та нижче критичної точки A_{c1} ($700\text{ }^{\circ}\text{C}$) гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву.

Особистий внесок здобувача. У дисертації узагальнено результати досліджень, які було отримано за безпосередньої участі автора. Автором самостійно було проведено оптимізацію режимів термічної та деформаційної обробки штампових сталей з проведенням дослідження структури та фізико-механічних властивостей. Автор приймав участь у дослідно-промислових випробуваннях інструменту з дослідних штампових сталей для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1, міді марки М1 та алюмінієвого сплаву АК7ч на українських та китайських підприємствах.

Апробація результатів роботи. Матеріали дисертаційної роботи доповідались та обговорювались на наступних міжнародних та всеукраїнських наукових конференціях: 10th Internacional conference «Advanced materials and technologies: from idea to market», Ninghai, China, 2018; «Інноваційні технологічні рішення в науково-дослідницькій роботі молодих вчених ВФТПМ», с. Сичавка, Одеська обл., Україна, 2021; «Ювілейна конференція 30 років Інституту електронної фізики НАН України» м. Ужгород, Україна, 2022; 8th International VART Conference

«Power Transmissions 2022» MATEC Web of Conferences, 04003; всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і металургія» Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро, Україна, 2022; міжнародний науково-практичний журнал «WeeScience» 4th International Scientific and Practical Internet Conference «Integration of education, science and business in modern environment: winter debates», м. Дніпро, Україна, 2023; металеві матеріали їх виробництво та перспективи застосування в сучасній промисловості: матеріали ІХ науково-практичної конференції молодих вчених України, ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна, 2023; матеріали XXVI міжнародної науково-практичної конференції «Технологія – 2023», Східноукраїнський національний університет ім. В. Даля, м. Київ, Україна, 2023; міжнародна конференція «Матеріали та технології в інженерії (МТІ-2023)», Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна, 2023; матеріали ІІІ науково-технічної конференції підрозділів Вінницького національного технічного університету «НТКП ВНТУ-2023», м. Вінниця, Україна, 2023.

Публікації. За матеріалами дисертації опубліковано 38 наукових праць, з яких 6 статей у провідних наукових фахових виданнях, що віднесено до квантилів Q2 та Q3 відповідно до класифікації SCImago Journal and Country Rank, 19 публікацій, що входять до переліку фахових видань України, 2 патенти та 11 публікацій за матеріалами доповідей, які розглядались на конференціях.

Структура та об'єм дисертації. Дисертаційна робота складається з анотації, вступу, 6 розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел із 307 найменувань і додатків. Обсяг матеріалу складає 338 сторінок, робота містить 115 рисунків, 32 таблиці та 4 додатки.

РОЗДІЛ 1. ШТАМПОВІ СТАЛІ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Одними з найважливіших штампових сталей є сталі для гарячого деформування кольорових металів та сплавів, а однією з найважливіших задач є розробка складу штампових сталей з підвищеними службовими властивостями. Відмінною особливістю більшості сталей нових марок є легування за порівняно невисоким вмістом окремих легуючих елементів. Саме завдяки такому підходу з'явилася можливість створити нові сталі з високим рівнем комплексу основних властивостей, що забезпечують значне підвищення стійкості інструменту при суттєвій економії легуючих матеріалів.

Створена в інституті методика оцінки теплостійкості, як марочної характеристики, дозволяє встановити область застосування сталей. Також була розроблена методика надійного виявлення зерна аустеніту у штампових сталях. У подальшому роботи в цьому напрямку Л.О. Позняком було продовжено в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України.

1.1 Умови роботи штампових інструментів

Основні технологічні операції гарячого деформування можна розділити на декілька груп: об'ємна штамповка (пресування, висадка, калібровка, чеканка та ін.); формовка, порізка, вільна ковка на молотах. Найбільш жорсткий температурно-силовий вплив у процесі експлуатації, як правило, витримують робочі частини штамів об'ємного деформування.

При гарячій об'ємній штамповці використовують обладнання, яке характеризується, як конструктивними ознаками, так і швидкістю деформування: пресові інструменти, які працюють в умовах порівняно

повільного навантаження (0,5-2,5 м/с), що призводить до довготривалого контакту з заготовкою і відповідно до суттєвого розігріву їх поверхні; молотові штампи, що працюють в умовах ударного навантаження (5-8 м/с), при цьому їх поверхня завдяки короткочастному контакту інструменту з заготовкою розігрівається до більш низьких температур, ніж поверхня пресових інструментів; інструменти для високошвидкісного деформування (до 30 м/с) зазнають високі ударні навантаження, для яких характерний короткочастний тепловий та силовий вплив.

Ряд авторів [16] вказують на три основні групи факторів, що визначають умови роботи інструментів для гарячого деформування.

До першої групи відносяться технологічні параметри процесу: форма та маса заготовок; ступінь деформування та умови течії металу; теплофізичні властивості та температура нагріву; наявність і товщина окалини на заготовках; вид змащування; умови розігріву та охолодження робочого інструменту; потрібна точність розмірів заготовки; часовий режим роботи штампу і т.д.

До другої групи входять параметри обладнання, що застосовують для деформування: швидкість деформування; робочий цикл і пов'язані з ним зусилля та час контакту заготовки з робочим інструментом; час знаходження заготовки у штампі після закінчення деформування; наявність виштовхувачів та особливості їх роботи і т.д.

До третьої групи відносяться властивості штампових сталей: твердість; теплостійкість; пластичні характеристики; зносостійкість; опір розгару; мікрогеометрія та фізико-механічні властивості поверхневого робочого шару інструменту, що впливають на умови тертя.

Загальними для штампових інструментів для гарячого деформування є три головні ознаки: висока температура розігріву в процесі роботи; одночастний вплив температур та тисків, що циклічно змінюються; високі напруження у поверхневих шарах гравюри штампу.

1.2 Основні вимоги до сталей для виготовлення штампів та матриць для гарячого деформування кольорових металів та сплавів

Штampi та матриці для гарячого деформування кольорових металів та сплавів працюють у важких умовах температурного, деформаційного, корозійного та інших навантажень. Завдяки численним дослідженням, багаторічному досвіду експлуатації та аналізу випадків відмов інструменту, були сформульовані основні вимоги до сталей, з яких його виготовляють.

Для забезпечення протидії впливу розігріву та значним силовим навантаженням на штampi та матриці під час їх експлуатації, сталі, з яких вони виготовлені, повинні володіти певними властивостями, які можна розділити на фізико-механічні та експлуатаційні.

Фізико-механічні властивості.

1. **Межа міцності**, яка за кімнатної температури повинна бути вищою за 1000 МПа, щоб зберегти форму інструменту при високих навантаженнях під час деформування [2, 11].

2. **Ударна в'язкість**, достатня для попередження руйнування та викришування при ударному навантаженні [18-20].

3. **Теплопровідність**, достатня для відводу тепла з місця контакту з розігрітим металом, що деформують [18].

Експлуатаційні властивості.

1. **Жароміцність**, [3, 17, 21-23] тобто метал повинен характеризуватись високою межею плинності і високим опором зносу при високих температурах, щоб уповільнити процеси стирання та деформування елементів фігури інструменту, який розігрівається від контакту з гарячим матеріалом, що обробляється. Жароміцність сталі забезпечується високою

міцністю міжатомних зв'язків та її структурою в умовах підвищених температур [17, 21]. Жароміцні сталі здатні працювати при високих температурах протягом певного часу та характеризуються здатністю витримувати значні механічні навантаження при одночасному достатньому рівні жаростійкості [21]. Жароміцність сталей та сплавів підвищують ті легуючі елементи, які викликають старіння і зміцнення внаслідок виділення мікроскопічних часток, що ускладнюють пластичну деформацію при високій температурі [17, 21]. Найбільший ефект зміцнення сталі досягається в тому випадку, коли вводиться не один, а декілька легуючих елементів, що грають різну роль у підвищенні жароміцності. Для підвищення жароміцності у сталь вводять хром, алюміній або кремній [22]. Жароміцність сталі залежить від величини зерна. Сталь з грубозернистою структурою виявляється більш жароміцною, аніж з дрібнозернистою [23].

2. **Розгаростійкість** [24-28] – здатність витримувати багаторазове циклічне нагрівання та охолодження поверхні інструменту під час розширення і стиснення поверхневих шарів, що буде запобігати появі сітки розгарних тріщин. Розтріскування від термічної втоми (низька розгаростійкість) є основною причиною виходу з ладу штампового та матричного інструменту. Зв'язок розгаростійкості зі структурою сталі пов'язаний із впливом залишкового аустеніту на опір втоми. У 1933 р. Френч, Пейлуда та Дубрагана відмітили сприятливий вплив залишкового аустеніту на опір загартованої та низько-відпущеної сталі циклічним навантаженням. Було встановлено, що залишковий аустеніт в кількостях 3-6 % затримує появу втомних тріщин [26].

3. **Теплостійкість** прийнято визначати твердість за кімнатної температури після відпуску на трооститну або трооститно-сорбідну структуру [14, 24], що дозволить зберегти високу твердість та міцність при тривалому температурному впливі [29-35]. Теплостійкість сталі (теплова властивість) характеризується, як максимальна температура нагріву, до якої

не починає відбуватись зміна її структури та властивостей (твердості, опору малої пластичної деформації, міцності, зносостійкості) [24]. Теплостійкість штампових сталей гарячого деформування в інтервалі експлуатаційних температур повинна мати твердість 40-45 HRC. Мінімальна величина твердості сталі для максимальної температури експлуатації повинна становити не менше 40 HRC [14]. При низькій твердості прискорюється зминання та втрата розмірів фігури штампів зі сталей для гарячого деформування [24]. При збільшенні концентрації вольфраму та молібдену підвищується кількість карбідної фази M_6C , що збільшує теплостійкість сталі [29-33]. Ванадій сприятливо впливає на чутливість штампових сталей до перегріву [34]. Підвищуючи температуру інтенсивного росту зерна аустеніту, він значно підвищує інтенсивність дисперсійного твердіння та підвищує теплостійкість. Теплостійкість штампових сталей типу 5X3B3MFC зростає при збільшенні співвідношення V/C до 0,25-0,30 % [34]. Подальше збільшення цього відношення не призводить до суттєвого підвищення теплостійкості. Збільшення кількості вуглецю до 0,45-0,50 % призводить до підвищення теплостійкості. Штампові сталі для матриць гарячого деформування являють собою комплексно леговані сталі з великою кількістю легуючих елементів (W, Mo, V, Ni, Co, Cr та ін.) [11]. Більшість з них утворюють стійкі карбідні та інтерметалідні фази, які підвищують теплостійкість. Найбільш високу теплостійкість за температури експлуатації понад 750 °C мають штампові сталі для гарячого деформування з підвищеним вмістом кобальту типу 2X6B3M2K8, X2B6M6K12H2, в яких основна фаза зміцнення це інтерметаліди типу $(Fe, Co)_2W$ та $(Fe, Co)_7W_6$. Вони виділяються при більш високих температурах відпуску (600-650 °C) і мають вищу стійкість порівняно з карбідами MC та M_2C [11, 30, 35]. Тобто зберігається твердість 40 HRC після нагріву до 750 °C. Показано, що збільшення кількості кобальту у складі штампової сталі до 15 % підвищує її вторинну твердість на 2-3 HRC та теплостійкість на 10-20 °C,

але собівартість цих сталей дуже висока і це суттєво підвищує собівартість виробленої продукції.

4. Зносостійкість [39-43] залежить від твердості та опору руйнуванню під час адгезійного зношування і термічної стабільності при окисному зношуванні [42, 43]. Використання плазмового азотування дозволило підвищити зносостійкість сталі H13. Найбільшу увагу у штампових сталей для гарячого деформування (ШСГД) звертають на зносостійкість, як на основну властивість, що залежить не тільки від структури і властивостей інструментальної сталі, але і від властивостей матеріалу, що обробляється (його твердості, корозійної взаємодії), а також від коефіцієнта тертя та зовнішніх умов, при яких відбувається зношування: температури в зонах тертя та механічних взаємодій. При зміні цих умов в свою чергу змінюється зносостійкість інструментальної сталі [39]. Встановлено, що сталі з карбідами підвищеної та високої зносостійкості визначаються у більшості випадків кількістю та типом карбідної фази. Підвищення твердості сталі (мартенситу) з 58 до 63-64 HRC додатково збільшує зносостійкість, але значно менше, ніж у сталей з цементитним карбідом. Встановлено, що зносостійкість, наприклад для сталі марки H21 (аналог 3X2B8Ф), зростає за такою послідовністю: відпущений сорбіт, відпущений мартенсит, відпущений тростит без вторинного гартування або відпущений тростит із вторинним гартуванням [40]. Було виявлено, що бейніт для штампової сталі має кращу зносостійкість, ніж мартенсит та дуплексна структура бейніту, мартенситна структура мала найгіршу зносостійкість [41].

5. Окалиностійкість та прогартовуваність забезпечує необхідні механічні властивості по всьому перетину інструменту, що особливо важливо для масивних деталей (штампів, колес екструдерів, тощо) [24, 44]. Окалиностійкість (жаростійкість) сталі досягається, в основному, введенням у сталь хрому, алюмінію і кремнію, що утворюють при нагріванні щільні оксидні плівки: $(Cr, Fe)_2O_3$; $(Al, Fe)_2O_3$ та інші, що захищають основний

метал від окислення [44]. Цей захисний шар оксидів на поверхні металів утворюється внаслідок більш високої, ніж у заліза, хімічної спорідненості до кисню у хрому, алюмінію та кремнію. Хром є основним елементом, що забезпечує окалиностійкість сталі. При підвищенні вмісту хрому інтенсивне окислення починається при більш високих температурах. Чим вища робоча температура деталі, тим більший повинен бути вміст хрому. Введення у сталь 5-8 % Cr підвищує окалиностійкість до 700-750 °С. Введення в сталь кремнію також сприяє значному підвищенню окалиностійкості. Однак при введенні одного кремнію (без хрому) сталь стає грубозернистою та крихкою. Введення алюмінію в значній мірі збільшує опір сплавів окисненню при високій температурі. Однак суттєвим недоліком залізоалюмінієвих сплавів є їх крихкість. Для зниження крихкості у сталі, поряд з алюмінієм, вводяться хром та кремній.

б. Тертя та зношувня. У контакті між сталлю та оброблюваним матеріалом необхідно мінімізувати вплив тертя, що, як правило, призводить до зменшення зношування матеріалу штампу. При поверхневому розширенні за високої температури на контакті між заготовкою та матрицею може виникати негативне явище – зчеплення (холодне зварювання), яке призводить до підвищеного стирання матриці та робочого матеріалу [20, 45].

При формуванні структури, яка забезпечує необхідні фізичні, технологічні та експлуатаційні властивості, хімічний склад, режими обробки та експлуатації тісно пов'язані між собою. Хімічний склад, термічна та інші види обробки є важелями для управління структурою та експлуатаційними властивостями штампових сталей.

Вуглець, як легуючий елемент, впливає на структуру та властивості сталі. Вуглець знижує **теплопровідність** та **стійкість проти термічної втоми**, а також знижує **ударну в'язкість** [36]. Тому кількість вуглецю зазвичай обмежується в інтервалі від 0,3 до 0,4 % за масою [36]. Встановлено, що чим більш дисперсна феритно-цементитна суміш, тим вища

її **міцність** [37]. Для підвищення **в'язкості** відпуск сталі проводять при більш високих температурах (600-650 °C) на структуру троститу за твердістю 45-50 HRC [38]. Що стосується **пластичності** та **в'язкості**, то спочатку при збільшенні ступеню дисперсності пластичність та в'язкість підвищуються, а потім, досягнувши максимуму, зменшуються. Виділення вторинних карбідів по межах зерен та утворення проміжних структур знижує ударну в'язкість [35]. Найкращу пластичність та в'язкість має сорбітна структура, вони є вищими, ніж у перліта, і значно більшими, ніж у троостита [37]. Невеликі штампи, в яких деформований метал швидко охолоджується та зміцнюється, відпускають за температури 480-520 °C, досягаючи тим самим підвищення твердості (40-45 HRC) та **зносостійкості** [38]. Оскільки механічна обробка при такій твердості ускладнена, фігуру штампа фомують до термічної обробки. Середні штампи, в яких для деформування більш крупних заготовок, застосовують більш ударні навантаження, відпускають при 520-540 °C на більш низьку твердість (35-40 HRC). Їх виготовляють по схемі: механічна обробка, гартування, відпуск, чистова доводка. Крупні штампи, які повинні мати підвищену в'язкість, відпускають при 540-580 °C на твердість 35-38 HRC. Фігуру штампа нарізають після термічної обробки [38]. Штампи для гарячої висадки, протяжки та пресування, які при роботі зазнають високого тиску без великих ударних навантажень, мають менші розміри, ніж молотові штампи, що нагріваються до більш високих температур.

Поряд з формулюванням вимог до ШСГД розвивається напрямок **вивчення поведінки деформованого матеріалу** під дією навантаження при існуючому штамповому інструменті, зокрема досліджується деформаційна нестійкість (нестабільність) металів та її інженерне застосування, яку можна використовувати при розробці режимів пресування матеріалу у штампі чи матриці. Деформаційна нестійкість є процесом, заснованим на зміні енергії та керованим шляхом деформації зсуву. Процес деформаційної

нестабільності металевих матеріалів є складним процесом з багатофакторним зв'язком. Цей напрямок, в основному, пов'язаний з кількома факторами: внутрішні властивості матеріалу, що деформується, його макро/мікроструктура, геометрична структура, температура навколишнього середовища та умови навантаження [46-51], зокрема це стосується деформування алюмінієвих сплавів. Більш детально мікроструктурна еволюція та моделювання поведінки алюмінієвих сплавів в умовах гарячого деформування описані у оглядах [52].

1.3 Класифікація штампових сталей для гарячого деформування

Класифікування штампових сталей для гарячого деформування (ШСГД) допомагає конструкторам вибрати найкращий варіант для штампу або матриці з урахуванням умов деформування та матеріалів, які деформують, дослідникам вибрати потрібний напрямок досліджень, а також систематизувати нові розроблені сталі.

У відповідності до поглядів, розвинених Л.О. Позняком група ШСГД складається з трьох основних підгруп, які класифікують за їх теплостійкістю та в'язкістю [11]:

- помірної теплостійкості та підвищеної в'язкості;
- підвищеної теплостійкості та в'язкості;
- високої теплостійкості;

До цих основних груп Л.О. Позняк додає підгрупу аустенітних жароміцних сталей та сплавів, а також підгрупу сталей з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації (РАПЕ).

У кожній підгрупі сталі розділяють за хімічним складом. Сталі з РАПЕ розділяють за системами легування: Cr–Ni–Co–Mo–V, Cr–Si–Ni–Mo–V, Cr–Ni–Mo–W–V.

Існує декілька інших видів класифікації ШСГД:

- за структурою;
- за застосуванням.

Розглянемо, як формувався хімічний склад ШСГД та створювалися їх класифікації. ШСГД відносяться до інструментальних сталей [32, 53]. Такі сталі повинні мати високі механічні властивості при підвищених температурах (розігріву) в процесі експлуатації та витримувати багаторазовий нагрів та охолодження без утворення тріщин (сітки розгару) [54]. Крім того, такі сталі повинні мати високу прогартовуваність і бути нечутливими до відпускнуї крихкості [55]. Більшість ШСГД виплавляли в електродугових та індукційних плавильних печах і виробляли у вигляді прутків та поковок. Склад ШСГД по вуглецю та легуючих елементах може змінюватись в широких межах в залежності від умов роботи інструменту. Вони повинні мати високу стійкість проти відпуску, достатньо високі значення міцності, в'язкості та зносостійкості при робочих температурах, підвищену теплопровідність та стійкість проти термічної втоми, а також достатню прогартованість, малу схильність до відпускнуї крихкості, задовільну оброблювальність різанням [36]. В залежності від призначення та умов роботи штампів, які виготовляються зі сталі, те чи інше поєднання окремих її властивостей може зіграти переважну роль. Теплостійкі високолеговані сталі набувають підвищеної твердості, міцності, та зносостійкості в результаті подвійного зміцнення [39]:

- утворення мартенситної структури сталі при гартуванні;
- дисперсійного тведіння сталі при відносно високому відпуску за температури 500-625 °С, що призводить до виділення зміцнюючих фаз у твердому розчині зі складних карбідів вольфраму, молібдену, а також карбідів ванадію, утворюючи карбідне зміцнення, а у сталях з низькою кількістю вуглецю – інтерметалідів, які утворюють інтерметалідне зміцнення.

Властивості, отримані при термічній обробці повинні зберігатися за температур експлуатації.

Легування ванадієм до 1 % хромомолібденової штампової сталі підвищує її стійкість проти відпуску [30]. В результаті введення в сталі феритного класу марок 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНВС ванадію вдалося розробити перші штампові сталі для гарячого деформування 4ХМФС, 4ХНМФС за ГОСТ 5950-85. Вони розглядались, як сталі з **помірною теплостійкістю та підвищеною в'язкістю** [3, 5, 11, 35]. Однак незадовільний комплекс властивостей у більшості сталей призвів до низької стійкості важконавантажених штампових інструментів, що значною мірою стримувало широке впровадження нових процесів обробки металів тиску та прогресивних конструкційних матеріалів [3].

На підприємствах машинобудування для гарячого деформування кольорових металів та сплавів в основному використовують сталі **підвищеної теплостійкості та підвищеної в'язкості** таких марок: 4Х3ВМФ, 3Х3М3Ф, 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 4Х5В2ФС, 4Х3ВМФ, 4Х4ВМФС, 4Х4М2ВФС, 4Х5В2ФС, 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС, 2Х8М2КФ8 та ін. за ГОСТ 5950-85, які відносяться до доевтектоїдних, так як кількість первинних карбідів в них є незначною [3, 5, 35, 55-58]. Характерною особливістю для таких сталей є комплексне легування та схильність до вторинного твердіння при відпуску після гартування, що призводить до підвищення теплостійкості [3]. Із перелічених сталей в основному в галузі машинобудування використовують сталі 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 3Х3М3Ф та 3Х2В8Ф.

Зі сталі 4Х5МФС виготовляють дрібні молотові штампи, особливо чистової штамповки з найменшої сторони до 100-125 мм; молотові (діаметром або товщиною до 200 мм) та пресові вставки (прес-штемпелі, голки для прошивки труб, внутрішні втулки) при гарячому деформуванні конструкційних сталей та кольорових сплавів в умовах крупносерійного

виробництва; форми лиття під тиском алюмінієвих та магнієвих сплавів зі стороною до 70-80 мм [5].

Зі сталі 4X5MФ1С виготовляють молотові та пресові вставки (товщиною або діаметром до 200-250 мм) з таким же призначенням, як із сталі 4X5MФС; інструмент для висадки заготовок із легованих конструкційних та жаростійких матеріалів на горизонтально-ковочних машинах; прес-форми для лиття під тиском алюмінієвих, магнієвих та цинкових сплавів [5, 54]. Сталь 4X5MФ1С працює з розігрівом поверхні до температури 600 °С. Фазовий склад цієї сталі у відпаленому стані являє собою легований α -ферит та карбіди типу $M_{23}C_6$ та M_6C . Ця сталь теплостійка та малочутлива до різких змін температур, має підвищену окислостійкість, має високу міцність при достаній в'язкості [59]. Матриці виготовлені зі сталі марки Н13 (аналог 4X5MФ1С) використовують також для виробництва пластикових стаканчиків [60]. У порівнянні зі сталлю марки Н13 був досліджений вплив різних процесів термічної обробки на мікроструктуру та властивості нового типу сталі марки Н13МОД для гарячої обробки [61]. Результати показують, що температура повної аустенізації сталі марки Н13МОД становить близько 1030 °С і твердість після гартування досягає максимального значення при цій же температурі, у той час, як для сталі Н13 температура повної аустенізації перевищує 1100 °С, а твердість після гартування постійно зростає зі збільшенням температури гартування. В процесі гартування нерозчинені карбіди МС можуть запобігати укрупненню зерна в обох сталях. З підвищенням температури гартування, коли карбіди МС повністю розчиняються, зерно швидко росте. Твердість і міцність сталі Н13МОД при вищій температурі відпуску (вище 570 °С) майже такі ж, як у Н13, але її міцність вища, ніж у сталі Н13. Карбід M_2C є основною фазою зміцнення в сталі Н13МОД, що пояснюється більшим вмістом Мо. Кількість евтектичних карбідів VC зменшується через менший вміст ванадію у Н13МОД, який відіграє важливу роль у підвищенні ударної в'язкості сталі

H13MOD. Різання загартованої штампової сталі H13 завжди було важливою темою багатьох публікацій і йому приділялась велика увага. Досконально це питання було досліджене в роботі [62]. Надтонкі карбіди WC-5TiC-10Co були використані для ріжучого інструменту для обробки гартованої сталі H13. Було досліджено вплив параметрів різання на довговічність інструменту та механізм його зношування і для порівняння було підготовлено звичайний цементований твердий сплав з таким же складом і середнім розміром зерна. Результати показали, що надтонкі цементовані карбіди WC-5TiC-10Co мають вищу твердість і міцність на поперечний розрив, а також продемонстрували кращу продуктивність різання, ніж звичайна пластина з тими самими умовами різання. Що стосується звичайних пластин, то тут спостерігалось поєднання більшого абразивного та адгезійного зносу на передній частині та боковій грані. Сприятлива продуктивність різання надтонких пластин WC-5TiC-10Co пояснюється вищою твердістю та меншим термічним розм'якшенням під час обробки.

Зі сталі 3X3M3Ф – виготовляють інструмент гарячого деформування на кривошипних пресах та горизонтально-ковочних машинах, що піддаються в процесі роботи інтенсивному охолодженню (як правило, для дрібного інструменту); прес-форми лиття під тиском мідних сплавів; ножі для гарячого різання [35].

Сталь 3X2B8Ф використовують для горизонтально-ковочних машин з пресуванням [24, 63, 64-67]. Таку сталь використовують в основному для пресування мідних сплавів, штамповки та висадки порівняно м'яких сталей. Сталь 3X2B8Ф використовують для штамсів, які при деформуванні розігріваються і працюють до температур 600-700 °C. Із них виготовляють інструмент прошивні пуансони, виштовхувачі для глибоких отворів, матриці прес-форм для відливок під тиском мідних сплавів [59]. Вольфрамова інструментальна сталь марки H21 (аналог 3X2B8Ф) для гарячої обробки широко використовується при високих робочих температурах, наприклад, в

штампах для лиття під тиском [68]. Сталь 3X2B8Ф подібна до швидкорізальної сталі марки P9, але має понижено кількість вуглецю, що сприяє підвищенню її ударної в'язкості. Сталь також має високу міцність та твердість за температур до 600-650 °С, як у швидкорізальних сталей [39]. Використання сталі марки 5X3B3MФС замість 3X2B8Ф забезпечує підвищення стійкості важконавантаженого інструменту не менше ніж у 1,5-2 рази, однак така сталь втрачає свої переваги при розігріві робочих поверхневих штампів до температур вище 690-700 °С [6]. В даному випадку доцільно застосувати сталі з підвищеною теплостійкістю з інтерметалідним зміцненням таких марок, як 2X6B8M2K8, 3X10B7M2K10 та ін., де стійкість виготовленого з них інструменту при деформуванні жароміцних та корозійностійких сталей та сплавів в 5-10 раз перевищує штампову сталь 3X2B8Ф з високою теплостійкістю [6, 7].

За умовами праці інструмент для штампування з ШСГД можна розділити на основні групи [3]:

- пресовий інструмент, який працює в умовах відносно повільного навантаження, що призводить до тривалого контакту з заготовкою та значного нагріву поверхні;

- штампи-молоти, що працюють в умовах ударного навантаження та зазнають високих ударних навантажень та тиску, внаслідок короткочасного контакту інструменту з заготовкою, поверхні останнього розігріваються до більш низьких температур, ніж пресового.

1.4 Залежність механічних властивостей від фазово-структурного стану сталі

Фазово-структурний стан ШСГД, обумовлює її механічні властивості, які в свою чергу повинні відповідати фізико-механічним та експлуатаційним вимогам до відповідних сталей.

Для матеріалу матриць для гарячого деформування кольорових металів та сплавів, при забезпеченні їх працездатності важливі певні основні фізико - механічні характеристики (межа міцності, межа плинності, твердість, зносостійкість, в'язкість та експлуатаційні властивості (теплостійкість, розгаростійкість).

При важких умовах роботи штампового інструменту застосовують комплекснолеговані сталі 3X2B8Ф, 4X2B5МФ, 4X5B2ФС та ін., які по складу та виду перетворень при термічній обробці подібні до швидкорізальних сталей [20]. У порівнянні з останніми вони мають менше надлишкових карбідів типу $M_{23}C_6$ та M_6C і є доевтектоїдними. Для штампових сталей у відпаленому стані доля карбідної фази ($M_{23}C_6$, M_6C , VC) становить 6-12 % [35]. Для підвищення теплостійкості цих штампових сталей їх гартують від високих температур 1025-1125 °С. Відпуск ШСГД в інтервалі температур 500-580 °С спричиняє, як і у швидкорізальних сталей, підвищення твердості мартенситу та вторинну твердість. Після цього сталі мають межу міцності 1500-1800 МПа, межу плинності 1350-1650 МПа, а ударну в'язкість $KCU = 0,20-0,55$ МДж/м² [20].

Сталі для прес-форм для лиття під тиском металів з високими температурами плавлення (мідні, алюмінієві та магнієві сплави) повинні мати [69]:

- підвищену теплопровідність для швидкого відводу тепла від поверхності;
- стійкість проти корозії;
- високий опір термічній втомі;
- високі механічні властивості при підвищених температурах;
- відмінну зносостійкість.

Однак, не завжди вдається забезпечити всі ці перераховані властивості легуваної сталі, що містить хром та вольфрам, або силіцій, які підвищують

критичні точки та опір термічній втомі, а крім того, підвищують механічні властивості та зносостійкість при підвищених температурах.

Використання штампових сталей для гарячого деформування феритного класу обмежене певним температурним інтервалом, вище якого відбувається їх розміцнення і для підвищення теплостійкості таких сталей необхідне їх додаткове легування та використання енергоємних процесів їх термічної обробки. Показано, що легування ванадієм до 1 % хромомолібденової сталі підвищує її стійкість проти відпуску [30]. В результаті введення у сталі феритного класу марок 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНВС ванадію вдалося розробити перші штампові сталі для гарячого деформування 4ХМФС, 4ХНМФС. У порівнянні з цими сталями, вищу теплостійкість та вторинну твердість після гартування на мартенситну структуру мають штампові сталі з підвищеним вмістом хрому марок 3Х3М3Ф, 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 4ХМ2Ф, 4Х5В2ФС, 5Х2МНФ, 5Х2В2М2ФС, 5Х3В4МФ2С та ін.

При збільшенні **хрому** та **вуглецю** більше певної кількості у сталі збільшується кількість карбідної фази $M_{23}C_6$, що сприяє коагуляції карбідної фази [11, 29, 33]. Хром, є типовим елементом, що сприяє росту зерна сталі [70]. Енергія зв'язку в карбідах хрому визначається взаємодією $Me - C$, що залежить від структури та термодинамічних властивостей в системі хром – вуглець. Встановлено, що теплота атомізації найбільша у того із карбідів хрому, який має найбільше число зв'язків $Me - C$ [29, 71]. Найбільше число таких зв'язків має Cr_2C_3 , а найменше – $Cr_{23}C_6$. У відповідності з цим, стандартні теплоти утворення, на один грам-атом металу, збільшуються в ряду: $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_3C_2 і відповідно становлять: $-6,0 \pm 0,7$; $-6,4 \pm 0,8$; $-7,6 \pm 0,5$ ккал. [29, 71]. Із всіх карбідоутворюючих елементів тільки хром відноситься до елементів, карбіди яких можуть утворюватись у сталі як через легований цементит, так і безпосередньо із твердого розчину – відпущеного мартенситу [34]. Карбіди всіх інших елементів зароджуються безпосередньо із α -розчину, тобто стадія утворення проміжного легованого

цементиту у них відсутня. Fe_3C (Fe, Me) $_3\text{C}$ – нелегований та легований цементит [34]. При низьких температурах відпуску утворюється метастабільний карбід, відмінний від цементиту. Метастабільний карбід визначається, як $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ (ϵ -карбід), має гексагональну ґратку та формулу близьку до Fe_2C [72]. При температурах відпуску за температури 300-400 °С відбувається карбідне перетворення $\epsilon \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$. Хром позитивно впливає на ряд характеристик штампових сталей – це прогартовуваність, схильність до вторинного твердіння та теплостійкість. У міру підвищення концентрації хрому в твердому розчині істотно зростає стійкість аустеніту як у перлітній, так і в проміжній областях, якісно змінюється вид С-подібних кривих [73]. У хромистих сталях поряд з цементитом утворюється два спеціальні карбіди: гексагональний Me_7C_3 та кубічний Me_{23}C_6 . Хром підвищує стійкість цих карбідів проти розчинення при нагріванні і сприятливо впливає на чутливість до перегріву сталей, що містять незначні кількості вольфраму і молібдену [7]. У комплекснолегованих сталях хром, внаслідок підвищення фазового наклепу при гартуванні та безпосередньої участі у формуванні зміцнюючої фази, підсилюють ефект вторинного твердіння. Хром сприяє збереженню високого опору пластичної деформації сталі при нагріванні до 400-500 °С. Крім того, хром підвищує стійкість проти окиснення при нагріванні до 600-650 °С. При зниженні вмісту хрому від 5 до 3 % змінюється хімічний склад сталі, де присутні карбідні фази типу Me_3C , поряд з карбідами типу Me_{23}C_6 та Me_6C , що трохи зменшує теплостійкість і межу плинності при температурах вище 400-500 °С. Збільшення кількості хрому від 5 до 8 % за масою дещо підвищує окалиностійкість. Крім того, через зростання карбідної неоднорідності, неминучого зі збільшенням хрому, знижуються в'язкість та пластичність сталі у великих перетинах інструменту. Найбільш помітний вплив на окалиностійкість, а отже, на зносостійкість хром надає при вмісті від 2,5 до 3,5-4,0 % за масою [74]. До числа обмежень використання хрому, як легуючого елемента, відноситься насамперед різке збільшення карбідної

неоднорідності при введенні його в кількостях, що перевищують 4-5 %. Наявність грубих рядків і залишків сітки первинних карбідів у штампових сталях з 6-12 % Cr поряд з труднощами технологічного характеру (зниження пластичності при підвищених температурах, зростання небезпеки локальних оплавлень при нагріванні злитків під деформацію), істотно знижує їх експлуатаційні властивості. Нерівномірність розподілу «внутрішніх» концентраторів напружень, особливо зростаюча при термічній обробці, внаслідок утворення певних зон навколо скупчень карбідів, збагачених вуглецем і легуючими елементами, призводить до помітного зменшення міцності, пластичності, опору втомної пошкоджуваності та зносостійкості високохромистих сталей в умовах динамічного навантаження. Слід зазначити, що збільшення вмісту хрому вище 5 % поряд з посиленням карбідної неоднорідності викликає також підвищення чутливості до перегріву. Цей недолік властивий сталі, легованої 1-2 % W (Mo) та 0,3-0,8 % V [74]. У штампових сталях для гарячого деформування необхідне жорстке регламентування вмісту хрому, так як він прискорює їх розміщення починаючи з 2-3 %, що пов'язане зі значним зростанням швидкості коалесценції карбідів. Також хром навіть при відносно невисоких концентраціях має значну схильність до дендритної ліквідації, більшої, ніж вольфрам, манган та силіцій. Це може призвести до несприятливих структурних змін – посиленню карбідної неоднорідності. Враховуючи вищенаведені фактори, вміст хрому у штампових сталях для гарячого деформування повинен становити: 4-5 % та 2-3 % Cr для сталей підвищеної (4X5MФC, 4X4BMФC) та високої теплостійкості типу 4X2B5ФM, 5X3B3MФC відповідно і 1-2 % Cr для сталей з помірною теплостійкістю та підвищеною в'язкістю [7].

У сталях підвищеної теплостійкості збільшення концентрації **вольфраму від 2 до 3 %** за масою викликає значне зростання твердості після гартування. Молібден дещо підвищує стійкість проти перегріву сталі,

наприклад марки 4X4B2M2ФC [7]. При введенні молібдену послаблюється здатність хрому збільшувати розмір зерна аустеніту [70]. **Вольфрам і молібден** ефективно підвищують теплостійкість. Теплостійкість зростає найбільш суттєво при збільшенні вмісту вольфраму до 8 %. Вольфрам (і меншою мірою молібден) затримують коагуляцію карбідів, що виділяються по межах зерен і деяких кристалографічних площин, і підсилюють дисперсійне твердіння при відпуску, але при збільшенні їх вмісту погіршується в'язкість руйнування. Вольфрам підсилює також карбідну неоднорідність, через що додатково знижуються механічні властивості у великих перетинах [74]. У сталях з молібденом дисперсійне твердіння відбувається при більш низьких температурах відпуску. **Вміст молібдену**, незважаючи на його ефективний вплив, встановлюють **не вище 2,5-2,8 %**, так як він посилює знеуглецювання [74]. У штампових сталях для гарячого деформування збільшення концентрації вольфраму підвищує теплостійкість до певних меж. Такими межами є 1,0-2,0 % W в сталях марки 4X4BMФC і ~3 % W в сталях марки 5X3B3Ф2MC. Вміст молібдену, як правило, становить 1,5-3,0 % [7]. Молібден в цих сталях заміняє вольфрам у співвідношенні 1:2. Сталі, в яких молібден заміняє більше 2-3 % W, мають меншу карбідну неоднорідність. Молібден при заміні 3-4 % W (і однаковому вмісті ванадію) майже не змінює теплостійкість. Конкретний вибір співвідношень між вольфрамом та молібденом, що визначається умовами експлуатації інструменту, повинен бути економічно обгрунтованим. Молібден здатний уповільнювати ріст зерен аустеніту, причому його дія зростає при підвищенні температури [70]. Також встановлено, що в присутності хрому (хромомолібенової основи) фіксується зменшення зерна аустеніту. В роботі [3] було підтверджено, що основна кількість карбідної фази формується за рахунок хромистих карбідів типу $M_{23}C_6$. **У випадку підвищення Мо та W кількість карбідної фази збільшується в основному**

за рахунок карбідів типу M_6C . Підтвердженням останнього є зростання концентрації Mo та W у карбідній фазі при зниженні кількості Cr .

Ванадій ефективно впливає на процеси збиральної рекристалізації і суттєво зменшує чутливість штампових сталей до перегріву у відносно невисоколегованих сталях марок 5ХНМ, 7ХГ2ВМ та ін. [7]. Його дія виявляється помітною вже при вмісті порядку 0,10-0,30 % V . Для інших груп сталей, що містять карбідні фази типу M_7C_3 , M_6C , $M_{23}C_6$, потрібна більша кількість ванадію для істотного зсуву температур початку інтенсивного росту зерна. При введенні ванадію послаблюється здатність хрому збільшувати розмір зерна аустеніту [70]. Ванадій впливає на подрібнення зерна ефективніше, ніж молібден. На механічні властивості ванадій впливає несуттєво. Зменшуючи чутливість до перегріву, при вмісті до 1 % ванадій може підвищувати міцність і пластичність для високовуглецевих і середньовуглецевих ($\sim 0,4$ % C) штампових сталей [34]. Позитивний вплив ванадію на опір крихкому руйнуванню, наприклад сталей марки Х4В2МФ та 17Х6Ф4М після відпуску за температур 150-350 °С, зберігається при легуванні до 2-4 % V [7]. Ванадій, також як і хром, має сильно виражену схильність до дендритних ліквіації, але на відміну від хрому ванадій сприятливо впливає на дисперсність і характер розподілу первинних карбідів у високовуглецевих сталях [30]. При введенні до складу сталей 3-4 % V спостерігається значне погіршення шліфованості, через збільшення карбиду MC , що обмежує їх широке застосування [7]. Карбід MC виділяється при відпуску 500-600 °С, підсилюючи дисперсійне твердіння та підвищуючи твердість [30]. В'язкість та шліфувальність при цьому знижується, а міцність може зростати. Карбід MC має малі розміри і розподіляється у структурі рівномірніше, ніж карбіди M_6C , M_7C_3 та $M_{23}C_6$. В литій сталі ванадій утворює евтектику більш тонкої будови, ніж частинки карбідів хрому (M_7C_3) або M_6C , що дозволяє збільшувати кількість карбідної фази без значного погіршення

ковкості. Недоліком легування ванадієм є зниження окаліностійкості при відпалу та гарячої пластичної деформації [34, 7].

Силіцій для сталі є ферито-утворюючим елементом [30]. Він практично не впливає на тип і склад карбідів у штампових сталях, але викликає їх укрупнення у відпаленому стані [24, 30].

Силіцій та **кобальт** при відпуску підвищують рівень вторинної твердості. У комплекснолегованих штампових сталях введення цих елементів викликає зміцнення, що не супроводжується істотним збіднінням твердого розчину легуючими елементами, і обумовлений в основному підвищенням дисперсності карбідів, що виділяються при старінні [7]. Однак, силіцій (в кількості 1,5 % за масою), зміщує «пік» вторинної твердості в бік більш низьких температур відпуску, і кобальт, що не змінює практично його положення (збільшують швидкість розміцнення при високому відпуску за температур 620-650 °С). У зв'язку з цим вміст силіцію у штампових сталях для гарячого деформування обмежують **0,5-0,8 %** [7]. Силіцій впливає, аналогічно хрому, на механічні властивості сталі і стійкість до окиснення. Кобальт підвищує вторинну твердість і теплостійкість, але не покращує окаліностійкість, необхідну для роботи при високих температурах. До недоліків легування кобальтом відноситься схильність штампових сталей до знеуглецювання [74]. Використання кобальту доцільно і виправдано при введенні його в низьковуглецеві сплави (0,1-0,2 % С) для гарячого деформування з інтерметалідним та комплексним зміцненням. Легуючий елемент Si у сталі може запобігти дифузії атомів С та укрупненню цементиту для покращення його високотемпературних властивостей. Силіцій сильно впливає на залишковий аустеніт у сталі, що може значно підвищити стабільність залишкового аустеніту, сприяючи розподілу вуглецю від мартенситу до аустеніту під час відпуску [75-77]. У квазірівноважних умовах Si зменшує рушійну силу зародження цементиту. Атоми Si зосереджуються на межі розділу карбідматриця, а потік атомів С із матриці в цементит

зменшується і ріст цементиту затримується [78]. Delagnes та ін. [79] досліджували штампову сталь марки H11 із вмістом 0,35 % Si та 0,92 % Si і виявили, що наявність Si запобігала укрупненню цементиту та сприяла його розчиненню. Сталь марки H11 з високим вмістом Si може утворювати легуючі карбіди при нижчій температурі відпустки і таким чином, пересувати пік вторинного зміцнення донизу. На відміну від цього, сталь з низьким вмістом Si містила більшу об'ємну частку дрібнодисперсних карбідів ванадію та мала кращий опір термічній втомі. Однак, коли Zhou та ін. [80] вивчали штампову сталь H13 з різним вмістом Si, вони виявили, що вторинні карбіди у сталі з вищим вмістом Si були меншими, а сама сталь мала кращий опір термічній втомі.

Легування сталей **нікелем** та **манганом** підвищує прогартовуваність [59, 64]. Цим визначається доцільність легування ними штампових сталей, призначених для виготовлення великогабаритних інструментів [24]. При введенні в сталь, нікель послаблює здатність хрому збільшувати розмір зерна аустеніту [70]. Нікель ефективно стримує ріст зерна аустеніту лише за температур 1150-1200 °C, але в присутності хрому стримує ріст зерна аустеніту і при низьких температурах. Нікель ефективно підвищує пластичність, що дуже важливо для матеріалів, які зазнають вплив динамічних навантажень. У цьому проявляється його позитивна властивість. Однак, є інші (шкідливі) наслідки легування сталі нікелем. До їх числа відноситься прискорення процесу виділення карбідів по межах зерен [31, 32, 36]. Викликаючи зниження пластичності, цей процес супроводжується також збідненням твердого розчину карбідоутворюючими елементами і зниженням теплостійкості сталі. Легування нікелем сталі, наприклад марки 4X4BMФС, сприяє прискоренню теплового розміцнення, а також окрихченню за температур випробувань 20-400 °C [7]. Крім того, помітно знижується опір термічній втомі. Аналогічним чином впливає додавання у штампову сталь мангану, який додатково збільшує коефіцієнт термічного розширення і

погіршує теплопровідність. Таким чином, легування нікелем і манганом теплостійких сталей для гарячого деформування є недоцільним лише у ШСГД з підвищеної прогартовуваності та в'язкості, застосовують легування нікелем і манганом у кількостях 1,5-2 % та 0,5-1 % відповідно [7]. У загальному випадку для інструментальних сталей вміст нікелю і мангану не повинен перевищувати 0,4 %. Допустимо підвищення вмісту нікелю до 0,6-0,8 %, тоді трохи зростає міцність і в'язкість. Було встановлено [81-84], що додавання невеликої кількості нікелю до сталі для штамів гарячої обробки є корисним для загартовування та міцності. Було досліджено вплив нікелю у сталі для гарячої обробки на основі системи Cr-Mo-V на покращення загартовуваності, а також було додатково досліджено внутрішній механізм підвищення в'язкості. Результати дослідження вказують на те, що нікель як некарбідоутворюючий елемент не змінює тип і загальну кількість карбідних виділень у рівновазі. Нікель може зменшити міжкристалітне осадження та запобігти міжзеренній крихкості, тим самим підвищуючи міцність. Однак він також може прискорити осадження, агрегацію та ріст вторинних карбідів під час тривалого відпуску, що погіршує високотемпературну здатність проти розм'якшення штампової сталі. Цікаво, що позитивний вплив нікелю на пластичність та ударну в'язкість сталі типу 4X4BMFC після відпуску за температури 600 °C (47-50 HRC) не проявляється (на 1,5 % Ni). Це узгоджується з поглядами А.П. Гуляєва, який вважає, що надмірне легування Ni (надмірна кількість, що забезпечує наскрізну прогартовуваність) негативно впливає на пластичність та ударну в'язкість штампових сталей [3]. Однак, зниження стійкості проти перегріву, при підвищенні вмісту Ni, пов'язане в основному з послабленням сил міжатомних зв'язків в кристалічній ґратці та збільшенням дифузійної рухомості атомів.

Вміст **вуглецю** має значний вплив на механічні властивості штампової сталі H13, де сталь з високим вмістом вуглецю має високу міцність, але часто

не має задовільної в'язкості. Вуглець сприяє об'єднанню твердого розчину та збагаченню карбідної фази Cr, Mo та W [3]. Було показано [85], що ударна в'язкість штампової сталі зростала при зниженні кількості вуглецю в сталі з мартенситною структурою. Як показують дослідження, зниження ударної в'язкості сталі відбувається тим сильніше, чим вищий рівень легування компонентами, які забезпечують дисперсійне твердіння при карбідному або інтерметалідному зміцненнях.

1.5 Термодеформаційна та хіміко-термічна обробка штампових сталей

Основи термічної обробки сталі розроблені вченим Д.К. Черновим, який відкрив критичні точки сталі та вказав, що шляхом нагріву можна змінювати структуру [86]. Це призводить до зміни властивостей і тому, термічну обробку застосовують для отримання необхідних властивостей сталі. **Режимом термічної обробки** є послідовність операцій термічної обробки за зазначенням тривалості кожної операції та температури (або температурного інтервалу) [86]. Термічна обробка включає три основні технологічні операції: нагрів з визначеною інтенсивністю на різних етапах до заданої температури, витримку для прогріву виробу та забезпечення необхідного протікання фазових та структурних перетворень та визначений характер охолодження [87]. Можлива швидкість нагріву сталі визначається конструкцією та потужністю нагріваючого пристрою (печі), способом передачі тепла, початкової температури в робочому просторі, характером розміщення виробу. Допустима швидкість нагріву буде визначатись складом сталі, способом виробництва виробу (лиття, деформація), присутністю в ньому залишкових напружень, формою та розмірами виробу. Мета кінцевої термічної обробки – отримання в готовому інструменті оптимального поєднання основних властивостей: твердості, міцності, зносостійкості,

в'язкості, що забезпечує передчасне аварійне руйнування штампу та теплостійкості. Основний технологічний процес кінцевої термічної обробки штампів для гарячого деформування складається із **гартування та відпуску**.

Для штампових сталей застосовують термомеханічну обробку, а саме сукупність операцій деформації, нагріву та охолодження, в результаті яких формування остаточної структури та властивостей матеріалу відбувається в умовах підвищеної щільності та оптимального розподілення недосконалостей побудови, утворених пластичною деформацією [88].

Термомеханічна обробка сталі дозволяє підвищити механічні властивості у порівнянні з отриманною за традиційної технології термічної обробки (гартування та відпуск). Формування структури загартованої сталі при термомеханічній обробці відбувається в умовах підвищеної густини дислокацій, обумовленої наклепом [54]. При високотемпературній термомеханічній обробці сталі її деформують при температурі вище критичної точки A_3 , при якій сталь має аустенітну структуру. Ступінь деформації прокатуванням складає 20-30 %. Гаряча деформація здійснюється при температурі вище температури рекристалізації [87, 88]. В такому випадку зміцнення, що викликається пластичною деформацією, повністю знімається спочинком та рекристалізацією за температури деформації. В основі спочинку лежить зняття напружень в об'ємах з найвищою енергією, накопиченої при деформації, причому в основному при найбільш сильних накопиченнях дислокацій, що пов'язане з утворенням або підсиленням меж блоків; при рекристалізації, отриманої розвитком при більш високих температурах, настає ще більш повне вирівнювання напружень, що супроводжується підсиленням атомним обміном і створенням нового орієнтування атомів в кристалічній ґратці [29]. Швидкість рекристалізації за практичних умов виконання прокатки (ковки або, штамповки) є вищою за швидкість пластичної деформації. В результаті пластичної деформації стан металу є нестабільним, про що свідчить підвищення його вільної енергії.

Наклепаний метал прагне мимоволі перейти в більш рівноважний стан з меншим рівнем вільної енергії. Процеси, за допомогою яких може відбутись цей перехід, здійснюються шляхом переміщення (дифузії) атомів в металі [89]. Вирішальний вплив на розвиток цих процесів має температура. За кімнатної температури рухомість атомів для самочинної перебудови структури є недостатньою і метал зберігає властивість структури наклепаного стану. З підвищенням температури у деформованому металі відбуваються процеси повернення та рекристалізації.

Поверненням є сукупність самочинних процесів зміни щільності та розподілення дефектів деформованих кристалів в результаті переміщення точкових та лінійних дефектів [89]. Повернення відбувається у двох стадіях: низькотемпературну називають **поверненням першого роду** або спочинком, високотемпературну – **поверненням другого роду** або **полігонізацією**.

При спочинку в основному зменшується кількість точкових дефектів, переважно вакансій. Спочинок призводить до зменшення електроопору і підвищення щільності металу. При нагріванні до більш високої температури в деформованому металі відмічаються різкі зміни структури та властивостей внаслідок рекристалізації [89].

Необхідно зауважити, що легуючі елементи, розчинені у фериті, здійснюють відносно слабкий вплив на ріст зерна аустеніту. Утворені у твердому розчині дисперсні карбіди мають значну стійкість при нагріванні, що спричиняє різке зниження чутливості сталі до росту зерна аустеніту [90]. Фактично зерно аустеніта починає помітно рости лише після того, як основна маса важко-розчинних дисперсних карбідів буде переведена у твердий розчин (аустеніт). Карбіди таких елементів як Ti, Nb, Zr, V не повністю переходять у твердий розчин, навіть у випадку нагріву сталі на сотні градусів вище рівноважних критичних точок. Все це призводить до того, що в присутності вказаних елементів забезпечується значна стійкість зерна аустеніту при нагріванні.

Розміщуючи карбідоутворючі елементи в ряд по зростаючому ступеню стійкості карбідів проти розчинення в аустеніті (Cr, Mo, W, V, Zr, Ti), можна якісно судити про відносну ефективність гальмувальної дії цих елементів на ріст зерна аустеніту при нагріванні. Відомо, що термомеханічна обробка, яка контролюється, є ефективним методом керування мікроструктурою, руйнування карбідної сітки та оптимізації механічних властивостей, за рахунок зменшення карбідів та підвищення їх однорідності. Крім того, завдяки термомеханічній обробці розмір зерна буде зменшуватись в результаті накопичення деформації, що призводить до більш високої щільності місць зародкоутворення та відповідно до подрібнення кінцевої мікроструктури. Проте, карбідоутворючі елементи в інструментальних сталях створюють проблеми при гарячій деформації через вузький діапазон температур гарячої обробки. Нижня межа визначається типом, розміром та морфологією карбідів, розміщених вздовж меж зерен та всередині зерен. Верхня межа визначається початком плавлення евтектичних карбідів та сегрегацією легкоплавних фаз по межах зерен. Було встановлено інтервал температур від 1170 до 1200 °С при нагріванні під ковку сталей 5ХНМ, 5ХНТ, 5ХНВ, 5ХНСВ, 5ХНС для молотових штампів [69]. Катана сталь має більш високу ударну в'язкість в повздовжньому напрямку та понижена – в поперечному напрямку. Між тим в штампах, особливо, що мають складну фігуру, необхідно мати однорідну структуру та властивості, так як значні напруження, які виникають у роботі, можуть діяти в різних напрямках, в залежності від конструкції штампу. Тому зливки та заготовки для крупних штампів піддають всебічній ковці з обов'язковим осадженням заготовок у торець. Штампові сталі загартовуються при охолодженні на повітрі і чутливі до утворення флокенів. Тому охолоджувати їх після кування необхідно повільно. Крупні поковки необхідно завантажувати у піч, нагріту до температури 600 °С, витримувати до вирівнювання температури по всьому об'єму металу, після чого повільно охолоджувати з піччю до температур 150-

200 °C, а потім виймати на повітря [69]. Необхідно зауважити, що пластична деформація є однією з причин зміни геометричних розмірів інструменту для гарячого деформування, коли інструмент деформується до такої міри, що сформовані деталі більше не знаходяться в межах допустимих розмірів. Так в роботі [91] було досліджено деформацію штампової сталі H13, яка призводила до трансформації мікроструктури після кування сплаву Inconel 718 при високій температурі та навантаженні. Результат моделювання 3D Deform показував високу локалізовану напруженість та високу пластичну деформацію на гострому краю інструменту. Це основна з причин несправності інструменту, оскільки накопичення деформації під час деформування при високій температурі викликає зміни мікроструктури.

Однак, необхідно зауважити, що не завжди кована штампова сталь може мати покращені властивості у порівнянні з литою того ж хімічного складу. Так в роботі [14] було досліджено литу сталь 5X3B3MФСЛ. Температура її розміщення виявилася нижчою, ніж у кованої сталі того ж складу, але за температур відпуску 620 та 640 °C межа плинності була у 1,5-2,0 рази вищою, ніж у кованої сталі. Це пов'язано з тим, що лита сталь 5X3B3MФСЛ представляє собою композиційний матеріал, в якому ліквацийні ділянки є пружними елементами дендритно-чарункованої структури і мають більшу індивідуальну температурну стійкість, ніж у межах зерен кованої сталі.

Узагальнена технологічна схема обробки інструменту для гарячого деформування зі штампових сталей виглядає наступним чином:

- гаряча пластична деформація (кування);
- відпал;
- механічна обробка;
- гартування та відпуск;
- кінцева механічна обробка.

1.5.1 Гаряча пластична деформація штампових сталей

Знижена деформованість штампових сталей у порівнянні з конструкційними сталями, обумовлена їх меншою пластичністю внаслідок більш високого легування твердого розчину, великих кількостей карбідних фаз та підвищеному ступеню ліквації при кристалізації.

Температуру нагрівання під ковку (прокатку) вибирають за умов досягнення найбільш високої пластичності у досить широкому інтервалі температур, що визначається хімічним складом сталі та масою зливка. Температуру при закінченні пластичної деформації встановлюють з урахуванням того, щоб уникнути утворення тріщин та забезпечити підготовку необхідної структури (розміру зерна аустеніту, розподілу та дисперсності надлишкових фаз та ін.), щоб забезпечити високі механічні властивості після остаточної термічної обробки.

Для напівтеплостійких сталей підвищеної в'язкості температура початку ковки становить 1150-1180 °С, а закінчення – 850-880 °С. Для теплостійких штампових сталей початок кування відбувається при 1160-1180 °С; кінець кування – при 850-925 °С [3]. При виконанні ковки необхідно домагатися максимально однорідної структури. Найбільш широко застосовуваною схемою ковки злиwkів штампових сталей є протяжка в осьовому напрямку. Така схема деформування дає підвищену анізотропію механічних властивостей, і тому, додатково рекомендують ряд схем ковки, що забезпечують більш рівномірну структуру. До них відносяться: кування злиwkів в поперечному напрямку, комбіноване кування зі зміною операцій витяжки, кування зі змінного напрямку витяжки, всебічна ковка. Всебічне кування з осадженням сприяє усуненню дендритних ліквацій. Для підвищення однорідності структури у більш великих заготовках з високохромистих, а також високолегованих штампових сталей для гарячого деформування, рекомендується кування за наступною схемою:

осадження на 1/3 висоти зі зворотною витяжкою до початкових розмірів; потім 2-4 осадження до розмірів.

Штампові сталі, особливо високолеговані, схильні до утворення термічних тріщин при охолодженні на повітрі. Тому після кування їх охолоджують повільно [3]:

- у неопалюваних колодязях або термостатах;
- на повітрі до 700 °С, а більш дрібні до 450-500 °С, щоб затримати виділення карбідів по межах зерен, а потім у футерованій ямі або в піску. Щоб не допустити охолодження нижче 700 °С та 450 °С, можна поміщати поковки у піч для відпалу або високого відпустку.

1.5.2 Відпал сталі

Для отримання дрібнозернистої структури, усунення хімічної та структурної неоднорідності, зменшення внутрішніх напружень, зниження твердості сталі, для забезпечення успішної механічної обробки, проводять **відпал** або **нормалізацію** [92]. Структура досліджених штампових сталей представляє собою зернистий перліт з незначною кількістю надлишкових карбідів. Карбідна фаза характеризується присутністю в основному частинок типу $Me_{23}C_6$ та Me_6C , а сталі з підвищеною кількістю ванадію – типу MeC [3].

1.5.2.1 Відпал з фазовою перекристалізацією (нормалізація, повний відпал)

Відпал з фазовою перекристалізацією, який застосовують головним чином при обробці доевтектоїдних і евтектоїдних сталей, полягає в нагріванні до температури дещо вищої за критичну точку A_{c3} з наступним повільним або помірним охолодженням [29]. Витримка при температурі нагрівання повинна забезпечувати необхідний рівномірний прогрів виробу по

всьому перетину. Охолодження частіше всього відбувається на повітрі. В такому випадку відпал з перекристалізацією **називається нормалізацією**. Повний відпал проводять з повільним охолодженням, наприклад в печі, що застосовується більш рідко. Дія перекристалізаційного відпалу оснований на тому, що при двукратному γ - α перетворенні – при нагріві і при охолодженні – в результаті перекристалізації утворюється дрібнозерниста і рівномірна структура, що відрізняється і практично не залежить від вихідної. Внаслідок нормалізації зникає **відманштетова** структура і замість неї утворюється дрібнозерниста структура фериту та перліту. Структура, що виникає в результаті перекристалізації, має тим більш дрібне зерно, чим швидше проводяться нагрів та охолодження, чим ближче температура нагріву до точки A_{c3} і чим менша витримка при температурі. Крім того, величина зерна залежить від хімічного складу і способу виплавки сталі. Із збільшенням швидкості охолодження перетворення зміщується в сторону більш низьких температур і зерно ще більш подрібнюється [29]. Перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ при повільному охолодженні пов'язане з деяким переохолодженням по відношенню до ідеальної температури перетворення, характерне для вільних енергій обох модифікацій, причому необхідність переохолодження пов'язана із затратою енергії на перебудову кристалічної ґратки. Це відноситься до виділення фериту нижче критичної точки A_3 та перлітного перетворення нижче критичної точки A_1 . Ступінь переохолодження, що зростає при збільшенні швидкості охолодження, здійснює сильний вплив на хід перетворень та характер утворення при цьому структури. Така залежність є основною у термічній обробці сталі. Перетворення ґратки аустеніту в об'ємноцентровану кубічну ґратку фериту ускладнюється внаслідок присутності в аустеніті розчиненого вуглецю. В ґратці аустеніту для розміщення атомів розчиненого вуглецю є достатні по розмірам об'єми в центрах елементарних чарунок; в α -ґратці (фериту) такі об'єми відсутні. У відповідності з цим в аустеніті вуглець розчиняється в значній кількості,

в той час як у фериті його розчинність є малою. Тому розчинений вуглець в процесі $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення повинен практично повністю виділитись із гратки аустеніту. У випадку перетворення вуглець виділяється у вигляді карбіду заліза. Таке перетворення складається із двох зв'язаних між собою процесів [29]:

- перетворення (перебудова) гратки γ -заліза в гратку α -заліза;
- виділення вуглецю у вигляді карбіда Fe_3C .

Існує ще коагуляція карбідів. При перетворенні перліту із насиченого вуглецем аустеніту (при температурі критичної точки A_1) обидва процеси відбуваються практично одночасно, в результаті чого із аустеніту утворюється пластинчата суміш цементиту та фериту. Такий перерозподіл вуглецю здійснюється шляхом дифузії, яка потребує додаткового часу, який залежить від температури. Для доевтектоїдних сталей переміщення при повільному охолодженні починається після переходу нижче критичної точки A_3 з утворенням фериту по межах зерен. Дефекти побудови кристалічної гратки по межах зерен при цьому грають роль центрів кристалізації α -заліза. Вуглець відтісняється всередину кристаліту і по мірі виділення фериту в центральних об'ємах зерна досягається концентрація, необхідна для утворення перліту. Перетворення в перлітній області характеризується одночасним утворенням суміші фериту та карбідів в залежності від кількості вуглецю, і може відбуватись виділення структурно - вільних фериту або карбідів по межах аустенітних зерен. Утворення та ріст зародків цих обох фаз відбувається в даному випадку в результаті дифузійних процесів (дифузійна кристалізація) [29].

Дійсний розмір зерна аустеніту визначається температурою нагрівання, ізотермічною витримкою при ній та схильністю даної сталі до росту зерна при нагріванні. Після охолодження зерно, продуктів розпаду аустеніту, частково перліту, зазвичай тим більше, чим більше було вихідне зерно аустеніту [93]. Тривале нагрівання сталі при температурах, значно

перевищуючих критичну точку A_3 , призводить до утворення крупного дійсного зерна сталі при температурах, значно перевищуючих критичну точку A_3 , призводить до утворення крупного дійсного зерна. Таке нагрівання прийнято називати перегрівом сталі. В перегрітій сталі надлишковий ферит (цементит) виділяється у вигляді сітки по межах зерен або у вигляді довгих пластин (гілок), що прорізають зерна перліту. В такому випадку структура є відманштовою. Нагрівання сталі до високої температури спричиняє збільшення розміру зерна (крупнозернистість), у зв'язку з цим після охолодження сталь має низькі, порівняно з дрібнозернистою сталлю, механічні властивості, особливо ударну в'язкість [86].

Тому перегрів сталі є шкідливий і така сталь повинна бути піддана повторному нагріванню в інтервалі критичних температур для виправлення структури шляхом перекристалізації. При ще більш високому нагріванні сталі до температур близьких до лінії солідуса виникає ще більш негативне явище – **перепал**. Перепал сталі полягає в тому, що по границях крупних зерен аустеніту відбувається окислення сталі та утворюються плівки окису заліза [86, 93]. Стальна деталь при перепалі не придатна для використання внаслідок різкого зниження міцності та пошкодженої поверхні.

1.5.2.2 Відпал з частковою перекристалізацією (не повний або сфероїдизуючий відпал)

Неповний відпал відрізняється від повного тим, що сталь нагрівають до більш низької температури (вище за критичну точку A_{c1}) [94]. При неповному відпалі відбувається часткова перекристалізація сталі тільки внаслідок перетворення перліт – аустеніт. Надлишковий ферит лише частково перетворюється в аустеніт і тому значна його частина не піддається перекристалізації.

Для заевтектоїдних сталей застосовують тільки неповний відпал для покращення їх оброблювальності різанням [92]. В цих сталях нагрівання вище критичної точки A_{c1} (зазвичай на 10-30 °С) спричиняє практично повну перекристалізацію і дозволяє отримати зернисту структуру перліта, замість пластинчастої [94]. Такий відпал на зернистий перліт є сфероїдизуючий.

В результаті проведення повного відпалу сталі отримується пластинчастий перліт.

Для отримання зернистого перліту проводять сфероїдизуючий відпал, який полягає в нагріванні сталі до температури вище критичної точки A_{c1} , довгої витримки 5-6 год і наступного повільного охолодження. Після такого відпалу пластинчастий цементит перетворюється у зернистий. Сталь зі структурою зернистого перліту має більшу пластичність, меншу твердість та міцність у порівнянні зі сталлю, що проходила повний відпал [92]. Не повний відпал необхідний для перекристалізації перліту та зняття внутрішніх напружень.

При нагріві доевтектоїдної сталі вище критичної температури A_{c1} утворюється аустеніт, після переходу на межах розділу фериту та цементиту, що насичується вуглецем від поверхні контакту його з цементитом [86]. Вуглець дифундує через зерно аустеніту від поверхні контакту з цементитом до поверхні контакту з феритом. Чим більша поверхня зерен цементиту для заданого їх об'єму, тим швидше утворюється аустеніт. Тому перетворення перліту в аустеніт залежить від розміру та форми включень цементиту: найбільший час перетворення в аустеніт потребує крупний, зернистий цементит, а найменший – дрібний, пластинчастий. Однорідний аустеніт утворюється тільки після витримки, так як безпосередньо після утворення аустеніту концентрація вуглецю в ньому не однакова: більш висока буде в тих точках, де були ділянки цементиту, і більш низька – де розміщувався ферит [86]. Звідси випливає, що витримка при температурі нагріву необхідна не тільки для прогріву деталі по всьому перетину, але і для завершення

процесу утворення однорідного аустеніту. Безпосередньо після утворення аустеніту, тобто після нагріву та витримки при температурі дещо вищій за A_{c1} , сталь має дрібне зерно аустеніту. Більше число дрібних зерен виникає на межах контакту фериту та цементиту, в результаті чого при невеликому перегріві вище критичної точки (на 30-50 °C) розмір зерен аустеніту залишається невеликим. Д.К. Чернов встановив, що при подальшому підвищенні температури розмір зерна збільшується, причому інтенсивність росту тим більша, чим вище температура нагріву. При охолодженні сталі одержується ферито-цементитна суміш, з достатньо диферинційованою будовою із зернистою формою цементитної фази і утворюється зернистий перліт, або зернистий цементит [37]. З феритно-цементитної суміші більш дисперсної будови (зернистої будови цементитної фази) утворюється як сорбіт, так і троостит. Утворення цементитної фази у ферито-цементитній суміші пояснюється ступенем однорідності вихідного аустеніту. Більш однорідний аустеніт, що відповідає більш високим температурам його нагріву, розпадається в суміш пластинчастої будови. При більш низьких температурах нагрівання сталі не досягається однорідність структури: окрім аустеніту, де зберігаються нерозчинені частинки цементиту, які долають зернисту форму його виділень.

1.5.3 Гартування сталі

Для штампових сталей проводять **гартування**, технологічну операцію, що полягає у нагріванні сталі до температур, які виключають збереження α -фериту та отримання аустенітної структури, яка при швидкому охолодженні перетворюється в мартенсит. Це означає, що доевтектоїдні сталі нагрівають на 30-50 °C вище лінії критичної точки A_{c3} [95]. Основна мета гартування сталі є отримання мартенситу. Для утворення мартенситної структури сталі існує критична швидкість гартування, тобто така швидкість охолодження,

при якій подавляється перетворення в перлітній і проміжній областях. Критична швидкість гартування залежить від кількості вуглецю та легуючих елементів у сталі, а також від температури аустенізації. Швидкість охолодження залежить [29]:

- від теплоємності та теплопровідності сталі;
- від охолоджуючої здатності гартувального середовища;
- від розмірів, форми та стану поверхні виробу.

Мінімальна швидкість охолодження, при якій в структурі утворюється мартенсит, визначається як **нижня критична швидкість охолодження** при гартуванні. Швидкість охолодження, при якій перетворення по механізму перлітної або проміжної області повністю виключається і структура складається лише із одного мартенситу, визначається як **верхня критична швидкість охолодження (гартування)** [29]. При гартуванні сталі відбувається: зміна сил міжатомних зв'язків кристалічної ґратки; зменшення розмірів когерентних областей; локальне викривлювання ґратки [96]. Термічна обробка прес-форм для лиття під тиском проводиться за тими ж режимами, що і термічна обробка молотових штампів. При гартуванні штампи охолоджують в оливі до температури 150-200 °С.

Температуру нагріву робочих частин штампів та матриць під гартування вибирають із умов отримання максимальної теплостійкості, так як максимальне легування твердого розчину після гартування дозволяє зберегти величину аустенітного зерна не крупніше № 8-10 по шкалі ГОСТ 5639-65. Однак для деяких груп штампових інструментів, у яких є умова по ударній в'язкості, необхідно обмежити величину зерна на рівні № 10-12. У випадку відсутності високих вимог по цьому показнику навпаки, можна допустити розмір зерна на рівні № 6-8 [5]. Після гартування штампових сталей на дрібне зерно (9-10 бала) у структурі металу зберігається 2-6 % нерозчинених карбідів M_6C та VC та 5-12 % залишкового аустеніту [35].

1.5.3.1 Мартенситне перетворення

Вперше тонка-кристалічна структура мартенситу була відкрита Н.Я. Селяковим, Г.В. Курдюмовим та Н.Т. Гудцовим (1926 р.) [97, 98]. Вона представляє собою пересичений твердий розчин вуглецю в α -залізі. Величезне пересичення твердого розчину призводить до отримання тетрагональної ґратки. При цьому куб елементарної кристалічної ґратки α -заліза витягується вздовж одного ребра (параметр c) та стискається вздовж інших (параметр a). Як показано Г.В. Курдюмовим та Е.З. Камінським [99-101] із збільшенням кількості вуглецю параметри c та a змінюються.

Кінетика мартенситного перетворення у легованих конструкційних сталях характеризується, як атермічна [34]. Мартенситне перетворення в легованих сталях розвивається при низьких температурах і великій ступені переохолодження відносно рівноважної температури початку $\gamma \rightarrow \alpha$ переходу. При температурах мартенситного перетворення повністю подавлені дифузійні переміщення, як металевих атомів заліза та легуючих елементів, так і металоїдних атомів вуглецю та азоту і тому, по своєму механізму мартенситне перетворення в сталях є бездифузійним.

Існує певна температурна залежність вільної енергії для кожної упаковки атомів, тобто для кожної модифікації і при визначеній температурі криві вільної енергії перетинаються [102]. Точка перетину є точкою рівноваги обох модифікацій. Таким чином, існує визначена температура, вище якої стійкою модифікацією є аустеніт, а нижче – мартенсит. Це вірно тільки при відсутності дифузійних процесів і може відбуватись тільки через зміну ґратки, а не зміну концентрації твердого розчину. Для переходу однієї упаковки в іншу (від одної модифікації до іншої) необхідно подолання атомами деяких енергетичних бар'єрів. Для того, щоб перейти із стану більшої вільної енергії в стан меншої вільної енергії, атоми повинні

проходити проміжні положення з підвищеною енергією. Такий процес переходу відбувається при рості кристалів мартенситних фаз: перетворення відбувається через перебудову ґратки, при якій атоми не обмінюються місцями, а лише зміщуються один відносно одного на відстані, що не перевищують міжатомної відстані. Поясненням щодо росту є те, що сусіди якого-небудь атома в старій фазі є сусідами і в новій фазі, а це значить, що вони повинні бути сусідами і на межі зростаючого кристалу. Це призводить до того, що під час росту кристалів є неперевний перехід від ґратки аустеніту до ґратки мартенситу і при рості має місце пружний зв'язок між обома ґратками, що забезпечує когерентність. При такому переході виникають великі пружні деформації, що спричинені зсувом. При рості кристалу деформація збільшується, і при досягненні визначеної величини напружень може відбутись пластична деформація. В результаті чого порядок на межі порушується, напруження зникає. На початку 30-х років С.С. Штейнберг сформулював положення, згідно якого мартенситне перетворення утворюється внаслідок виникнення внутрішнього напруження. Напруження виникають внаслідок: більш швидкого охолодження зовнішніх напружених шарів, аніж внутрішніх; збільшення питомого об'єму при утворенні кристалів мартенситу; різниці коефіцієнтів теплового розширення аустеніту та мартенситу [101, 103]. В роботі [104] було показано, що структура мартенситу характеризується наявністю великих викривлень третього роду із статичними зміщеннями атомів заліза та вузлів кристалічної ґратки у напрямку [001]. По мікроструктурі сталі кожна гілка мартенситу з'являється миттєво (час утворення одної гілки менше 0,02 секунди) [101]. Гілка (пластина) мартенситу утворюється переважно по площині октаедра (111), а в площині шліфа перші гілки, які простягаються від краю до краю аустенітного зерна та створенню яких не заважають раніше утворенні гілки, які розташовуються найчастіше по відношенню одна до одної під кутами 60 або 120°. Пластини утворюються або паралельно першим або всередині

трикутників у вигляді блискавок та зигзагів. Мартенситне перетворення реалізується шляхом орієнтованого переміщення атомів основної кристалічної ґратки від гранецентрованої, у γ -Fe, до об'ємноцентрованої, у α -Fe. Переміщення відповідно між ґратками аустеніту та мартенситу (фериту) вперше було показано у роботах Г.В. Курдюмова [105, 106]. По Г.В. Курдюмову та Г. Заксу площина (111) аустеніту паралельна площині (110) ґратки мартенситу, а напрямок [110] аустеніту паралельний напрямку [111] ґратки мартенситу. Як правило, перетворення аустеніту в мартенсит здійснюється серією зсувів вздовж певних атомних площин [106]. Висока твердість мартенситу пов'язана в основному з дробленням блоків мозаїчної структури та певними ефектами, які спричиняють фазовий наклеп. В першу чергу причиною фазового наклепа є істотне збільшення питомого об'єму при перетворенні аустеніта в мартенсит [101]. Мартенсит характеризується виключно високою твердістю, порядку 700 НВ. Експериментально показано, що викривлення, викликане проникненням атомів вуглецю, призводить до зниження межі пружності, тобто до появи пластичної деформації сталі. У зв'язку з цим було запропоновано, що твердіння мартенситу відбувається в процесі випробування механічних властивостей за рахунок блокування площин ковзання випадальними при деформації дисперсними карбідними фазами [101, 107].

Кількість залишкового аустеніту у сталі, що було зафіксовано гартуванням, залежить від положення мартенситної точки. Чим нижче мартенситна точка, тим більше залишкового аустеніту. Тому вуглець, знижуючи мартенситну точку, збільшує кількість залишкового аустеніту. Аустеніт, утворюється в результаті перекристалізації, формується в результаті зародження та росту зерен в об'ємі вихідної структури. Його утворення починається на поверхні розділу феритно-карбідних фаз, де зерна аустеніту у своєму швидкісному рості захоплюють карбідні частинки, які розчиняються в ньому. Так як утворюється аустенітна структура сталі,

швидкість визначається швидкістю зародження аустеніту та росту частинок. Швидкість процесу перетворення вище критичної точки A_{c1} визначається вихідною структурою сталі, кількістю вуглецю, характером та ступенем легування. Підвищення концентрації вуглецю прискорює процес утворення аустеніту внаслідок збільшення кількості карбідної фази. В процесі перетворення при температурах вище нижньої критичної точки має місце три послідовних процеса – утворення аустеніту, розчинення надлишкових фаз та гомогенізація аустеніту. На третій стадії відбувається рівномірне розподілення вуглецю по всьому об'єму (в легованих сталях цей процес може затягнутись до більш високих температур у зв'язку з неповним завершенням розчинення карбідної фази). Якщо сталь має легуючі елементи, незначно утруднює процес розчинення карбідів, крім дифузії вуглецю на третій стадії повинна пройти також дифузія легуючих елементів. У зв'язку з різною дифузійною активністю вуглецю та легуючих елементів вирівнювання складу аустеніту може відбутися за більш довгої витримки або при більш високій температурі. Аустенітне зерно починає рости в твердому розчині не тільки завдяки підвищенню температури, але і характеру та ступеню легування елементів. Частково це проявляється через поверхневу енергію системи. Однією із причин росту зерна є прагнення системи до мінімізації енергії меж зерен. Очевидно, що така тенденція найбільш сильно проявляється при більш високих температурах, коли в аустеніті розчинені практично всі легуючі елементи. Крім того, при таких температурах дуже малий ефект гальмування міграції меж зерен іншими перешкодами. Недостатня витримка або низька температура призводять до утворення малолегованого або неоднорідного за складом аустеніту. В результаті чого після гартування спостерігаються низькі фізико-механічні властивості сталі. З точки зору Блантера, на початковій стадії розпаду легованого аустеніту завжди утворюється метастабільна карбідна фаза [102], а перетворення аустеніту в мартенсит відбувається тільки при охолодженні. Охолодження

при гартуванні повинне забезпечити отримання структури мартенситу в межах заданого перетину виробу і не повинне викликати дефектів гартування: тріщин, деформацій та високих розтягувальних залишкових напружень в поверхневих шарах.

Найбільш бажана висока швидкість охолодження, а саме вище критичної швидкості гартування, в інтервалі температур критичної точки A_{c1} , є початок мартенситного перетворення [108]. Висока швидкість охолодження в мартенситному інтервалі температур не бажана, так як призводить до різкого збільшення рівня залишкових напружень і навіть до утворення тріщин. В той же час занадто повільне охолодження в інтервалі температур на початку мартенситного перетворення та до кінцевого мартенситного перетворення може призвести до часткового відпуску мартенситу та збільшення кількості залишкового аустеніту внаслідок його стабілізації, що знижує твердість сталі. Тріщини утворюються при температурах нижче точки мартенситного перетворення, найчастіше після охолодження. Схильність до утворення тріщин зростає зі збільшенням в сталі кількості вуглецю, підвищуючи температури гартування та збільшуючи швидкості охолодження у температурному інтервалі мартенситного перетворення.

1.5.4 Відпуск штампових сталей для гарячого деформування

При відпуску штампових сталей загартовану сталь нагрівають до температури не вище температури, що відповідає критичній точці A_{c1} , витримують при заданій температурі та охоложують із заданою швидкістю [108, 109]. Відпуск сталі є кінцевою операцією термічної обробки, в результаті якої сталь отримує потрібні механічні властивості [54]. Якщо загартовану сталь піддати новому нагріву до температури нижче критичної точки A_{c1} , спостерігається розпад мартенситу (відпуск загартованої сталі), що полягає в основному в тому, що з α -розчину виділяються спочатку дуже

дисперсні, а потім укрупнені кристали карбїду [110]. В роботі [111] була спроба вивчити кінетику відпуску штампових сталей для гарячої обробки у поєднанні зі скануючою та трансмісійною електронною мікроскопією. Результати демонструють, що підвищення температури відпуску призведе до випадання та укрупнення внутрішньо-рейкових сферичних карбїдів. При цьому спостерігається помітне розчинення голчастих карбїдів Mo_2C . Механізм росту карбїдів полягає в укрупненні великих сфероїдів після повного випадання на дислокаціях.

Нагрів сталі під відпуск збільшує пластичність та зменшує напруження [98]. Загартована сталь завжди знаходиться у структурно-напруженому стані. Відпуск є необхідним та радикальним засобом зменшення залишкових напружень. Також необхідно відмітити, що відпуск сталі може спричинювати нові напруження, якщо він супроводжувався нерівномірним (швидким) нагрівом або охолодженням. Залишкові напруження залежать також і від розміру зерна. Більш крупному зерну відповідає більше залишкове напруження, цим і пояснюється більша чутливість крупнозернистої сталі до тріщин і деформаціям гартування. Швидкість охолодження після відпуску також здійснює великий вплив на величину залишкових напружень. Чим повільніше охолодження, тим менше залишкових напружень [108]. Найбільш інтенсивне напруження знижується в результаті витримки 15-30 хв. Після витримки на протязі 1,5 год напруження знижуються до мінімальної величини, яка може бути досягнута відпуском при даній температурі.

1.5.4.1 Стадії розпаду структурних елементів у твердому розчині при відпуску сталі

При відпуску штампової сталі, що проводиться нижче $150\text{ }^\circ\text{C}$, мартенсит розпадається, відбувається так званий «двофазний розпад»; навколо виділених кристалів карбїда концентрація твердого розчину падає

до величини, що відповідає рівноважній концентрації, а в інших об'ємах сталі зберігається концентрація перенасиченого твердого розчину, отриманого в результаті гартування [112].

Присутність двох твердих розчинів у рівній концентрації дозволяє назвати цей розпад «двофазним». Процеси коагуляції карбідів при цих температурах практично не відбуваються – це є **першою стадією** процесу розпаду. На цій стадії карбід відрізняється за властивостями від цементиту. Цей карбід не феромагнітний, виділення його носять пластинчастий характер і кристали пружно зв'язані з ґраткою твердого розчину α -Fe [112]. На першій стадії відпуску із мартенситу спочатку виділяється ϵ -карбід [113], що відповідає формулі $Fe_{2,4}C$, а у залишковому аустеніті не відбувається яких-небудь помітних перетворень, відбувається лише його подальша стабілізація, в результаті чого аустеніт, відпущений наприклад при 100 °С, має підвищену стабільність [29].

Друга стадія розпаду відбувається за температур відпуску вище 150 °С, коли дифузія помітно збільшується і стає можливою коагуляція високодисперсних карбідів [112] та їх розпад, який протікає в інтервалі 150-300 °С [29, 112]. На другій стадії відпуску сталей при температурах 230-280 °С відбувається також розпад залишкового аустеніту. При довгих витримках розпад залишкового аустеніту у вуглецевих сталях може починатись вже при 150 °С, в той час як у сталях, які містять спеціальні карбіди, такий розпад починається лише за температури вище 280 °С [29]. Процес коагуляції карбідів відбувається з різною швидкістю: спочатку відбувається різке зменшення кількості вуглецю у твердому розчині, але потім процес вщухає і через деякий час припиняється зовсім, хоча твердий розчин і залишається пересиченим [112]. Одночасно з розпадом мартенситу на другій стадії відбувається розпад залишкового аустеніту. Друга стадія супроводжується збільшенням об'єму, виділенням тепла, збільшенням магнітних властивостей та підвищенням твердості сталі. У більш

високолегованих сталях, особливо в сталях, що мають карбідоутворюючі елементи, залишковий аустеніт може бути настільки стійким, що карбіди можуть виділятися лише при нагріванні до температур, які відповідають перлітній області, в результаті чого аустеніт може бути об'єднаним вуглецем настільки, що при наступному охолодженні він може перетворитись у мартенсит, розпад якого може бути досягнутий повторним відпуском [29]. В результаті розпаду аустеніту також утворюється суміш кристалів твердого розчину α -Fe та дисперсних карбідів, але ще пружно зв'язаних з α -залізом [112]. При температурі 300 °C відбувається перетворення, пов'язане з утворенням ферито-цементитної суміші з малою кількістю вуглецю у твердому розчині.

Під час **третьої стадії** розпаду, зв'язок між карбідами, що виділяються при розпаді, та α -залізом послаблюється, зникають викривлення у ґратках α -твердого розчину [112]. При підвищенні температури до 300-400 °C розпад мартенситу на дрібнодисперсну суміш фериту та цементиту практично закінчується. Закінчується також і розпад аустеніту. В інтервалі температур від 260 до 360 °C відбувається перетворення ϵ -карбіда у цементит; останній потім в залежності від температури відпуску може коагулювати [29]. Процес такого переходу можна уявити, як перетворення гексагонального ϵ -карбіду у проміжний карбід складу Fe_{20}C_9 і його перехід у звичайний Fe_3C в інтервалі температур від 300 до 550 °C. Третє перетворення при відпуску, що відбувається в інтервалі температур 300-400 °C, пов'язане з інтенсивним ростом кристалів карбіда [92]. До 350 °C цей ріст відбувається без порушення когерентності карбіда з навколишнім твердим розчином (α -фазою). Вище 350 °C кристали карбіду збільшуються до таких розмірів, коли напруження достатні, щоб енергія викривлення стала більшою за енергію утворення межі розділу. Внаслідок чого когерентність порушується; між фазами виникають поверхні розділу; кристали карбіда відокремлюються від блоків мозаїки α -фази. При температурах вище 400 °C блоки α -фази знову

збільшуються, оскільки в цих умовах інтенсивно проходять процеси дифузії. Процес порушення когерентності супроводжується зменшенням напружень; температура його закінчення є температурою зняття пружних напружень II роду. Одночасно знімаються напруження III роду. Зменшення блоків α -фази відбувається не тільки через порушення когерентності ґраток, але і внаслідок зняття пружних напружень в результаті пластичних зсувів в мікрообластях під дією значних пружних напружень в умовах підвищеної пластичності металу. Температури, при яких відбувається дроблення блоків і відповідні температури, при яких змінюються механічні властивості, можуть змінюватись під впливом пружних напружень кристалічної ґратки, які визначаються ступенем деформації, кількістю вуглецю та легуючими елементами. На третій стадії розпаду може відбуватись початкова рекристалізація твердого розчину (α -фази), деформованого в результаті внутрішньофазового наклепу.

За температури 400 °C і вище починається **четверта стадія розпаду**, що пов'язана з процесами коагуляції цементиту та перетворенням пластинчастих карбідів в округлі [112]. У сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, за температур, що забезпечують їх дифузію, відбувається збагачення цементиту цими елементами або утворення спеціальних карбідів [29]. На такій стадії можуть виділятись високодисперсні спеціальні карбіди із мартенситу, що зберігаються до цих температур, внаслідок чого спостерігається нове підвищення твердості. Таке підвищення твердості відбувається внаслідок одночасного протікання процесів при структурному перетворенні і дисперсному твердінні. Швидкість виділення карбідів із мартенситу, які утворюються в результаті перетворення залишкового аустеніту при підвищенні температури відпуску – зростає. Зовнішня форма зерен, яка спостерігається під мікроскопом, зберігає форму мартенситних виділень до температур 500-600 °C. Зерна приймають округлі форми тільки лише при відпалі вище температури 680 °C [112].

До структур, отриманих при відпуску, відносяться: мартенсит відпуску (до 300 °С), троостит відпуску (300-500 °С), сорбіт відпуску (500-650 °С). Нагрівання вище температури 650-700 °С призводить до утворення зернистого перліту [112].

Характер перебудови структури при відпуску знаходиться в прямому зв'язку з впливом домішок та виділень при блокуванні дефектів кристалічної будови. Так, у твердому розчині карбіди зберігаються в сталі до певних температур відпуску: 350-400 °С для карбіда $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$; до 450-500 °С для частини Mo_2C та VC до 500-550 °С; для NbC до 550-570 °С [34].

При відпуску загартованої легованої сталі відбуваються два протилежних за впливом на міцність процеси: знеміцнення внаслідок розпаду мартенситу спеціальних карбідів. Дисперсні карбідні частинки підвищують межу плинності сталі (твердість, тимчасовий опір), так як є ефективними перешкодами на шляху руху дислокацій. Ефективність зміцнення обумовлена співвідношенням процесів розміцнення та зміцнення [34].

1.5.4.2 Низькотемпературний та високотемпературний відпуск сталі

Як при низькому, так і при високому відпуску сталь набуває найкращих властивостей лише після гартування на мартенсит (важлива глибина прогартування сталі). У першому випадку досягають найбільшої твердості, а у другому – найбільшої в'язкості [114]. **Низькотемпературний відпуск (150-250 °С)** застосовується для отримання сталі високої твердості (59-63 HRC). В результаті такого відпуску сталь характеризується структурою мартенситу відпуску [112]. При низькому відпуску (приблизно до 200 °С) у сталі переважає відпущений мартенсит. Низькотемпературний відпуск проводять з нагрівом до температури 250 °С. Цей відпуск знижує

внутрішні напруження, переводить мартенсит гартування у відпущений мартенсит, підвищує міцність та дещо підвищує в'язкість без помітного зниження твердості [108]. **Високотемпературний відпуск проводять при температурі 500-680 °С.** Ізотермічна витримка відпуску сталі проводиться від 1,5 до 2 годин [3]. Структура сталі після високого відпуску являє собою сорбіт відпуску. Високий відпуск майже повністю знижує внутрішні напруження і значно підвищує ударну в'язкість. Міцність та твердість при цьому знижуються, але залишаються значно вищими, ніж при нормалізації (відпалу) і тому, високий відпуск створює найкращі співвідношення міцності та в'язкості сталі. Гартування з високим відпуском одночасно підвищує межі міцності та межі плинності, відносно звуження та особливо ударну в'язкість. Термічна обробка, що складається із гартування та високого відпуску, вважається покращеною обробкою [108]. Високий відпуск при нагріванні від температури 450 °С до точки A_{c1} використовують для отримання сорбіту-відпуску. Відпуск штампів проводять відразу після завершення гартування (не пізніше ніж через 2 години після гартування) [63].

Крупні штампи для гарячої штамповки та прес-форми складної конфігурації відпускають на твердість 45-46 HRC, крупні прес-форми для лиття під тиском алюмінієвих та цинкованих сплавів відпускають на нижчу твердість 40-42 HRC [63]. Теплостійкі сталі підвищеної стійкості (4X3BMФ, 3X3M3Ф, 4X5MФC, 4X5MФ1C, 4X5B2ФC, 4X4M2BФC, 4X5B2ФC, 3X2B8Ф, 5X3B3MФC, 2X8M2KФ8) для збільшення в'язкості відпускають на твердість вище 45 HRC [55]. Найбільш задовільне поєднання пластичності, ударної в'язкості та міцності штампової сталі досягається після відпуску на твердість 45-48 HRC [3].

У роботі [109] представлений вираз для розрахунку параметру відпуску (температура розміцнення T_P) для оцінки розміцнення штампових сталей гарячого деформування представлено у формулі (1.1).

$$TP = T_x(C + \log t), \text{ де:} \quad (1.1)$$

T – температура (в Кельвінах);

t – час (в годинах);

C – константа Roberts (дорівнює 20).

Параметр відпуску, також відомий як параметр Hollomon-Jaffe (1945 рік) або параметр Larson-Miller (1952 рік), відображує вплив часу та температури для опису зміни твердості під час відпуску сталей. Кінетика твердофазних реакцій, контролюючих зниження твердості, залежить від дифузії вуглецю в сталі. Параметр відпуску використовувався для промислових операцій, які залежать як від часу, так і від температури. До таких операцій відноситься деформаційне старіння або старіння сталей за допомогою прогартуваності та відпуску мартенситу. В роботі було показано, що параметр відпуску можна використовувати для характеристики реакції розм'ягшення штампових сталей для гарячого деформування.

1.5.4.3 Відпускна крихкість сталі

При вивченні крихкості штампової сталі, найбільш широко застосовують серію досліджень на ударний вигин з визначенням загальної роботи руйнування (вивчення ударної в'язкості) [115]. В першому періоді навантаження на зразок розвивається пружна деформація, зв'язана лише з пружним вигинанням окремих дислокацій та зміною міжатомних відстаней у кристалічній ґратці. В подальшому навантаження призводить до руху окремих дислокацій, а також сприяє утворенню нових дислокацій та їх руху. Таким чином, пружна деформація цього періоду поєднується з пластичною. Наростаюче напруження неперервно збільшує щільність дислокацій. Взаємодія їх між собою та іншими елементами структури (межами зерен,

блоків, включеннями і т.д.) призводить до зародження тріщин. А.Х. Котрелл показав, що зародження тріщини виникає в місцях зустрічі перетину площин двох систем ковзання. При цьому можливість крихкого руйнування тим більша, чим сильніша перешкода, що гальмує вільне просування груп дислокацій [90]. Схильними до відпускнуї крихкості є сталі, які чутливі до способу охолодження за температури відпуску [29]. Збільшення межі плинності сталі зазвичай супроводжується підвищенням схильності до крихкого розміцнення (**температура переходу від в'язкого до крихкого стану**) [34]. Єдиним механізмом зміцнення, який з ростом межі плинності забезпечує зниження температури холодноламкості є механізм зернограничного зміцнення.

При відпуску легованих сталей за температур 250-400 °С та 500-550 °С, знижується їх ударна в'язкість [116]. Таке зниження в'язкості отримало назву **відпускнуї крихкості**. В залежності від складу легованої конструкційної сталі такий вид крихкості при відпуску може проявлятися в різних ступенях. Іноді в деяких сталях спостерігається два інтервали крихкості: один 250-400 °С, другий при 500-550 °С [117]. Поява крихкості в першому інтервалі не супроводжується помітним збільшенням твердості. У другому інтервалі поява крихкості часто супроводжується деяким підвищенням твердості.

Перший вид **відпускнуї крихкості I роду** (необернена) спостерігається в результаті відпуску 250-400 °С [89, 116]. Відмінною здатністю крихкості I роду є її необернений характер; повторний відпуск при цій температурі не покращує в'язкість. Сталь у стані необерненої відпускнуї крихкості має блискучий міжкристалічний злам. Крихкий стан обумовлений виникненням об'ємно-напруженого стану, отриманого при неоднорідному розпаді мартенситу [116]. Якщо у сталі проявляється відпускуна крихкість I роду, необхідно повторно відпустити сталь при більш високих температурах (400-500 °С). Тоді відпускуна крихкість I роду усувається і після

додаткового нагрівання в небезпечному інтервалі температур не проявляється [89]. Відпускна крихкість I роду виникає у зв'язку з нерівномірним розпадом мартенситу всередині зерен і в приграничних зонах. Найбільш повний розпад відбувається по межах вихідних аустенітних зерен (які існували при нагріванні під гартування). Це призводить до послаблення меж та викликає крихке міжзернове руйнування. Міжкристалітне руйнування (по відношенню до вихідного зерна аустеніту) характеризує сталь, відпущену в інтервалі розвитку відпускної крихкості першого роду [110]. Необхідно відмітити, що гартування сталі з частковим або повним розпадом аустеніту у верхній частині інтервалу проміжного перетворення аустеніту призводить, як правило, до транскристалічного зламу при всіх температурах відпуску. При цьому відпуск в інтервалі розвитку крихкості першого роду не викликає змін характеру зламу. Встановлено, що при низькому відпуску до 200 °С, або навіть у не відпущені леговані конструкційні сталі, загартовані на мартенситну структуру, дають, як правило, волокнистий злам. При відпуску в інтервалі крихкості першого роду волокнистий злам змінюється на міжкристалітний.

Другий вид відпускної крихкості, так званої **оберненої відпускної крихкості II роду**, спостерігається в сталях визначеної легованості, якщо вони повільно охолоджуються (в печі, або навіть на повітрі) після відпуску при 500-550 °С або їх довге витримання при 500-550 °С [116], а іноді навіть вище 600 °С [89]. При розвитку відпускної крихкості відбувається сильне зменшення ударної в'язкості і, що саме основне, підвищення порогу холодоламкості [116]. В сталі у стані відпускної крихкості зменшується робота зародження тріщини і особливо її розповсюдження. Цей вид крихкості не виникає, якщо охолодження з температури відпуску проводять швидко, наприклад у воді. При швидкому охолодженні за температур відпуску 500-650 °С, злам – волокнистий, характерний для в'язкого стану. Після повільного охолодження отримується крихкий кристалічний злам.

Відпускна крихкість другого роду у цьому випадку виявляється переходом від транскристалічного зламу до міжкристалічного [110]. Поява крихкості II роду ймовірно пов'язана з дифузією розчинених атомів деяких елементів до межі зерен та насиченням поверхневих шарів зерна цими елементами без виділення надлишкових дрібнодисперсних фаз (карбідів, фосфідів, тощо) [116]. Пластичність та ударна в'язкість штампових сталей зі збільшенням температури відпуску (вище 550 °C) збільшується, при цьому після відпуску вище 600 °C ріст пластичності значно зменшується, а в'язкість у більшості сталей залишається майже незмінною або навіть знижується. Це пояснюється, очевидно, зменшенням сил міжатомних зв'язків при температурі 600 °C [3].

Відпускну крихкість II роду можна усунути, якщо повторно піддати сталь високому відпуску (вище 600 °C) з наступним швидким охолодженням. Вона знову може виникнути, якщо охолодження при повторному високому відпуску було повільним (звідси назва – обернена) [89]. При більш високому відпуску, якщо сталь не схильна до крихкості другого роду, злам знову стає волокнистим. Також встановлено, що загартована на мартенсит і відпущена конструкційна сталь має в'язкий, волокнистий злам, в умовах крихкого руйнування (в обох випадках після низького та високого відпуску) вона має крихкий транскристалічний (нафталінистий) злам.

1.5.4.4 Утворення та роль проміжних фаз у штампових сталях при проведенні термічної обробки

Кристали, що утворені певними елементами та мають власний тип кристалічної ґратки, яка відрізняється від ґраток елементів, з яких вони утворені, називають **проміжною фазою (ПФ)** [118].

У ПФ, так як і у твердих розчинах, може змінюватися хімічний склад, але, як правило, у досить малому інтервалі. Поки відсутня класифікація

численних та різних ПФ. Встановлено, що структура ПФ залежить від трьох факторів: відносного розміру атомів, їх валентності та місця у періодичній системі елементів. Розглянемо розмірні співвідношення атомів, які дозволяють встановити можливості утворення певних фаз. У системі метал – неметал ПФ можуть мати іонний, іонно-ковалентний та металевий типи зв'язку. Останні утворюються при взаємодії перехідних металів з С, N та іншими елементами.

Фази системи метал – неметал.

Кристалічна структура сполук системи **метал – неметал** залежить від відносних розмірів атомів неметалу $R_{\text{нм}}$ та металу $R_{\text{м}}$. При співвідношенні $R_{\text{нм}}/R_{\text{м}} < 0,59$ утворюються проміжні фази з просторовими ґратками, атоми неметалу, в яких розташовуються у порах. Ці проміжні фази є фазами впровадження. Якщо співвідношення $R_{\text{нм}}/R_{\text{м}} > 0,59$, то атом неметалу не може розміститися у порі, тоді утворюються складні просторові ґратки з більшим числом атомів в елементарній чарунці.

До фаз впровадження типу MX відносяться наступні карбіди: NbC , VC , MoC , WC та ін. Вольфрам та молібден можуть утворювати також фази впровадження типу M_2X : Mo_2C та V_2C . Прикладом фази впровадження типу M_4X є нітрид заліза Fe_4N .

Карбіди та нітриди, які відносяться до фаз впровадження, присутні у структурі багатьох корозійностійких, зносостійких та жароміцних конструкційних сталей.

До карбідів зі співвідношенням $R_{\text{нм}}/R_{\text{м}} > 0,59$ відносяться карбід заліза ($R_{\text{с}}/R_{\text{Fe}} = 0,605$), карбід мангану, карбіди хрому. Карбід заліза Fe_3C та карбіди хрому Cr_{23}C_6 та Cr_7C_3 є важливими проміжними фазами інструментальних сталей, які визначають їх властивості. В останніх карбідах переважає металевий тип зв'язку, хоча присутня певна доля і ковалентного зв'язку.

Фази системи метал – метал.

До сполук системи **метал – метал** відносяться електронні фази, фази Лавеса та σ -фази. Електронні фази утворюються у структурі багатьох сплавів на мідній основі. Фази Лавеса типу AB_2 утворюються коли атомний радіус елемента В менший, ніж атомний радіус елемента А на 20-30 %. Фази Лавеса, утворені перехідними металами ($NbFe_2$, $MoFe_2$, $TiFe_2$, $TiCr_2$) присутні у структурі деяких жароміцних сплавів і сприяють їх зміцненню. Сигма-фази у штампових сталях, як правило не утворюються. По такому ж механізму утворюються тверді розчини заміщення. Так тверді розчини заміщення утворюються, якщо атомні радіуси елементів відрізняються не більше, ніж на 15 %, тоді як тверді розчини впровадження утворюються, коли радіус атома впровадження є меншим за 0,41 радіуса атома розчинника.

У таблиці 1.1 наведені атомні та іонні радіуси, кристалічні ґратки та існуючі поліморфні перетворення елементів, які входять до складу штампових сталей для гарячого деформування, а саме заліза, вуглецю, силіцію, мангану, хрому, вольфраму, молібдену, ванадію, нікелю та кобальту. Як бачимо, у відповідності зі стовпчиком 1 таблиці 1.1 для атомних радіусів, вуглець та силіцій мають менший радіус, ніж у заліза, нікелю та хрому – приблизно такі радіуси, як і у заліза, тоді як кобальт, ванадій, молібден, манган та вольфрам мають більші радіуси (елементи розташовані у порядку збільшення радіуса атома). Величини радіусів, одержаних за різними методиками (стовпчики 1 та 2, атомний радіус), або розраховані теоретично стовпчик 3, атомний радіус) дещо відрізняються один від одного. Порівнюючи величину атомного та іонного радіусів, бачимо, що останній у 2-3 рази менший, тобто при утворенні сполук з іонними, ковалентними або іонно-ковалентними зв'язками суттєво спотворюються ґратки на межі їх переходу до основного (матричного) металу. Враховуючи розбіжність величини радіуса атома, визначеного за різними методиками, або розрахованого теоретично, його величина, що може бути використана для

прогнозу або сприятливих умов утворення певної фази, потребує експериментальної перевірки.

Таблиця 1.1

Властивості вихідних елементів

Елемент	Атомний радіус, пм			Іонний радіус, пм		Кристал	Поси- лання
	1*	2**	3***	1*	2**		
1	2	3	4	5	6	7	8
Fe	124,1	126,0	156,0	67,0	67,0	ОЦК – до 911 °С, ГЦК (911-1392) °С	[119] [120] [118]
C	77,1	77,0	67,0	19,5	20,0	Гексагональна (графіт)	[119] [120] [121]
Si	117,6	134,0	111,0	40	39	ГЦК	[119] [120] [121]
Mn	136,6	130,0	161,0	-	46	$\alpha \rightleftharpoons \beta$ до 727 °С; $\beta \rightleftharpoons \gamma$ від 727 до 1095 °С; $\gamma \rightleftharpoons \delta$ від 1095 до 1133 °С	[119] [120] [121]
Cr	124,9	127,0	166,0	-	35,0	ОЦК	[119] [120] [121]
W	137,1	140,0	193,0	-	65,0*****	ОЦК	[119] [120] [121]
Mo	136,3	139,0	190,0	-	65,0	ОЦК	[119] [120] [121]
V	132,0	134,0	171,0	82,0	40,0	ОЦК	[119] [120] [121]

Продовження Таблиця 1.1

1	2	3	4	5	6	7	8
Ni	124,6	124,0	149,0	74,0	74,0	ГЦК	[119] [120] [121]
Co	125,3	125,0	152,0	65,0	64,0	Гексогональна щільно упакована (до 427 °С), ГЦК вище 427 °С	[119] [120] [121]

* – розраховано по Мелвіну – Хьюзу;

** – розраховано по Белову та Бокію;

*** – теоретично розрахований за Енріко Клементі;

**** – заряд іона +6

1.5.5 Кріогенна обробка

Кріогенна обробка вважається одним з найперспективніших способів зменшення залишкового аустеніту та підвищення характеристик інструментальних сталей [122]. Доповнення глибокої кріогенної обробки до традиційних процесів термічної обробки допомогло отримати більш міцні деталі із інструментальної сталі [123]. Досліджували вплив низькотемпературної обробки на мікроструктуру та механічні властивості інструментальної сталі марки Н13 (аналог 4Х5МФ1С) для гарячого деформування. Були застосовані: кріогенна обробка при -72 °С та глибока кріогенна обробка при -196 °С і було показано, що при застосуванні такої обробки залишковий аустеніт трансформувався в мартенсит з меншими рейками, а глибока кріогенна обробка призводила до виділення однорідних частинок карбідів. Мікроструктурна модифікація призвела до значного покращення механічних властивостей штампової сталі марки Н13. В роботі [122] також було проведено глибоку кріогенну обробку штампової сталі марки Н13, що викликало більш високі термічні напруження та структурні

дефекти, утворивши дисперсну сітку дрібних карбідів після відпуску, які призвели до значного збільшення в'язкості руйнування цієї сталі без зміни інших механічних властивостей. Хоча застосування глибокої кріогенної обробки знижує кількість залишкового аустеніту, існує мінімальна його кількість, яка не може бути перетворена термічною обробкою. Вважається, що такий аустеніт достатньо стабільний і не повинен трансформуватись на протязі нормального терміну служби кувальних штамів. Застосування глибокої кріогенної обробки сталі марки Н13 призвело до значного зниження швидкості її зношування в порівнянні із звичайною загартованою та відпущеною штамповою сталлю Н13 [124].

1.5.6 Азотування

У процесі азотування відбувається дифузійне насичення поверхневого шару сталі азотом при нагріванні її у середовищі аміаку [54, 125]. Азотування проводять при 500-600 °С [125, 126]. Інструментальні штампові сталі (5ХНМ, 5ХГМ, 3Х8Ф, 4Х2, 4ХВС, 4Х8В2Ф) азотують з метою підвищення твердості, зносостійкості та опору корозії [127]. Присутність вуглецю в сталі призводить до формування на поверхні карбонітридних фаз типу $Fe_3(C, N)$ або $Fe_2(N, C)$ [125]. Для підвищення міцності азотують сталі, які мають нітридоутворюючі елементи (в основному використовують хромонікелеві конструкційні сталі). Утворення таких фаз викликає напруження стискання, що пов'язане зі збільшенням азотованого об'єму на поверхні деталі. Це підвищує межу витривалості, оскільки втомні тріщини виникають в результаті розтягуючих напружень. Підвищення корозійної стійкості забезпечує суцільний поверхневий шар із ϵ -фази, яка має високий опір корозії [125, 128].

Екструзійні матриці, які зазвичай виготовляють із штампових сталей Н10, Н11 та Н13, піддаються високим термічним, механічним та хімічним

навантаженням. На опорній поверхні матриць температура може досягати до 600 °С, нормальний контактний тиск до 100 МПа та між матрицями і гарячим алюмінієм може відбуватись хімічна взаємодія [129]. Як правило, процес екструзії представляє собою операцію гарячої обробки, при якій металева заготовка нагрівається до необхідної температури, при якій можуть бути досягнуті відносно висока пластичність та низьке напруження плинності [130]. Взаємозв'язок між конструкціями матриць, контактними навантаженнями на опорну поверхню, мікроструктурою азотованої опорної поверхні та терміном служби матриць є важливим для подальшого збільшення терміну служби матриць екструдерів [129]. Під час процесів формоутворення алюмінієвих сплавів адгезія і перенесення сплаву на опорну поверхню матриці, є однією з основних причин поломки інструментів і поганої якості поверхні виробів. Робота [131] була зосереджена на ініціації перенесення алюмінієвого сплаву (EN AW-6060) та його еволюції на покритій (CrN) і без покриття, азотованій інструментальній штамповій сталі H13 при температурах від кімнатної температури до 500 °С. Контакт досліджували з точки зору товщини перенесеного алюмінієвого сплаву на поверхню інструментальної сталі без покриття та з покриттям, топографії сліду зношування та відповідної зміни коефіцієнта тертя. Було встановлено сильну залежність трибологічних властивостей сталі для гарячої обробки та покриття CrN щодо алюмінієвого сплаву від температури разом із обмеженою залежністю від відстані ковзання. При 20 °С шорсткість поверхні була основною початковою причиною перенесення алюмінієвого сплаву через механічне зчеплення. При більш високих температурах (400 °С) цей перехід відбувався переважно завдяки міцній адгезії. Однак, при найвищій випробуваній температурі (500 °С) покриття CrN продемонструвало помітне зниження адгезії з подальшим зниженням перенесення алюмінієвого сплаву та обмеженим утворенням плівки.

В лабораторії плазмових технологій навчально-наукового центру Харківського фізико-технологічного інституту НАН України (м. Харків, Україна) була проведена комбінована обробка матричних кілець, що включала азотування з наступним нанесенням керамічних покриттів на штампову сталь, що значно підвищило стійкість інструменту внаслідок високих показників твердості [132]. Якщо стійкість матричних кілець зі сталі 5ХЗВЗМФС (ДИ-23) після звичайного термозміцнення складала 4-6 циклів пресувань, то кільця з більш економнолегованої безвольфрамової сталі 4Х5МФ1С, додатково піддані хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню у плазмі) і наступному нанесенню комбінованих покриттів, показали стійкість 12-13 циклів пресувань внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення спеціальної структури на поверхні внаслідок проведення іонного азотування і нанесення зносостійкого покриття з TiN, TiZrN, NbN та ін.

Переваги способу підвищення поверхневої твердості при азотованому шарі можна сформулювати наступним чином [71]:

- висока поверхнева твердість азотованих деталей робить їх виключно стійкими проти зносу;

- незмінність твердості азотованого шару до температури близької до 500 °С розширює можливість навантаження деталей до цієї температури, особливо при роботі на зношування. Поглинання азоту підвищує циклічну міцність і робить поверхню менш сприятливою до ризику надрізу та дії корозії;

- застосовуючи місцеві захисні покриття, можна підвищувати твердість азотуванням тільки в окремих ділянках деталей практично при будь-якій формі виробу;

Проведення хіміко-термічної обробки робочих поверхонь інструменту, після гартування та відпуску штампової сталі 4Х5МФ1С (іонного

азотування), на 30-40 % збільшило термін його експлуатації, а також покращило якість його поверхні.

1.5.7 Дифузійне хромування

Хромування, тобто насичення поверхні сталевих виробів хромом, забезпечує підвищену стійкість проти газової корозії (окалиностійкість) до 800 °С, високу корозійну стійкість в таких середовищах як вода, морська вода та азотна кислота [93]. Стійкість проти окислення у повітряному середовищі необхідна для штамів гарячого деформування, робоча кромка яких нагрівається вище 600-650 °С. Стійкість кромки та стійкість штаму залежать від складу та властивостей утвореної окисної плівки. Плівка окису заліза (Fe_2O_3), яка виникає на сталях з невеликою кількістю хрому, пориста і легко знімається при терті з оброблювальним матеріалом. Це призводить до нового окислення, розвитку інтенсивного зносу, втрати розміру робочої кромки та точності отриманих штамповок. При більшому легуванні хромом утворюється більш щільна плівка, яка довго зберігається при експлуатації, перешкоджає наступному окисленню та зменшує захоплення (особливо при відсутності підвищених навантажень). Достатня кількість хрому: 5 % для роботи при 600-650 °С, 8 % – при 700-750 °С та 10-12 % – при 800-850 °С [39]. Міцність плівки зростає при додатковому легуванні 0,8-1,0 % Si (рекомендовано для сталей з 0,3-0,4 % вуглецю). Для роботи при температурах 900-950 °С, але невеликих навантаженнях доцільно проводити дифузійне хромування. Це застосовують для теплостійких штампових сталей, температури аустенізації яких співпадають з температурами хромування 1000-1100 °С [133]. Для інструментів, які витримують вплив високих температур, піддаються зношуванню та ерозії (інструменти для гарячого видавлювання, прес-форми для лиття під тиском алюмінієвих сплавів) рекомендується обробка в порошкових сумішах із 70-75 %

низьковуглецевого ферохрому або хрому, 20-27 % окису алюмінію та 1-3 % хлористого амонію на протязі 4-10 год. Товщина хромованого шару в цьому випадку становить 0,01-0,03 мм, твердість на поверхні 1200-1800 HV [61].

1.5.8 Дифузійне алітування

У процесі алітування відбувається насичення поверхні сталі алюмінієм з метою підвищення жаростійкості [126]. Алюміноване покриття на штамповій сталі Н13 (аналог 4Х5МФ1С), складалося із $FeAl$ та Fe_3Al і було отримане методом гарячого алюмінування з наступною високотемпературною дифузією [134]. У порівнянні зі сталлю Н13 без покриття, алюмінована сталь мала високу стійкість до ковзання при підвищених температурах, не дивлячись на гірші характеристики зносу при кімнатній температурі.

1.5.9 Дифузійне борування

Борування – це термічно активована хімічна реакція, заснована на дифузії бору у сталь, в результаті чого утворюється тверде покриття, що складається із суміші сполук на основі бору [135, 137]. Воно забезпечує кращу адгезію борованих шарів до основи у порівнянні з іншими фізичними процесами нанесення покриттів.

Сталь для інструментів для гарячої обробки кольорових металів та сплавів, включаючи матриці, екструзійні оправки, сердечники, блоки тримачів матриць, пуансони для гарячої обробки, шестерні, валки та диски, як правило, містить легуючі елементи Cr, Mo, V. Завдяки цим елементам підвищується прогартовуваність, твердість і в'язкість сталі. Під час експлуатації інструменти піддаються зношенню внаслідок стирання, ударного навантаження та температурних коливань при робочих

температурах понад 200 °С [136, 138]. Значні економічні збитки виникають внаслідок корозії та зношування, спричинених екстремальними умовами експлуатації машин та обладнання. Щоб мінімізувати такі втрати, для цих матеріалів необхідні покращені характеристики поверхні [139, 140]. Стійкість до зносу, тертя, корозії та окислення, відіграють ключову роль у визначенні терміну їх служби [139-141]. Бориди заліза, що утворюються на сталі, мають високу твердість (1500-2000 НV), і вони демонструють кращу продуктивність у різних трибологічних застосуваннях порівняно зі звичайними обробками поверхні, такими як науглецювання, азотування та карбонітрування [142]. При боруванні сталі фазова структура безпосередньо залежить від середовища борування, хімічного складу поверхні, температури процесу та періоду борування. Борування сплавів, зазвичай, проводять при температурах від 850 до 1000 °С протягом 1-10 годин. Утворення шару бору, яке залежить від дифузійної концентрації бору, можна спостерігати у вигляді Fe_2B (тетрагональний, 8 мас. %) та/або FeB (орторомбічний, 16 мас. %). Загалом фаза FeB може характеризуватися більш високою твердістю та жорсткістю, але меншою в'язкістю порівняно з фазою Fe_2B . У цьому відношенні присутність фази FeB у боридному шарі є небажаною через її більш крихку природу, що спричиняє розколювання покриття під впливом високих зовнішніх навантажень. В залежності від хімічного складу штампової сталі формується характерна будова борованого шару товщиною до 0,1 мм і більше, яка забезпечує певні властивості покриття [143]. Так для сталі 4X5B2ФС наявність розвинненої зони α -фази з пониженою мікротвердістю зумовлює підвищення крихкості шару у порівнянні з борованим шаром сталі 4X3BMФ.

1.6 Застосування адитивних технологій для відновлення штампів та матриць

Для обробки матеріалу матриць та штампів, а також для відновлення зношених та пошкоджених інструментів застосовують адитивні технології [144-161]. Було запропоновано [150] біоміетричний процес лазерної обробки матриць для видалення термічних втомних тріщин на відпаленій штамповій сталі H13. Результати досліджень термічної втоми показують, що щільність та довжина тріщин зменшуються за рахунок блокуючого ефекту нанесеного лазером на поверхню штампів візерунку запозиченого з біологічних систем. Частковий лазерний переплав поверхні виявився також найбільш ефективним для ремонту тріщин та підвищення опору термічної втоми. Три види біоміетричних негладких форм (плямиста форма, смугаста форма та сітчаста форма) були нанесені лазером на поверхню штампової сталі H13 [151]. Оброблені зразки мали меншу температурну втомлювальність у порівнянні з необробленими зразками при різних температурах термічного циклу. При заданій максимальній температурі біоміетричний негладкий зразок сталі із нанесеною лазером сітчастою формою на поверхні мав вищу температуру втомлювальності, ніж зразок із смугастою формою на поверхні, який був кращим, ніж зразок із плямистою формою. Незважаючи на те, що стійкість до термоциклічного розм'якшення зони, обробленої лазером, була нижчою, ніж у необробленого зразка, ділянка, оброблена лазером, мала вищу мікротвердість, ніж не оброблений зразок при іншій температурі термічного циклу. Технологія лазерного поверхневого плавлення спричиняє мартенситне перетворення на поверхні матеріалу штампів та покращує його властивості [152]. Лазерне плавлення було застосоване до поверхні штампової сталі H13 в загартованому та відпущеному стані і було детально досліджено на опір термічній втомі. Зразки зі сталі H13 з тріщинами були відремонтовані імпульсними лазерним

зварюванням присадковим дротом (Direct Energy Depositiot Process [154]. Відстань між сусідніми блоками (утвореними при лазерній обробці) є ключовим фактором, який впливає на міцність зварного шва шляхом біометричної обробки. Використання іншого методу адитивних технологій, метод лазерного легування поверхні з використанням змішаного порошку зі співвідношенням 75 % Cr та 25 % Ni, може значно підвищити опір термічній втомі зі сталі H13 [155]. Результати досліджень та їх аналіз показують, що лазерна техніка поверхні може бути позитивно використана для покращення механічних властивостей поверхні матриць із штампової сталі H13.

Для виготовлення матриць з конформними каналами охолодження був застосований пошаровий метод виготовлення з процесом лазерної плавки (Selective Laser Melting). Були проведені дослідження екструзії із застосуванням охолодження матриць і без нього. Розрахункові та експериментальні дані показали, що при збереженні температури екструдера можна реалізувати помітне збільшення швидкості виробництва до 300 % [156]. Застосовували також легування порошками на основі кобальту та заліза для підвищення стійкості до термічної втоми. Порівняно зі зразками, термобробленими лазерним переплавленням поверхні та лазерним легуванням поверхні порошком на основі заліза, зразки, оброблені порошком на основі кобальту, мають меншу схильність до розтріскування та вищу стійкість до термічної втоми [157]. Термовтомна поведінка інструментальної сталі H13 для гарячої обробки з біоміметичною негладкою поверхнею, обробленої лазерним плавленням поверхні, отримує значне покращення [158]. Після випробувань на термічну втому було виявлено виразну зміну мікроструктури негладкого блоку лазерним плавленням поверхні, тобто зерна негладкого блоку сталі стали явно укрупнюватися. Однак мікроструктура негладкого блоку лазерним плакуванням не знала суттєвих змін після випробувань на термічну втому. Метод випробувань на термічну втому якісно описано у роботі. Технологія лазерного поверхневого зміцнення

дала комбінацію більшого подовження до 3,6 %, ніж після лазерного плавлення – 0,97 %, з більшою межею плинності, тому вважалася кращим варіантом [159]. Встановлено, що при гарячому куванні термін служби матриці залежить від абразивного зношування та пластичної деформації та може бути значно скорочений через термічне розм'якшення поверхні матриці, спричинене температурою та тиском кування [160]. Пластичну деформацію та термічну втому зазвичай називають основними причинами пошкодження штампового інструменту, проте окисне та абразивне зношування, втомне розтріскування та відколи також впливають на вихід з ладу інструмента [161].

1.7 Використання сталей та сплавів для гарячого деформування кольорових металів

Для частин штампу, з визначеними механічними навантаженнями при слабкому розігріві до температури 300 °С використовують конструкційні сталі типу 30ХГС, 40ХН [162].

Прес-форми виготовляють із високохромистих сталей марок 2Х13, 3Х13, 4Х13 в якості заміни сталі 3Х2В8Ф при литті під тиском мідних сплавів [36]. Сталь 7Х3 (0,6-0,75 % С, 3,2-3,8 % Сг, інші елементи у звичайних межах), має більш високу зносостійкість внаслідок більшої кількості вуглецю, ніж в інших сталях, але вона значно поступається сталям типу 3Х2В8 та 5ХНМ по в'язкості та теплостійкості. Сталь 7Х3 застосовують для штампів, які працюють в умовах невисокого нагріву температур 400-500 °С [162].

Для штампів із складною гравюрою та формою, які не повинні отримувати деформації при гартуванні, найчастіше застосовують цементитну сталь 12ХН2А або 12Х2Н4А [69].

Сплав ЖС-6 зберігає за температури 600 °С приблизно 95 % своєї твердості, а сталь 3Х2В8Ф вже при 650 °С зменшує твердість на 40 %. Твердість сплава ЖС-6 при 800 °С приблизно дорівнює твердості сталі 3Х2В8Ф при 650 °С [163].

У сучасному виробництві штампового інструменту для гарячого пресування міді та мідних сплавів використовують сталі феритного класу марок 4Х5МФ1С та 3Х3М3Ф. Проте, такі сталі мають низький ресурс експлуатації. Для їх заміни у штамповому інструменті іноді використовують жароміцний нікелевий сплав Inconel 718 (аналог ХН45МВТЮБР, ГОСТ 5632) [164-171], що дає змогу використовувати потужні установки, в яких ресурс експлуатації прес-форм становить близько 100 тон. Такий сплав використовують на підприємствах Китаю, наприклад у корпорації Changzhou giyue machine Co., Ltd, Chine. Проте, жароміцні сплави є занадто дорогими для виготовлення штампового інструменту. Сплав Inconel 718 є високоміцним сплавом на основі Ni-Fe, який, як відомо, відчуває динамічну локалізацію зсуву під час механічної обробки (Komanduri and Schroeder, 1986) [171]. Його зазвичай використовують там, де потрібна комбінація міцності, при високій температурі та опорі втомі, в поєднанні з високою стійкістю до окислення. Завдяки наявності в його хімічному складі Nb, Al і Ti сплав 718 здатен до дисперсійного твердіння та може виготовлятися в різних умовах залежно від передбачуваного застосування. У стані відпалу тверді осадки сплаву переводяться в розчин, даючи матеріал з відносно низькою міцністю, але дуже високою пластичністю. Старіння призводить до виділення частинок γ' та γ'' фаз, які є перешкодою для руху дислокацій і можуть підвищити межу текучості матеріалу в 3–4 рази, але водночас різко знизити пластичність. Однак, незважаючи на широкий діапазон властивостей, досягнутих у сплаві Inconel 718, залишається одна проблема, на яку звертають мало уваги, це вплив мікроструктури на тенденцію до локалізації зсуву.

Для підвищення граничних температур експлуатації високонавантаженого пресового інструменту для гарячого деформування та збільшення його стійкості розроблено штамповий сплав на залізонікелевій основі зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням – голчастими частинками фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$, відносно рівновісними частинками γ' фази типу Ni_3Al і карбідами типу $M_{23}C_6$ та M_6C [172].

Доцільність використання аустенітних сталей з дисперсійним твердінням замість високотеплостійких серійних штампових сталей мартенситного класу обумовлена їх більшим опором знеміцненню при температурах експлуатації вище $700\text{ }^\circ\text{C}$ [173]. Це призводить до втрати їх працездатності внаслідок недостатньої високотемпературної міцності. Втрата працездатності серійних штампових сталей внаслідок розміцнення в області вказаних температур є принциповою, за рахунок втрати стійкості під час поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. У роботі [174] розглядається штампова сталь марки 3X13Г10АФН4М2, яка при експлуатації розігрівається до температур $750\text{--}850\text{ }^\circ\text{C}$ та може бути використана при виготовленні матриць для гарячого деформування різних виробів, наприклад фасонних профілів зі сталей, титанових сплавів та інших металевих матеріалів. Її термічна обробка складалась з гартування від температури $1200\text{ }^\circ\text{C}$ (час витримки - 2 години) з охолодженням в оліві та наступного старіння за температури $775\text{ }^\circ\text{C}$ напрутязі 6 годин. Дисперсійне твердіння сталі забезпечується такими фазоутворюючими елементами як вуглець, азот, ванадій, хром, молібден та алюміній, де поряд з карбідами та нітридами хрому і ванадію виділяються більш теплостійкі карбіди і нітриди молібдену та нітриди алюмінію. Саме це дозволяє підвищити рівень її високотемпературної міцності та плинності, де межа міцності (МПа) становить: 490 при температурі $750\text{ }^\circ\text{C}$, 440 при $800\text{ }^\circ\text{C}$, 360 при $850\text{ }^\circ\text{C}$, а межа плинності (МПа) становить: 440 при температурі $750\text{ }^\circ\text{C}$, 390- $800\text{ }^\circ\text{C}$, 310- $850\text{ }^\circ\text{C}$ при ударній в'язкості 720 кДж/м^2 .

В роботі [175] були виявлені суттєві переваги у високотемпературній (750 та 850 °С) міцності високоазотистих аустенітних хромомарганцевих сталей, легованих ванадієм та молібденом, порівняно з серійною високотеплостійкою штамповою сталлю марки 5Х3В3МФС (ДИ23).

Найбільші показники твердості та міцності відповідають дослідницькій сталі марки 60Х11Г16АФ2М2, що дозволяє рекомендувати її, як ефективний замітник штампових сталей, при вимогах підвищеного опору високотемпературному розміцненню інструменту. Ця сталь може бути найбільш перспективним заміником штампових сталей в умовах високих силових навантажень за температур експлуатації 750 °С та вище [175].

1.8 ШСГД у автомобільній промисловості

Враховуючи об'єми виробництва та важливість точного виготовлення деталей, розробка та дослідження ШСГД для автомобільної промисловості (АП) займають особливе місце. У роботах [176-181] були досліджені фундаментальні параметри сталей та їх продуктивність в АП. Такі ключові фактори, як швидкість нагрівання, температура аустенізації, час витримки та швидкість охолодження, є критично важливими для визначення механічних і мікроструктурних властивостей штампових сталей [176-178]. Під час гарячого деформування дуже важливо точно контролювати температуру аустенізації та час витримки для досягнення бажаних властивостей, враховуючи їх вплив на ступінь аустенізації. Крім того, на механічні властивості та поведінку руйнування сталей впливає попередній розмір зерна аустеніту, який також визначається температурою аустенізації та часом витримки [182].

Технологія гарячого деформування високоміцних алюмінієвих сплавів для їх застосування в автомобілях, залежить від використання штампових сталей з певними механічними властивостями [183]. Для гарячого

штампування зазвичай використовується бормарганцева сталь 22MnB5 [184, 185]. Це економічна низьковуглецева сталь, легована марганцем і бором, яка має феритно-перлітну структуру з розміром зерна >10 мкм. Загартування на місці після гарячого формування дає можливість отримувати деталі з межею плинності понад 1000 МПа та межею міцності при розриві ~ 1500 МПа [186-188]. Окрім традиційної штампової сталі марки 22MnB5, такі сталі, як 27MnCrB5, 28MnB5, 30MnB5, 33MnCrB5, 34MnB5, 37MnB4 і 38MnB5, виявилися придатними для процесу гарячого деформування в автомобільній промисловості. Такі сталі зазвичай називають борними (завдяки Mn-B) і позначають як AHSS. Вони мають межу плинності понад 770 МПа та межу міцності на розрив вище 1300 МПа із загальним відносним подовженням близько 6-8 % [184, 189]. Завдяки вищому еквівалентному вмісту вуглецю та додатковим елементам Mn та Cr, такі сталі зазвичай мають більшу міцність, ніж сталь 22MnB5. До підвищення міцності та твердості, Mn може знизити температуру аустенізації, а Cr може підвищити стійкість до корозії. Штампова сталь 20Mn2Cr для гарячого деформування з більшою пластичністю досягла межі міцності – 1513 МПа, межі плинності – 1190 МПа та відносного подовження – 12 % [190]. Інша сталь гарячого деформування була розроблена шляхом додавання Cr та Si для отримання ефекту пластичності, викликаного перетворенням через невелику частку залишкового аустеніту [191]. Сталь 22MnB5 мала межу міцності 1680 МПа та загальне подовження 9,2 %.

Штампові сталі для гарячого деформування чутливі до водневої крихкості [192-194]. Покращення досягаються додаванням таких елементів, як Nb, Ti [195], V [196], Mo та Ta [197]. Такі добавки збільшують міцність за рахунок подрібнення зерна основного аустеніту та зменшують ризик уповільненого руйнування через захоплення водню [198]. Штампова сталь для гарячого деформування типу PHS1500 IB була розроблена автомобільною компанією General Motors та бразильським постачальником

ніобію СВММ. Вона була мікролегована Nb та V, і має кращий баланс межі міцності на розрив та вигин, у порівнянні зі сталлю 22MnB5, а також має покращену стійкість до водневої крихкості [199]. Тривалий вплив високотемпературної атмосфери може призвести до окиснення та зневуглицювання на поверхні штампової сталі для гарячого деформування [200, 201]. Окалина, яка утворюється на поверхні сталі, також може погіршити теплообмін між матрицею та заготовкою, знижуючи продуктивність, а також спричиняючи сильніший знос інструментів [202]. Крім того, штампова сталь також піддається ризику корозії під час експлуатації. Зазвичай для вирішення цих проблем використовують покриття на основі Al. Покриття Al–Si більше 20 років є одним з найпоширеніших покриттів завдяки бар'єрному захисту, який забезпечує поверхневий шар Al_2O_3 . Мікроструктура покриття Al–Si складається з евтектики Al–Si разом із суцільним шаром інтерметалідних сполук Al–Fe–Si. Цей шар сплаву служить бар'єром для корозії та утворення окалини [203]. Деформованість покриття Al–Si нижча, ніж у підкладки, і при нижчих температурах у шарі Al–Si зазвичай утворюються тріщини [204]. Дослідники прагнуть розробляти сталі без покриття з **високою стійкістю до окиснення**. Так у General Motors розробили сталь без покриття з добавками Cr і Si, які забезпечують кращу здатність до загартування та захисту від окиснення. Цей тип сталі, відомий як сталь без покриття (CF-PHS), має межу міцності 1722 МПа та подовження 5,1 %.

Знос матриці при гарячому деформуванні є ще однією серйозною проблемою під час процесу формування. Останнім часом були проведені дослідження трибологічної поведінки матеріалів гарячого деформування, і були запропоновані різні методи та обладнання для вимірювання коефіцієнта тертя при високих температурах. Так [205], досліджували тертя між матрицею та заготовкою за допомогою спеціально розробленої машини для імітаційного тестування. Виявили, що мастило має значний вплив на

зменшення зносу матриці під час гарячого штампування. Для заготовок із покриттям Al–Si такі фактори, як температура, контактний тиск і морфологія покриття, також впливають на трибологічну поведінку [206-208]. Ефективне змащування при високих температурах має вирішальне значення для процесу гарячого деформування. Були запропоновані різні методи та інструменти для вимірювання тертя та вибору відповідних мастильних матеріалів. Крім ШСГД у АП досліджували саме **гаряче деформування**, яке являє собою динамічний процес, що включає високі температури, високі швидкості деформації та складні мікроструктурні зміни. Для прогнозування та аналізу поведінки пластичного потоку, пошкоджень, дифузії водню та теплопередачі в матеріалах під час гарячого деформування проводили моделювання [209]. Останні зусилля були зосереджені на різних аспектах, включаючи оптимізацію процесу [210], характеристику матеріалу [211], термічну поведінку [212], випробування формованості [213], покриття та мастильні матеріали [214], зварювання [215, 216] та моделювання [217] з використанням штампових сталей для низькотемпературного гарячого деформування алюмінієвого сплаву.

1.9 Сталі з РАПЕ

Матриці для гарячого деформування повинні мати високу міцність, головним чином у поверхневих шарах, частково на глибині до 5-10 мм. Пуансони та матриці для пресування практично не відчують значних ударних навантажень. Тому, немає потреби у високій прогартовуваності та підвищенні ударної в'язкості. Однак, сталі для протяжних та висадочних штампів повинні мати більш високий опір термічній втомі та високу міцність. Нагрів сталі в тонкому поверхневому шарі пуансона, особливо прошивного, досягає 800-850 °С, тобто температур вище критичної точки A_{c3} [90]. В результаті чого у сталі при кожному нагріві та охолодженні можуть

відбуватись фазові перетворення і спричинені ними об'ємні зміни, утворюючи так званий «розгар» у вигляді сітки тріщин на поверхні. Явище розгару, яке було вперше описане Д.К. Черновим у його відомому дослідженні стволів сталюї зброї, потім вивчалось багатьма дослідниками. Більш докладно воно вивчалось А.В. Турсуновим [69] при вивченні стійкості прошивних пуансонів, виготовлених із хромонікелевої сталі 5ХНМ, які швидко покривалися сіткою тріщин. Твердість поверхневого шару при цьому помітно зростала. Як показав мікроаналіз, сталь в такому шарі отримувала структуру мартенситу, хоча після термічної обробки (до експлуатації) вона мала структуру сорбіту. Таку зміну структури викликало те, що в процесі роботи пуансона тонкий поверхневий шар нагрівався вище критичної точки A_{c1} (можливо навіть вище точки A_{c3}) і при охолодженні після кожної прошивки підгартувався. В процесі експлуатації у поверхновому шарі виникали багаторазово фазові і термічні напруження. В той же час пуансони, виготовлені із конструкційних сталей 4ХС, 30ХГС, 35ХГС, мали значно меншу сітку тріщин, яку виявляли після довготривалої роботи, і мали в 1,5-2 рази більш високу стійкість, ніж пуансони, які були виготовлені із сталі 5ХНМ. Пояснювалося це тим, що сталі, леговані Cr та Si, мали більш високі температури критичних точок; температура нагрівання таких сталей в аналогічних умовах не досягала критичної точки A_{c3} і тому, не відбувались фазові перетворення. Температура A_{c1} для сталей 4ХС, 30ХГС та 35ХГС складала ~ 770 °С, а температура A_{c3} досягала приблизно 860 °С для сталі 4ХС і 880 °С для сталі 30ХГС. В той час, як критичні точки сталі 5ХНМ становили: 730 °С (A_{c1}) та 780 °С (A_{c3}). В умовах експлуатації тонкі (діаметром до 20 мм) та довгі пуансони (прошивні голки) відчують підвищені ударні навантаження, що викликають деформацію та зминання, а при виході із деформованого металу, тобто при оберненому ході, виникають значні розтягуючі напруження, що викликають утворення шийки та втрату вихідних розмірів та форми. Крім того, такі пуансони нагріваються

до більш високої температури і на велику глибину внаслідок невеликої маси. Для таких пуансонів необхідно вибрати сталь 3X2B8Ф, що має температуру евтектоїдного перетворення $A_{c1} \sim 830$ °С і стійкість при збереженні підвищених механічних властивостей при нагріванні. Для пуансонів, що працюють в складних умовах експлуатації, але мають більший діаметр, але менше відношення довжини до діаметру, застосовують сталь 4X8B2 [90].

Із легуючих елементів у сталі для молотових штампів практично у всіх країнах вводять хром, нікель та молібден. Оптимальне співвідношення таких елементів, як і у конструкційній сталі, забезпечує глибоку прогартовуваність, високі характеристики міцності, пластичності та в'язкості при кімнатній та підвищених температурах, особливо 400-450 °С [36]. Молібден, крім того, зменшує схильність сталі до відпускнуї крихкості. Наприклад, така сталь може служити заміном сталі марки 5ХНМ. Основною перевагою високонікелевих сталей в Німеччині вважалось [36] те, що до температур 400-450 °С у них відношення межі плинності до межі міцності було меншим, ніж у низьконікелевих, внаслідок чого вони мали властивість гасити напруження та менше розтріскувалися. Тому для збільшення стійкості штампів із низьконікелевих сталей, особливо додатково легованих ванадієм, рекомендували підвищити температуру їх попереднього підігріву. Ймовірно, що деяка перевага високонікелевих сталей зводилася до зменшення, за рахунок нікелю, схильності сталі до крихкого руйнування, і в цьому ж напрямку діяло підвищення температури попереднього підігріву. У зв'язку з цим необхідно підкреслити, що присутність в штампівій фігурі більшої кількості місць концентрації напружень підсилює можливість крихкого руйнування штампу, внаслідок чого в цьому випадку ще більше, ніж в інших конструкціях, необхідно також подбати про підвищення опору відриву в сталі.

Пресування труб із зливка або заготовки може відбуватись як на горизонтальному пресі, так і на вертикальному. Кольорові сплави,

що застосовуються при виробництві труб (мельхіор, МНЖМц30-0,8-1,0, БрОФ7-0,2, Д1, Д16, В95) мають високий опір деформації [163]. Були проведені спроби використання сталей легованих нікелем 27Х2НМФ, 30Х2МФН та 5Х2МНФ [30]. Сталь 5Х2МНФ має підвищену теплостійкість, а основне, зносостійкість, при 400-450 °С, через більшу кількість вуглецю. Вона поступається сталям 30Х2МФН та 27Х2НМФ у в'язкості і насамперед у великих перетинах; її ефективно можна використовувати для невеликих штампів гарячого деформування, а також для автомобільних клапанів.

При виготовленні труб із мідно-нікелевого сплаву МНЖ 5-1 в процесі експлуатації інструмент піддається циклічному температурно-силовому навантаженню [218]. Поверхня контакту розігрівається до 900-950 °С, а контактний тиск досягає 800-1000 МПа, тривалість контакту досягає 5-60 секунд, а всього циклу 1,0-2,5 хвилин (в залежності від пресованого сплаву та сортаменту виробу). В таких умовах більш ефективно використовувати жароміцні матеріали на залізо-нікелевій та нікелевій основах такі, як ХН62МВКЮ або ЖС6К. Тобто альтернативою для виготовлення штампового інструменту для гарячого деформування кольорових металів та сплавів є жароміцні сталі аустенітного класу. Однак, такі сталі мають ряд недоліків, які обмежують їх застосування: понижену теплопровідність та високий коефіцієнт термічного розширення. Їх застосування також обмежене через погіршену обробку різанням та високу вартість легуючих елементів.

Для виготовлення інструментів для гарячого пресування металів (матриці, голки, прес-шайби і т. д.) розроблено сплав на залізо-нікелевій основі ХН35В6ТЮ (ЕК39) [219] як ефективний замітник серійних високотеплостійких штампових сталей мартенситного класу типу 5Х3В3МФС (ДИ23). Сплав має ГЦК кристалічну ґратку основи і зміцнюється при дисперсійному твердінні частинками γ' - фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Зміцнення залізо-нікелевих сплавів забезпечується легуванням їх алюмінієм та титаном

[220]. Зміцнювальну термічну обробку пресових інструментів із сплаву рекомендовано виконувати за режимом: гартування 1150 °С, 2 години, олива + старіння 780 °С, 10 годин. Однак, незважаючи на більш високу працездатність, широке використання сплаву стримується порівняно гіршою, а відповідно і більш витратною, механічною обробкою різанням порівняно з серійними штамповими сталями. Це властиво для усіх сплавів з ГЦК кристалічною ґраткою внаслідок більшої схильності до наклепу, адгезії (схоплення), підвищеного нагріву та інших особливостей в зоні різання [221, 222]. Для кращої оброблюваності різанням заготовки із сплаву ХН35В6ТЮ (ЕК39) попередньо потрібно піддавати гартуванню [223]. Така термічна обробка, порівняно зі станом поставки, зменшує витрати на різальний інструмент майже в 15 разів і, відповідно, робить використання сплаву замість серійних штампових сталей більш економічно вигідним. Отримані результати можуть бути використані і для інших сплавів з ГЦК кристалічною ґраткою, що зміцнюються γ' - фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, оскільки погана оброблюваність різанням є загальною їх особливістю [223].

О.Д. Озерський та співробітники запропонували нові сталі з РАПЕ марки 4Х3Н5М3Ф, 5Х3Н5М3Ф2, 4Х2Н5М3К5Ф, які дисперсійно зміцнювалися в аустенітному стані. Ці сталі гарно зарекомендували себе для виготовлення інструментів, що експлуатувалися у важких температурно - силових умовах в області температур 700-800 °С [11].

Для гарячого пресування мідно-нікелевих сплавів використовують також сталь з РАПЕ [224], яка у процесі експлуатації за робочих температур вище критичної точки A_{c3} є більш стійкою у порівнянні зі сталями на феритній основі. Сталі з РАПЕ, відрізняються тим, що після гартування мають мартенситну структуру, але при роботі штампового інструменту за температур вище критичної точки A_{c3} , працюють в аустенітній області [11]. Додаткове введення легуючого елемента нікелю у сталь на феритній основі зумовило зниження критичних точок A_1 та A_3 [36, 125, 225-230]. У таких

сталях під час експлуатації за високих температур утворюється аустенітна структура і зберігаються високі службові властивості, але при використанні цих сталей для гарячого деформування кольорових металів не були розроблені технології виготовлення інструменту для роботи у конкретних термосилових умовах. Вибір сталі для матриць гарячого деформування мідних сплавів розглядався раніше О.Д. Озерським. Ним було досягнуто істотне підвищення стійкості матриць у процесі експлуатації за температур 900 °С [231-236]. Було встановлено, що під дією високих температур та певного навантаження (тиску) при кожному циклі пресування мідного сплаву, відбувається пластична деформація поверхневого шару інструменту. Накопичення такої деформації не зміцнює міцність штампової сталі з ОЦК граткою, але може зміцнювати сталі з ГЦК граткою [33, 225]. Тобто, у процесі гарячого деформування, штампів сталі в аустенітному стані повинні мати підвищену термічну стійкість. Такі сталі повинні мати підвищену термічну стабільність переохолодженого аустеніту при короткочасному охолодженні інструменту до 300-400 °С. Проте, ряд практичних робіт встановив незадовільну обробку різанням заготовок для виготовлення матриць після проведення відпалу сталі. Під час проведення термічної обробки в процесі перекристалізації (повний відпал), отримують структуру з пластинчатим перлітом, розмір зерна якого відповідає 1 – 2 балам (згідно до ГОСТ 5950–73), а карбіди $M_{23}C_6$, M_6C та MC становлять в середньому 10 % за об'ємом [11]. В подальшому після механічної обробки заготовки та виготовлення штампового інструменту проводилось термічне зміцнення (гартування та відпуск). Після гартування сталі на мартенситну структуру наряду з цементитом (Fe_3C) утворювалися карбіди типу M_6C та MC . Відпуск штампів сталей для гарячого деформування проводять для підвищення вторинної твердості, під час відпуску утворюються карбідні фази типу MC та M_2C . Відпускають штампів сталі для гарячого деформування на твердість 45-50 HRC, а для прес-форм лиття під тиском кольорових сплавів – твердість

від 40 до 45 HRC. Для підвищення ударної в'язкості проводять повторний відпуск, вибираючи температуру на 30-40 °С нижче першого відпуску [35]. Одержання заготовок із сталі з РАПЕ за традиційною технологією лиття [231-237] є енергоємним і включає: повний відпал за температури 860 °С з охолодженням до 350-300 °С та наступний нагрів до температури 680 °С з охолодженням до 400 °С та кування заготовок за температури вище 1100 °С з коефіцієнтом укову 4-6. Крім того, технологічний процес виготовлення інструменту, при якому проведено відпуск та кування є достатньо енергоємний та потребує значних витрат енергоресурсів.

Було встановлено, що дефекти в макроструктурі сталі, а саме, вклинення міді у сталевий виріб, сприяють утворенню мікротріщин. Тобто відбувається процес знеміцнення сталі, який супроводжується коагуляцією карбідної складової. Відомо [11, 30, 33, 125], що присутність Cr у сталі утруднює утворення стабільних карбідів $(Fe, V)C$ або $(Fe, Mo)_2C$ і, розширює концентраційну область, в якій існує карбід $(Fe, Cr)_{23}C_6$. Найшвидше у процесі відпуску гартованої сталі коагулює карбід типу $M_{23}C_6$, за рахунок цього і відбувається крихкість другого роду (обернена). Крихкість другого роду (обернена) сталі полягає в тому, що знижується відносне видовження та відносне звуження під певним температурно-силовим навантаженням за рахунок сфероїдизації та коагуляції карбідної складової [36, 238]. Встановлено, що підвищення жаростійкості сталі на основі системи Fe–Cr–Ni–Mo забезпечують введенням до її складу таких карбідоутворюючих компонентів, як V, Ti, Nb, вони підвищують опір повзучості через дифузійні механізми пластичності [125]. Це досягається за рахунок збільшення міцності міжатомного зв'язку та зміною будови атомного порядку на межах зерен металу. Нікель найбільш надійно та сильно знижує критичну температуру крихкості (збільшує рух дислокацій для зниження напружень на межах зерен) і, сприяє збереженню пластичності сталі при статичному навантаженні до критичної температури A_1 . Крім того,

додаткове введення нікелю у сталь на феритній основі зумовлює зниження критичних точок A_1 та A_3 [30, 36, 225]. При розширенні області існування γ -Fe модифікації у сталі у вихідному стані і при нагріванні її до температур, за якими відбувається $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, зберігається аустенітна структура впродовж усього періоду високотемпературної експлуатації штампового інструменту. Нікель при концентрації до 5 % у штампових сталях з РАПЕ не впливає на схильність до зміцнення, а хром знижує температуру розчинення в аустеніті спеціальних карбідів (наприклад M_6C), а також підвищує стійкість переохолодженого аустеніту у перлітній області [236].

Існує певна кількість легуючих елементів, перевищення якої не доцільне. Заміна легуючого елемента Mn на Ni може сприяти росту зерна та збільшенню відпускнуї крихкості сталі, що робить недоцільним використання сталей системи Fe–Cr–Ni–Mo для штампового інструменту [30]. Відомо, що легування сталі з РАПЕ Mn (6X3Г6МФ3) та значною кількістю таких елементів, як молібден (більше 5 %) та нікель (більше 5 %) для сталей з РАПЕ 3X3Н9М4В4Ф, 3X3Н8М7Ф, 5X3Н7М8Ф [239] не бажане тому, що суттєво погіршує фізико-механічні властивості в експлуатаційному інтервалі температур. Німецькі вчені показали [33], що в сталях з системою легування Fe–Cr–Ni–Mo більше 5 % молібдену не бажане. На 1 % Mo вводиться додатково 1,7 % Ni [240] оскільки у штампову сталь необхідно ввести 4,8-5,2 % Ni, то при такому співвідношенні необхідно вести 2,8-3,0 % Mo. При збільшенні кількості вуглецю (на 0,2-0,4 %) у складі сталі [125] бажано збільшити молібден до 4 % для того, щоб одержати більше карбідної складової типу M_6C . Меншу схильність до коагуляції мають карбіди типу M_6C та MC . Підвищення температури гартування сталі призводить до двох протилежних процесів, з одного боку дозволяє розчинити більше карбідної фази типу $M_{23}C_6$, після цього у процесі відпуску утворюються інші типи карбідної складової, які менше всього коагулюють та підвищують вторинну

твердість, а з другого боку спричинює процес рекристалізації, при якому збільшується розмір зерна і понижується міцність. В роботі [241] було скориговано штампову сталь 3X3H8M7Ф для високих температур експлуатації (вище 700 °С) з РАПЕ для реалізації її зміцнення за механізмом дисперсійного твердіння (старіння). В результаті зміни в сталі вмісту Mn, Ni та C визначено, що потрібним умовам задовільняє сталь 4X3H3Г6M7Ф. Таке зміцнення відбувається за рахунок виділення при старінні дисперсних частинок фази Лавеса типу Fe_2Mo та карбід типу VC. За досягнутими характеристиками високотемпературної (700-900 °С) міцності сталь 4X3H3Г6M7Ф вдвічі перевищує високотеплостійку штампову сталь 5X3B3MФC (ДИ23) і не поступається жароміцному сплаву ХН35ВТЮ (ЭИ787). Це забезпечує можливість ефективного використання її замість серійних теплостійких штампових сталей мартенситного класу при температурах експлуатації вище 700 °С.

Позитивною особливістю фази Лавеса є її висока термічна стабільність сталі, яка на 100-150 °С вище, ніж γ' -фази $Ni_3(Al, Ti)$ [242]. Частинки фази Лавеса виділяються у вигляді стрижнів довжиною близько 500 нм, товщиною 100 нм. Такі стрижні зазвичай утворюють перехрестя, що слугують ефективними перешкодами (пастками) при ковзанні дислокацій. Це, поряд з високою термічною стабільністю, підвищує опір високотемпературній пластичній деформації стопів і робить їх ефективними заміниками теплостійких штампових сталей в умовах нагрівання поверхневих шарів інструмента до особливо високих температур (вище 850 °С). Досить цікавим є те, що в процесі експлуатації в поверхневих шарах такого інструмента відбувається подрібнення і збільшення кількості частинок фази Лавеса. В результаті відбувається не тільки зростання твердості, але і покращення пластичності в робочій зоні сталі, що суттєво підвищує працездатність інструмента. Ще більш ефективним є використання комплексного інтерметаліднокарбідного зміцнення, коли відповідне легування забезпечує

утворення при старінні комплексу фаз: фази Лавеса, γ' -фази і карбідів типу $M_{23}C_6$ та M_6C . Внесок в зміцнення відбувається згідно індивідуальним температурним інтервалам вказаних фаз. Важливо, що попереднє виділення карбіду $M_{23}C_6$ сприяє зростанню кількості та дисперсності частинок фази Лавеса, що підсилює ефект дисперсійного твердіння і, відповідно, опір знеміцненню таких сталей при експлуатації. Для реалізації дисперсійного твердіння нових штампових сталей з РАПЕ необхідно забезпечити переважно аустенітну структуру після гартування, щоб уникнути $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення при нагріванні до температури старіння [243]. Після гартування сталей 39X3H3Г6M7Ф та 41X3H3Г5M7Ф їх структура переважно аустенітна, а в процесі наступного старіння з пересиченого твердого розчину аустеніту виділяються зміцнювальні фази з великою термічною стійкістю, а саме карбіди ванадію і молібдену та інтерметалідна фаза Лавеса типу Fe_2Mo і в результаті наступних випробувань було з'ясовано, що найбільший приріст міцності спостерігався після старіння за температури 725 °С з витримкою 2 години. Але, у роботі не вказано за якою температурою старіння відбувається знеміцнення сталі [239, 241-248]. Крім того, введення мангану в досліджену сталь вимагає встановлення інтервалів температур існування необерненої та оберненої відпускнуї крихкості.

Зміцнювальні фази для штампових сталей з РАПЕ повинні задовільняти наступним вимогам: розчинятись в аустеніті при невисокій температурі; забезпечувати дисперсійне зміцнення; мати підвищену стійкість проти коагуляції при експлуатації інструменту. Такі вимоги задовільняють карбіди та карбонітриди ванадію, а також фази Лавеса Fe_2Mo та Fe_2W [236, 249, 250].

Одним із технологічних прийомів, що дозволяють підвищити температуру рекристалізації сталі є введення азоту разом з карбідоутворюючими компонентами [251]. Карбонітриди у сталі підвищують межу міцності та межу пластичності і не впливають на зниження ударної

в'язкості [226, 252-257], а також створюють передумови для зменшення зернистої структури. Карбонітридні фазові включення перешкоджають росту зерна. Утворення карбонітридної фази спричиняє зменшення швидкості росту зерен та підвищує температуру рекристалізації і, таким чином, дає змогу підвищити температуру гартування сталі, та розчинити значно більшу частину карбідних фаз типу $M_{23}C_6$, які швидко коагулюють у процесі відпуску. Сформована в процесі відпуску сталі складна полігональна субструктура є стійкою проти теплового зниження міцності в умовах гарячої деформації і сприяє гальмуванню початкових етапів розвитку рекристалізації, оскільки процес полігонізації є конкуруючим з процесом рекристалізації [9, 14].

В роботах Н.В. Лебедевої [237, 254-259] було проведено дослідно - промислове випробування штампового інструменту із сталі з РАПЕ марки 4Х2Н5М2АФ2 легованої азотом у кількості 0,036-0,040 % за мас. для гарячого деформування бронзи марки БрАЖН10-4-4 при температурах експлуатації до 900 °С. Використана сталь у порівнянні із сталлю 3Х2В8Ф мала стійкість в 5 разів більшу, а у порівнянні із сталлю з РАПЕ марки 4Х2Н5М3К5Ф ресурс експлуатації був вищий у 1,5 рази. Проте, мікролегування азотом сталі дає неоднозначний результат. Так, наприклад, мікролегування азотом та легування ванадієм до 2 % за мас. у хімічний склад сталі РАПЕ 4Х2Н5М2АФ2 є не доцільним, оскільки сталь буде мати підвищену обернену крихкість. При мікролегуванні азотом (0,07-0,08 % за масою) і ванадію в кількості 1,7-1,8 % сталі Р2АМ5 були занижені показники механічних властивостей у порівнянні з базовою сталлю Р6М5. І тому, при додатковому мікролегуванні азотом (0,07-0,08 % за масою) та введенні додаткового елемента ніобію, в сталь Р2АМ5Ф3СБ утворювалась карбонітридна фаза, що сприяло підвищенню її механічних властивостей [260, 261]. Практика на виробництві в корпорації "Tiangong International Co, Lt", Danyang City, Chine, показала, що мікролегування азотом сталі у великих

об'ємах виплавки, масою більше 1,5 тон, за технологією електрошлакового кокільного лиття при розливі розплав є не можливим. Мікролегування сталі азотом можна досягти лише при невеликих об'ємах виплавки, масою розплав до 50 кг в лабораторних умовах, як це було показано у роботах [237, 260-263]. Підвищення властивостей інструментальних сталей із застосуванням особливостей економного легування є актуальною проблемою, оскільки дозволяє забезпечити покращення показників експлуатаційних характеристик при зменшенні витрат. З огляду на це перспективним є використання азоту, як легувального елемента, ефективність чого встановлена переважно для нержавіючих конструкційних та швидкорізальних сталей [260-266]. Існують також повідомлення щодо позитивних результатів такого легування штампових сталей для гарячого деформування [267-269]. Однак, сукупність отриманих результатів в роботі [270] дозволяє дійти висновку щодо недоцільності мікролегування азотом штампової сталі високої теплостійкості марки 5Х3В3МФС (ДИ-23) у кількостях 0,11-0,20 %. Причиною відсутності позитивного впливу азоту на експлуатаційні характеристики сталі 5Х3В3МФС (ДИ23) є утворення в структурі крупних частинок первинних нітридів та карбонітридів ванадію.

В роботі [271] було досліджено поведінку під час гарячої деформації нової штампової сталі з РАПЕ (системи Si-Cr-Ni-Mn-V-Ti-Nb) в інтервалі температур 450-750 °С, але виникає питання до авторів, щодо температурного інтервалу необерненої та оберненої крихкості при відпуску дослідженої сталі. Оскільки цей феномен впливає на ресурс експлуатації інструменту з дослідженої сталі при гарячому деформуванні міді та алюмінієвого сплаву.

При використанні інструменту з деформованої сталі з РАПЕ 4Х2Н5М3К5Ф (ЭП 930) проводилось гаряче деформування міді та латуні марки Л63, при температурах експлуатації експлуатації 700-750 °С [236, 237]. Так в роботі [239] визначені критичні точки сталі з РАПЕ 4Х2Н5М3К5Ф

(ЭП930), які становлять $A_{c1} = 615$ °С, $A_{c3} = 830$ °С, а в роботі [237] для сталі 4Х2Н5М2АФ2 – $A_{c1} = 615$ °С та $A_{c3} = 735$ °С. Температура експлуатації може перевищувати 615 °С при використанні матриць для гарячого деформування міді та особливо з латуні і в процесі роботи інструмент може вийти з ладу. Також необхідно зазначити, що при гарячому деформуванні кольорових металів в області температур нижче критичної точки A_1 литі сталі з РАПЕ не досліджувались. Також слід відмітити, що для сталей з РАПЕ не застосовували оптимізацію режимів термічної обробки, що включають відпал, гартування та відпуск. В роботах [233, 237, 272, 273] було показано, що матриці зі сталей з РАПЕ після кінцевої механічної обробки нагрівали до температури 930-950 °С, витримували до 10-15 хв, а потім охолоджували на повітрі до 350-400 °С, а потім встановлювали на прес і проводили пресування зливків. Таким чином, сталі з РАПЕ для гарячого деформування кольорових металів при високих значеннях температур при розігріві та одночасному впливі значних силових навантажень на матрицях мають певні вимоги для їх виготовлення:

- високу теплостійкість, тобто не піддаватися сильному знеміцненню при нагріванні до службових температур нижче критичної точки A_1 ;
- збереження робочих розмірів інструмента, тобто мати стійкість проти гарячого зносу при експлуатації вище критичної точки A_3 ;
- проводити кінцеву термічну обробку (гартування та відпуск) матриць і лише після цього проводити нагрів інструменту до температур 350-400 °С з наступним гарячим деформуванням зливків із сплаву.

Крім того, технологічний процес виготовлення інструменту, при якому проведено відпуск та кування є достатньо енергоємний та потребує значних витрат енергоресурсів.

1.10 Висновки, визначення мети та завдань дослідження

Проведений огляд вітчизняних та зарубіжних робіт, присвячених штамповим сталям для гарячого деформування кольорових металів та сплавів, показує, що на сьогодні реальними завданнями в інструментальному виробництві є підвищення експлуатаційних властивостей штампових сталей з метою більш повного задоволення потреб машинобудування та металообробки. Таким чином, можна сформулювати наступні висновки.

1. Матриці для гарячого пресування профілів витримують важкі температурно-силові умови експлуатації, це пов'язано з тим, що їх матеріал практично безперервно контактує з розігрітим деформованим металом. За цих умов штампові сталі навіть високої теплостійкості мають низькі експлуатаційні характеристики, тому що, як правило, температура експлуатації інструменту перевищує температуру порогу теплостійкості цієї групи сталей.

2. Основні характеристики сталей для виготовлення штампів та матриць для гарячого деформування кольорових металів та сплавів можна розділити на дві основні групи: фізико-механічні – твердість, пластичні характеристики, мікрогеометрія (впливає на умови тертя); експлуатаційні – теплостійкість, зносостійкість, опір розгару тощо.

3. Існуюча загально-прийнята (стандартна) класифікація ШСГД за теплостійкістю включає три групи: помірної теплостійкості та підвищеної в'язкості; підвищеної теплостійкості та в'язкості; високої теплостійкості. До цих основних груп Л.О. Позняком було додано підгрупу аустенітних жароміцних сталей та сплавів, а також підгрупу сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ).

4. Стандартна класифікація штампових сталей для гарячого деформування за теплостійкістю не дозволяє вибрати сталі для деформування мідно-нікелевих сплавів та бронз, температура деформування

яких повинна бути вищою за 900-950 °С. Сталі аустенітного класу, які витримують таку температуру.

5. Вибір раціонального складу штампових сталей залежить від групи сталей, яку використовують для виготовлення матриць: так для ШСГД високої теплостійкості підбирають елементи, які крім формування високих експлуатаційних властивостей знижують критичні температурні точки A_{C1} та A_{C3} , навпаки для сталей з РАПЕ хімічні елементи підбираються таким чином, щоб крім високих експлуатаційних властивостей забезпечити зниження точок A_{C1} та A_{C3} .

6. Показано, що найвигіднішим варіантом у цьому випадку є сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації (РАПЕ). У ранніх роботах, завдяки математичній обробці експериментальних даних при дослідженні сталей з РАПЕ, встановлено, що вимоги, які до них пред'являються, можуть бути забезпечені наступним вмістом таких хімічних елементів (мас. %): С – 0,2-0,5; Si – 0,4-0,8; Mn – 0,3-0,6; Cr – 1,9-2,4; Ni – 5,0-9,0; Mo – 1,7-3,5; V – 0,3-0,4; Co – 5,1-6,0. У наступних роботах, присвячених цим сталям, інтервал легуючих елементів та їх склад був розширений, зокрема проводили мікролегування азотом до 0,04 % та було збільшено кількість мангану до 6 %.

7. Завдяки проведенню великої кількості досліджень, присвячених сталям з РАПЕ, були сформульовані основні вимоги до структури сталі:

- забезпечення механізму регулювання аустенітного перетворення відбувається через легування нікелем, який розчиняючись в залізі, знижує температуру поліморфного перетворення та розширює температурний інтервал існування γ -Fe, що дає змогу зберегти аустенітну структуру впродовж усього періоду високотемпературної експлуатації інструменту;

- стійкість інструменту для гарячого деформування та її структура залежить від таких факторів: форми та маси деталей, умов деформування,

фізико-хімічних і теплофізичних властивостей, хімічного складу і температури нагріву деформованого металу, наявності і товщини окалини.

8. Найбільш поширений технологічний процес остаточної термічної обробки інструменту зі сталі для гарячого деформування складається з гартування та відпуску. Велика різноманітність умов роботи такого інструменту зумовлює не тільки застосування різного хімічного складу сталей, а й необхідність отримувати в кожному конкретному випадку оптимальне для даних умов поєднання властивостей за рахунок правильного вибору режимів термічної обробки і утворені відповідної структури. При цьому, залежно від призначення інструменту, можливий вибір різних температур нагрівання під гартування, середовищ гартування і способів охолодження та температур відпуску. Режими гартування та відпуску не універсальні, а їх слід визначати диференційовано і відповідно до умов роботи інструменту.

9. Показано, що збільшення теплостійкості сталі залежить від структури, яка забезпечує підвищення температури гартування для розчинення карбідних фаз на основі хрому ($M_{23}C_6$). При цьому при високому відпуску сталі не виділяються карбідні фази, які можуть знеміцнювати сталь при коагуляції. Твердість, що визначена за методикою оцінки теплостійкості запропонованої Л.О. Позняком для штампових сталей в основному повинна становити 40 HRC, але для матриць, які працюють у важких температурно - силових умовах – від 45 до 50 HRC після відпуску, що відповідає трооститній структурі. Це основна необхідна умова для експлуатації штампових сталей у вигляді матриць для гарячого деформування міді та алюмінієвих сплавів.

10. Однією з основних причин виходу з ладу матриць для гарячого формування кольорових металів та сплавів є розвиток процесів термомеханічної втоми, що призводить до утворення решітки розгарних тріщин. Це погіршує поверхню заготовок, ускладнює їх видалення з матриці, полегшує зношування матриці та крихке руйнування. Під час роботи

поверхневі шари матриці піддаються впливу суттєвої робочої напруги, яка деформує заготовку, і втомної теплової напруги, викликані чергуванням нагрівання та охолодження. Передчасний вихід з ладу інструменту може бути пов'язаний з помилками в конструкції, неправильною термічною обробкою, дефектами матеріалу, тощо.

11. Для підвищення продуктивності інструменту гарячого формування та форм для лиття під тиском використовують сучасні види хіміко-термічної обробки і нанесення покриттів (хромування, алітування, борування, іонна карбонітрація та ін.), що значно підвищують експлуатаційні властивості інструменту, при цьому необхідно враховувати, що після зносу або пошкодження цього покриття починається катастрофічний знос інструменту.

Виходячи із викладеного вище, можна сформулювати основну мету даної дисертаційної роботи, яка полягає в тому, щоб розробити технологію одержання штампових сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації з урахуванням досліджень структуроутворення при литті, термодформаційній та механічній обробках і кінцевій термічній обробці, для підвищення механічних та експлуатаційних властивостей інструменту та дослідити фазово-структурний стан при гарячому деформуванні кольорових металів та сплавів в широкому інтервалі робочих температур, а саме вище критичної точки A_{c3} та нижче A_{c1} .

Для досягнення зазначеної мети в роботі необхідно вирішити наступні задачі дослідження.

1. Розробити технологічний процес одержання ШСГД з РАПЕ, який буде менш енергоємним та трудомістким, у порівнянні з існуючими технологічними процесами.

2. Дослідити формування структури комплекснолегованих сталей 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 під час лиття та термічної обробки.

3. Розробити режим термічної обробки сталі з РАПЕ для полегшення чорнової механічної обробки заготовок при виготовленні інструменту.

4. Розробити режими остаточної термічної обробки для підвищення теплостійкості досліджених сталей.

5. Провести цикл випробувань розроблених сталей у важких умовах температурно-силового навантаження, а саме при роботі матриць для гарячого деформування за температур 900-950 °С мідно-нікелевих сплавів та гарячого деформування міді за температур нижче 650 °С.

6. Дослідити формування структури та властивостей деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 для виготовлення крупногабаритних деталей та провести її випробування при гарячому деформуванні міді.

7. Встановити причини та температурний інтервал виникнення оберненої та необерненої відпускної крихкості сталей та забезпечити їх відсутність в експлуатаційному інтервалі температур.

8. Оцінити перспективи застосування литої штампової сталі 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву в процесі експлуатації нижче критичної точки A_{c1} .

2 ВИБІР МАТЕРІАЛІВ ТА МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ

2.1 Вибір матеріалу для дослідження

Аналіз огляду робіт, присвячених розробці та дослідженню ШСГД, дає можливість аргументовано зробити висновок, що в сталях, з яких виготовляють матриці для гарячого деформування кольорових металів та сплавів на основі міді та нікелю, при нагріванні до температури експлуатації не повинні відбуватись поліморфні перетворення. Сталі феритного класу мають низьку теплостійкість. Такі властивості мають сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації (РАПЕ). До складу сталей з РАПЕ входять такі легуючі елементи, як Cr, Ni, Mo, V, Mn, Si, C, а іноді до складу входить також Co.

За базову сталь при проведенні досліджень було обрано ШСГД з РАПЕ марки 4X3H5M3Ф [11] за хімічним складом (мас., %): C – 0,45; Si – 0,45; Mn – 0,60; Cr – 2,75; Ni – 4,9; Mo – 2,9.

Для зменшення собівартості сталі при виплавці шихти було прийняте рішення використовувати лігатуру та відходи штампових сталей, що накопичуються на підприємствах, які використовують матриці та прес-форми базових сталей феритного класу марок 4X5MФ1С та 3X3M3Ф. Було проведено розрахунки процентного та хімічного складу лігатур для дошихтовки цих базових сталей при їх виплавці.

В результаті плавок в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України (ІПМ НАНУ) (рис. 2.1 а – в) були одержані зливки (лігатури) масою 25 кг (рис. 2.1 г). У таблицях (табл. 2.1, табл. 2.2) наведений розрахунок лігатур системи Fe–Ni–Mo–V–Mn для дошихтовки базових сталей марок 4X5MФ1С та 3X3M3Ф. Хімічний склад лігатури мароки 4X5MФ1С (табл. 2.3), також ваговий склад шихти

(лігатури) марки 4Х5МФ1С та 3Х3М3Ф представлено у таблицях 2.4, 2.5, що виплавляли в індукційній печі (рис. 2.1 а, б) та розливали в кокілі (рис. 2.1 в) з отриманням зливок (рис. 2.1 г). Враховуючи кількість легуючих компонентів у виплавленій лігатурі та хімічний склад базових сталей, отримуємо наступний хімічний склад сталей, які були виплавлені та використовувались у подальшому дослідженні (табл. 2.3).

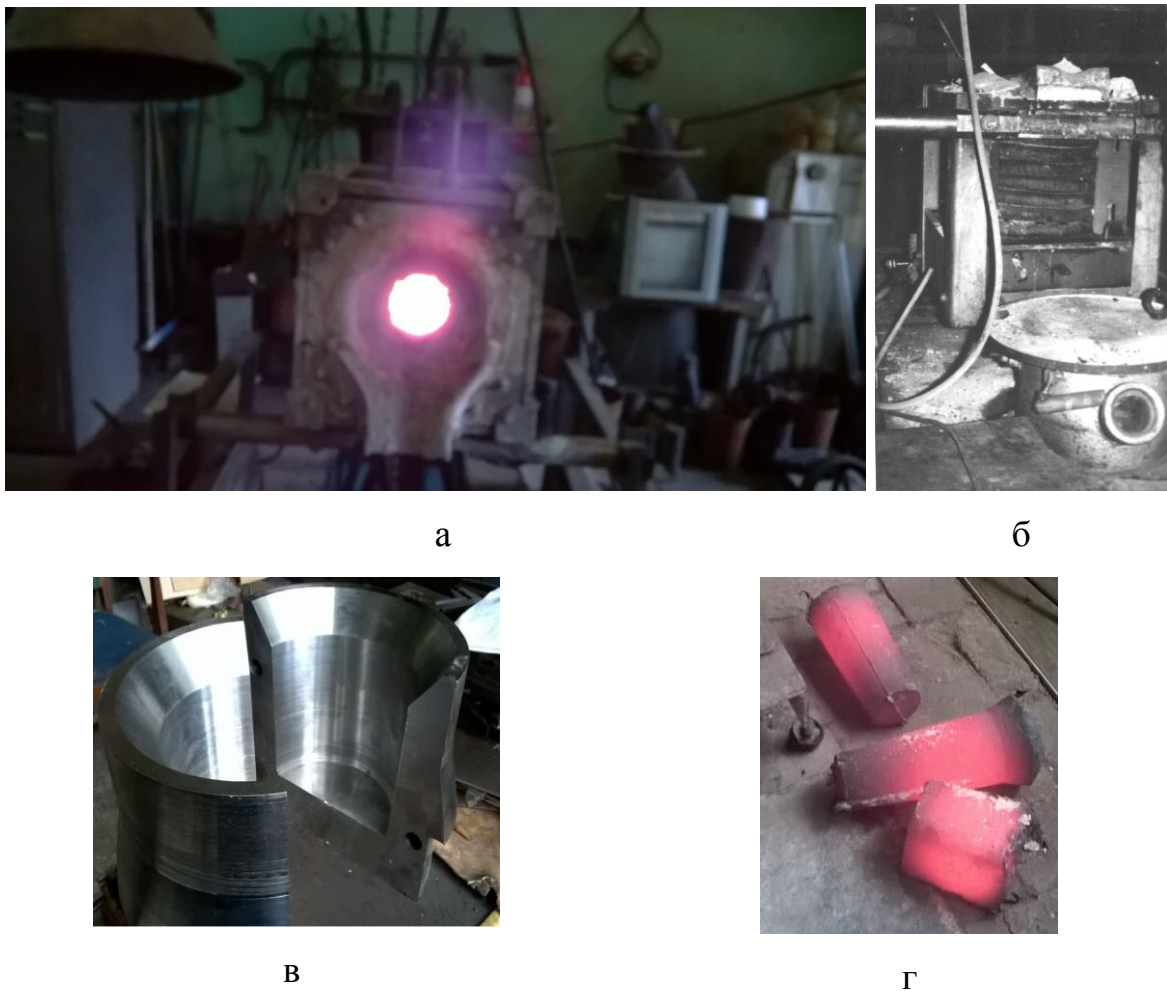


Рисунок 2.1 – Обладнання, на якому були одержанні зливки лігатури системи Fe–Ni–Mo–V–Mn та самі зливки. а, б – індукційна піч; в – розбірний стальний кокіль; г – одержані зливки (лігатура)

Таблиця 2.1

Розрахунок лігатури системи Fe-Ni-Mo-V-Mn для введення у базу
сталі марки 4X5MФ1С (% за масою)

Шихта (компоненти), кг									
Компоненти шихти	Маса, кг (%)	C	Ni	Mo	V	Mn	Cr	Si	Fe
Лігатура									
Ni (Н-1)	3,85		3,85						
FeMo (60 % Mo)	2,60			1,53					1,07
FeV (45 % V)	3,30				1,50				1,80
Mn (96 % Mn)	0,17					0,16			
Чавун (3,8 % C)	5,20	0,20							5,00
Армко-Fe	9,80								9,80
Загальна маса	24,92	0,20	3,85	1,53	1,50	0,16	-	0,69	17,67
Базовий матеріал									
Сталь 4X5MФС	100 %	0,40	0,20	1,30	0,50	0,40	5,00	0,80	91,40
	~ 75 кг	0,30	0,15	0,97	0,37	0,30	3,75	0,60	68,5
Лігатура та базовий матеріал									
Загальна маса	100 кг	0,51	5,70	3,17	1,77	0,42	3,75	0,62	84,04

Таблиця 2.2

Розрахунок лігатури системи Fe-Ni-Mo-V-Mn для введення у базу
сталь марки 3Х3М3Ф (% за масою)

Шихта (компоненти), кг									
Компоненти шихти	Маса, кг (%)	C	Ni	Mo	V	Mn	Cr	Si	Fe
Лігатура									
Cr (мет.)	0,80						0,80		
Ni (Н-1)	5,70		5,70						
FeMo (60 % Mo)	1,83			1,10					0,73
FeV (45 % V)	2,90				1,31				1,59
Mn (96 % Mn)	0,20					0,19			
Чавун (3,8 % C)	7,20	0,275							6,92
Армко-Fe	6,37								6,37
Загальна маса	25,00	0,275	5,70	1,10	1,31	0,18	0,80	0,02	15
Базовий матеріал									
Сталь 3Х3М3Ф	100 %	0,30	-	2,80	0,52	0,30	3,00	0,30	92,78
	~ 75 кг	0,225	-	2,10	0,39	0,225	2,25	0,22	69,50
Лігатура та базовий матеріал									
Загальна маса	100 кг	0,50*	5,70	3,20	1,70	0,40	3,00	0,40	85,07

Примітка* – 0,43 % C після вигорання вуглецю

Таблиця 2.3

Хімічний склад лігатури системи Fe-Ni-Mo-V-Mn (% за масою) для сталі марки 4X5MФ1С

Вміст елементів (мас., %)								
C	Ni	Mo	V	Mn	Si	P	S	Fe
0,87	22,2	7,90	6,00	0,80	0,10	0,02	0,01	62,09

Таблиця 2.4

Ваговий склад шихти (лігатура системи Fe-Ni-Mo-V-Mn) для сталі марки 4X5MФ1С

Ni (H-1)	FeMo (60 % Mo)	FeV (45 % V)	Mn (96 % Mn)	Чавун (3,8 % C)	Армко – Fe	Загальна маса, кг
22,20	14,6	11,2	0,4	22,2	29,4	100

Таблиця 2.5

Ваговий склад шихти (лігатура системи Fe-Ni-Mo-V-Mn) для сталі марки 3X3M3Ф

Ni (H-1)	FeMo (60 % Mo)	FeV (45 % V)	Mn (96 % Mn)	Чавун (3,8 % C)	Cr (мет.)	Армко – Fe	Загальна маса, кг
22,80	7,30	11,60	0,80	28,80	0,80	27,90	100

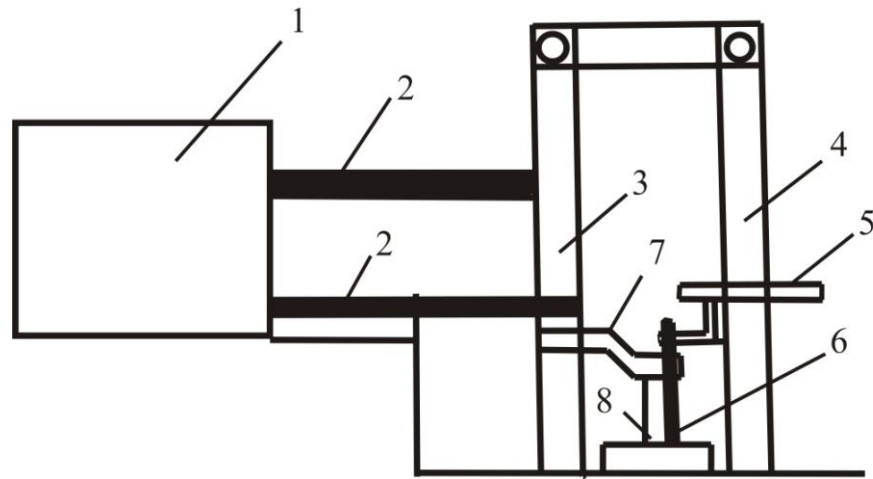
Таблиця 2.6

Хімічний склад виплавлених досліджуваних сталей

Марка сталі	Вміст елементів (мас., %)								
	C	Cr	Ni	Mo	V	Si	Mn	P	S
4X3H5M3Ф	0,40	2,90	5,20	2,50	1,35	0,35	0,45	0,023	0,003
4X4H5M4Ф2	0,45	3,90	5,10	3,75	1,75	0,10	0,24	0,004	0,005

2.2 Технологія виплавки досліджених штампових сталей

Виплавку дослідних сталей з РАПЕ проводили на сучасному ливарному виробництві електрошлаковим кокельним литтям. Схема типової установки зображена на рис. 2.2 а. Технологія одержання сталей відноситься до процесу відкритої плавки, де відбувається реакція обміну між атмосферою печі, шлаком та сталлю [274-276]. Установка електрошлакового переплаву живиться однофазним електричним струмом. У процесі роботи печі електрод плавиться. Кристалізатор складається з мідного піддону, силових кабелів, а також труб, що охолоджуються технологічною водою. Система газоочищення та електричні системи розміщені в іншому приміщенні цеху. Під час контролю за газоочищенням проводиться безперервне вимірювання температури, тиску та кількості димових газів. Керування роботою установки здійснюється з центрального пульта. На установку робочий струм подається з трансформатора потужністю до 5000 кВА, який підключений до мережі з тиристорним керуванням до 30 кВ. Для зниження індуктивних втрат використовують струм низької частоти (0-10 Гц). Вихід годного металу електрошлаковим переплавом складає більше 90 %. Для виготовлення дослідно-промислової партії штампового інструменту гарячого пресування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1 використовували установку електрошлакового переплаву ПАТ “Рівненський науково-дослідний інститут технології машинобудування”, (м. Рівне, Україна), рис. 2.2 б. За один цикл установка може забезпечити продуктивність чотирьох зливок зі сталі 4Х3Н5М3Ф. Для проведення дослідно-промислового випробування штампового інструменту зі сталі 4Х3Н5М3Ф гарячого пресування міді марки М1 були одержані зливки масою 100 кг, розміром Ø 170 мм та довжиною 700 мм сталі 4Х3Н5М3Ф на установці електрошлакового кокельного лиття на підприємстві “Спецлитъ” (м. Дніпро, Україна), зображено на рисунку (рис. 2.2 в, г).



а



б

Рисунок 2.2 – Обладнання для одержання зливків з ЕШКЛ зі сталі 4ХЗН5МЗФ. а – схема обладнання ЕШКЛ [274]: 1 – низькочастотне джерело живлення, 2 – силові кабелі, 3 – колона кристалізатора, 4 – колона електротримача, 5 – електротримач, 6 – електрод, 7 – кристалізатор, 8 – заготовка (зливкок); б – установка ЕШКЛ для одержання чотирьох зливків масою 15 кг кожний; в – установка ЕШКЛ; г – зливкок сталі з масою 100 кг



В



Г

Рисунок 2.2 – Продовження

2.3 Послідовність операції по шихтуванню, компоненти та технологія виплавки дослідженої штампової сталі

В Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України були одержані зливки (лігатури) (рис. 2.1 г) для дошихтовки базової сталі марки 3Х3М3Ф та виплавки ЕШКЛ в ПАТ “Рівненський науково - дослідний інститут технології машинобудування”, (м. Рівне, Україна).

Для забезпечення оптимальних властивостей сталі, що досліджувалася, необхідно обмежити вміст фосфору та сірки на рівні 0,02 % за масою. Для промивальної плавки проводили переплав власних відходів марок сталей, що не відрізнялися по хімічному складу від тої, що досліджувалася. Як шихту при виплавці дослідної сталі, застосовували брукт сталі марки 3Х3М3Ф або 4Х5МФ1С електролітичний нікель Н1 за ГОСТ 849–70 і ферохром марок ФХ006 за ГОСТ 4757-79, металевий манган марки Мн 1 за ГОСТ 6008–75. Силікокальцій марки СК30 за ГОСТ 4762–71.

Усі шихтові матеріали підбиралися з мінімально можливим вмістом сірки та фосфору. Усі вихідні шихтові компоненти для плавки (брухт сталі, нікель, хром, манган, флюси та розкислювачі) були ретельно прокалені (за виключенням нікелю) та зважені. Вапно застосовували тільки свіжообпалене.

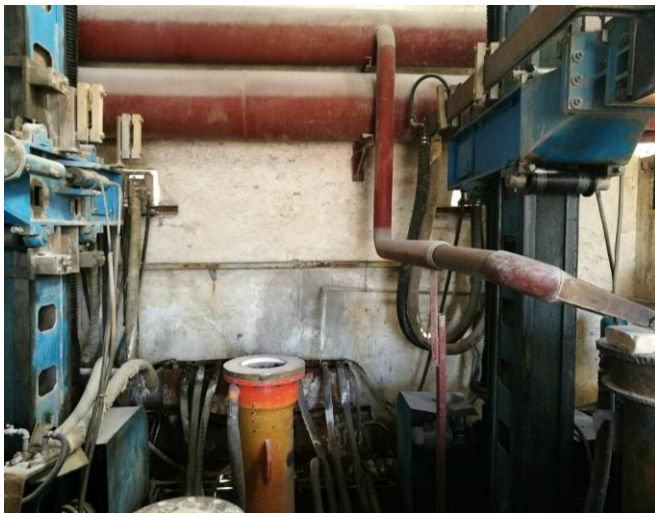
При виплавці використовували шматковий та порошкоподібний силікокальцій. Шихтовку сталі проводили на середній межі за вмістом нікелю. Шихтовку за вмістом феромолібдену проводили з урахуванням його вмісту угару 20 % за масою. При виплавці, спочатку в завалку, завантажували брухт зі сталі 3X3M3Ф або 4X5MФ1С, нікель, хром та чавун. Далі додавали необхідну кількість шлакоутворюючих (за масою, г/кг): вапна – від 10 г/кг до 18 г/кг, плавикового шпату – від 9 г/кг до 10 г/кг або флюсу марки АНФ – від 6 г/кг до 20 г/кг. Температуру металу піднімали до 1550-1600 °С. Потім після повного розплавлення шихти додавали манган 0,2-0,5 г/кг. Далі вводили ферованадій та феромолібден. Після їх засвоєння проводили ретельне розкислювання шлаку молотим силікокальцієм. Шлак був сформований та подальшу присадку шлакоутворюючих в печі упродовж відновлювального періоду не проводили.

Задовільна пластичність металу забезпечувалася за допомогою обробки металу силікокальцієм. Загальна витрата порошку силікокальцію становила 9-12 г/кг. Для отримання кремнію у складі сталі в необхідних межах застосовували порошок або шматковий феросиліцій марки ФС-75.

Для остаточного розкислювання у печі, додавали шматковий первинний алюміній у кількості 0,8-1,2 г/кг. Температура металу у печі перед випуском становила 1550 °С. Тривалість рафінування не перевищувала 20 хв.

2.4 Технологія виплавки дослідженої сталі 4X4H5M4Ф2

При виконанні роботи ряд досліджуваних сталей були виготовлені зливки високої якості масою 300 кг, діаметром \varnothing 180-220 мм, виготовлені в корпорації “Tiangong International Co, Lt” (Danyang City, Chine). Загальна маса злиwkів, одержаних електрошлаковим кокільним литтям (ЕШКЛ*) за одну плавку становила 3 тонни. Обладнання для одержання злиwkів з ЕШКЛ* зі сталі 4X4H5M4Ф2 показано на рисунку (рис. 2.3 а – д).



а



б



в



г

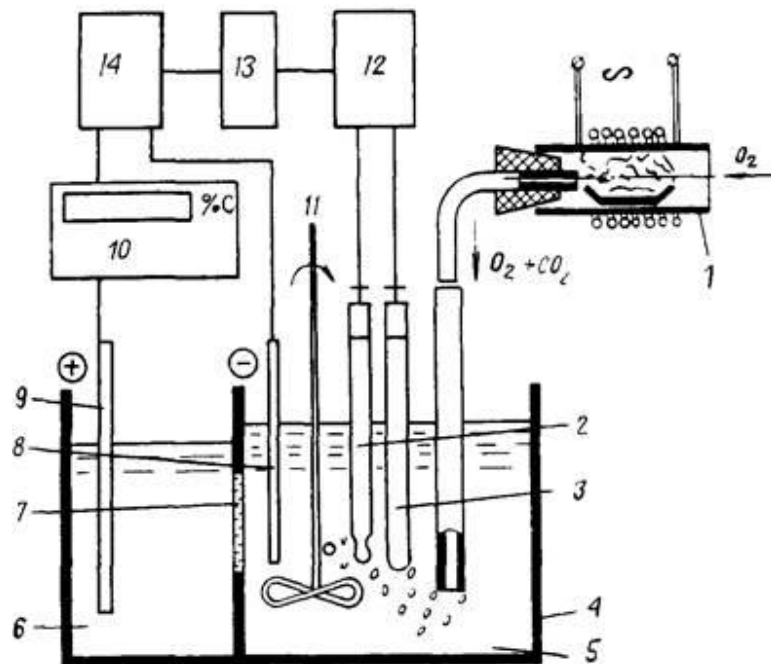
Рисунок 2.3 – Обладнання для ЕШКЛ* у корпорації “Tiangong International Co., Lt” (Danyang City, Chine) для одержання злиwkів зі сталі. а – установки ЕШКЛ*; б – кокіль; в – злиwk у контейнері; г – злиwk (маса 300 кг, \varnothing 180-220 мм та довжиною 1100 мм)

2.5 Метод відбору проб

Метод відбору проб для сталі проводили за ГОСТ 7565-81. Для хімічного аналізу був відібраний зразок масою 0,3 кг, а для спектрального аналізу – 0,06 кг.

Для відбору проб у вигляді стружки застосовували свердла з кутом різальних кромок 120° з швидкорізальної сталі або твердого сплаву діаметром \varnothing 10-20 мм. Для запобігання окисненню стружки свердління проводили на низькій швидкості. Стружку відбирали у середній частині проби. Товщина стружки була не більше 0,4 мм. Хімічний склад сталі визначали методом спектрального аналізу [277-279].

Прилади для визначення хімічного складу у сталі представлені на рисунку (рис. 2.4 а – в). Були застосовані експрес-аналізatori вуглецю АН 7560М та АН 7529М (рис. 2.4 а, б) та стаціонарний спектрометр для хімічного аналізу проби металу SPECTROMAX LMX07 (рис. 2.4 в).



а

Рисунок 2.4 – Продовження



б



в

Рисунок 2.4 – Прилади для визначення хімічного складу сталей, які досліджували. а – схема експрес-аналізатора проб сталей на вуглець: 1 – труб-часта піч, 2 – електрод, 3 – допоміжний електрод, 4 – електролітична комірка, 5 – насичений розчин, 6 – допоміжний розчин, 7 – проникна для струму перегородка, 8 – катод, 9 – анод, 10 – інтегратор струму як перерахунковий та індикаторний пристрій, 11 – перемішувач, 12 – високоомний підсилювач рН-метру, 13 – перетворювач "U→Гц", 14 – стабілізатор струму; б – експрес - аналізатори вуглецю АН 7560М та АН 7529М; в – стаціонарний спектрометр для хімічного аналізу проби металу SPECTROMAX LMX07

2.5.1 Метод визначення вмісту вуглецю у сталі

Вміст вуглецю у сталі визначали за допомогою експрес-аналізаторів АН 7560М та АН 7529М з кулонометричними комірками титрування CO_2 у потоці кисню (рис. 2.4 б). Принципова схема роботи аналізатора АН 7560М представлена на рис. 2.4 а. Визначення загального вмісту вуглецю проводили за методом ізотермічної окиснювальної екстракції у потоці газу – реагенту - носію кисню. Аналізатор визначав вміст вуглецю за методом автоматичного титрування за величиною рН. Наважку зразка розміщували у мулітосилікатній човник. Окислювальна екстракція відбувалася у трубчастій

печі 1 (рис. 2.4 а) в потоці, очищеного від домішок кисню. Діоксид вуглецю CO_2 , що містився у зразку подавався потоком кисню до електролітичної комірки датчика 4 і поглинався в ній розчином 5 (рис. 2.4 а). Підкислення призводило до зміни електрорушійної сили електролітичної комірки 2, 3 і вихідної напруги високоомного підсилювача рН-метру 12, яке потім перетворювачем 13 конвертувалося в імпульси напруги з тривалістю, що пропорційна значенням цієї напруги (рис. 2.4 а). Імпульси напруги стабілізатором струму 14 перетворювалися в імпульси струму, що протікали по ділянці ланцюга: анод 9 – допоміжний розчин; 6 – струмопроникна целюлозна перегородка; 7 – поглинаючий розчин; 5 – катод 8, викликали відновлення іонів водню на катоді, поглинали, нейтралізуючи при цьому кислоту, що утворювалася при розчиненні вуглекислого газу. Кількість електрики, яка була потрібна для нейтралізації, фіксувалася обчислювальним та індикаторним пристроєм 10, що був відградуваний за вмістом вуглецю (% за мас.). Новоутворена комплексна сіль – гексаціаноферит трицинку і дикалію випадає в осад. Очищення CO_2 від солетворних домішок оксидів азоту відбувалось за допомогою поглинаючого розчину, до складу якого входила концентрована сульфатна кислота та триоксид хрому [280].

2.5.2 Визначення хімічного складу сталі методом спектрального аналізу

Хімічний склад сталі визначали за допомогою стаціонарного спектрометра для аналізу металу SPECTROMAX LMX07 (Німеччина) зображеного на рисунку (рис. 2.4 в) та за допомогою спектрографа, на якому застосовували спосіб збудженого спектра за рахунок проходження низьковольтної іскри [277]. Метод визначення кількості Cr, Ni, Mo, V, Mn, Si за спектральним аналізом проводили за ГОСТ 22536.13–77. Завдяки потужному розряду, що сильно руйнував поверхню електродів, виникала

можливість отримати спектр для аналізу. Кількість визначеного елемента у пробі, що аналізували, зважували на аналітичних вагах з похибкою не більше 0,0002 г. Використовували градування графіка, на осі абсцис якого, записували кількість визначеного елемента у відсотках, а на осі ординат – оптичну щільність розчину розфарбованого комплексного з'єднання. Метод порівняння оптичної щільності проби з оптичною щільністю стандартного розчину визначеного елемента або розчину стандартного зразка, близького до складу проби, що аналізують, градуванні графіки, побудовані по стандартним розчинам, обов'язково перевіряли, використовуючи 1-2 стандартних зразка. Кількість елементів при хімічному аналізі визначали по трьох паралельних вимірюваннях, повторюючи кожне вимірювання тричі або двох паралельних визначеннях, також повторюючи кожне вимірювання тричі, за умови, що розходження при аналізі не перевищувало допустимих розходжень наведених у відповідному стандарті. Одночасно в цих умовах аналізували стандартний зразок, хімічний склад якого відповідав пробі, при цьому кількість елементів, що контролювалася для стандартного зразка та проби, що аналізували, не повинна розходитись більше ніж у два рази. Середній результат аналізу стандартного зразка не повинен відрізнятись від результату, вказаного у свідоцтві, більше ніж на половину максимальної величини допустимих розходжень для трьох паралельних визначень. Середнє арифметичне значення результатів для трьох визначень при спектральному аналізі приймалося як кінцевий результат. Максимальне розходження між результатами визначень не повинне перевищувати допустимого, даного інтервалу концентрацій елемента, що визначається, вказаного у відповідному стандарті на методи аналізу. При цьому допустимі розходження виражені у відсотках та розраховані при імовірності $p = 0,95$, що одержаний результат попадає в обмежений довірчий інтервал.

2.6 Дослідження та аналіз структур і властивостей матеріалу

2.6.1 Металографічний аналіз

Металографічний аналіз зразків сталі, що досліджували, проводили на базі металографічної лабораторії відділу 10 в ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України та філіалу ІПМ НАН України у Центрі Ningbo IPMS research and technology center Co., Ltd. (Ninghai city, Ningbo province, China).

Виготовлення шліфів проводили за допомогою приладів: Dincer XQ-2B (рис. 2.5 а, г), Dincer MP-2 (рис. 2.5 б, г) та Dincer P-2 (рис. 2.5 в, г).



а



б



в



г



г



д

Рисунок 2.5 – Лабораторія для виготовлення шліфів та мікрошліфів у Центрі Ningbo IPMS research and technology center Co., Ltd. (Ninghai city, Ningbo province, China). а – прилад Dincer XQ-2B для виготовлення шліфів; б – прилад для шліфування шліфів Dincer MP-2; в – прилад для полірування шліфів Dincer P-2; г – устаткування для виготовлення шліфів; г – хімічна лабораторія для травлення шліфів; д – витяжна шафа для кислот та травлення шліфів

Шліфування та полірування шліфів проводили з використанням абразивних матеріалів різної зернистості. Полірування шліфів проводили алмазною пастою різної зернистості згідно за ГОСТ 25593–83. Досліджували мікрошліфи сталі після травлення травником наступного складу: 4,0 або 10 % розчин азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою та без добавки пікринової кислоти, за методикою за ГОСТ 10243–75 та відповідно до методики, описаної [5] у хімічній лабораторії Центру Ningbo IPMS research and technology center Co., Ltd. (Ninghai city, Ningbo province, China), показані на рисунку (рис. 2.5 г, д) з використанням витяжної шафи (рис. 2.5 д).

Величину зерна та співвідношення кількості фаз визначали лінійним металографічним аналізом за методикою [281, 282] та ГОСТ 5639–82 з використанням світлового металографічного мікроскопу МІМ-10 (рис. 2.6). Спостереження та фотографування мікроструктури сталі проводили на оптичному металографічному мікроскопі фірми Achua technology Co., Ltd, при збільшенні у 100, 200 та 400 разів у світлому полі при прямому освітленні.

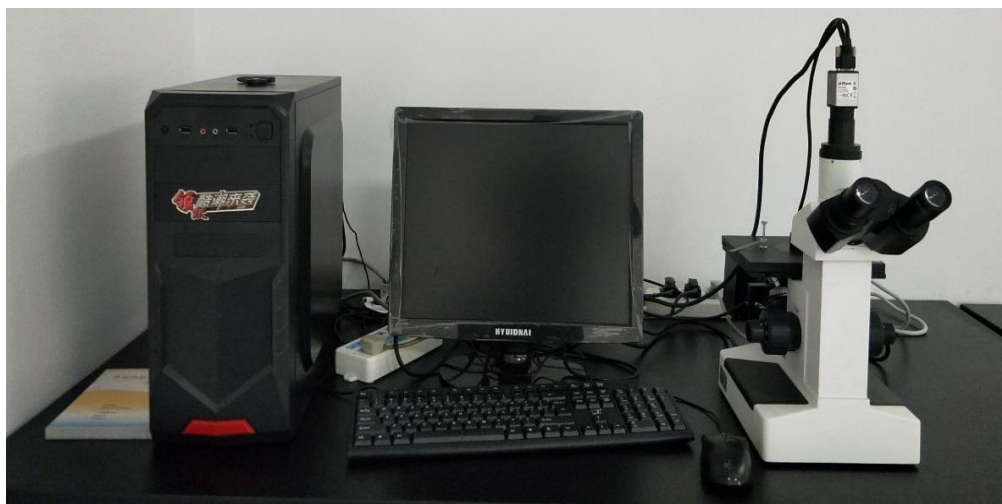


Рисунок 2.6 – Прилад для дослідження структури сталей. Оптичний металографічний мікроскоп фірми Achua technology Co., Ltd

Для ідентифікації структурних складових штампової сталі визначали їх мікротвердість на травлених шліфах. Визначення мікротвердості проводили за допомогою мікротвердоміру ПМТ-3 за ГОСТ 9450-76, а також мікротвердість досліджували за допомогою цифрової напівавтоматичної системи випробувань мікротвердості EM-4500L (на основі мікротвердоміра МН-5L), зображеної на рис. 2.7. Спостереження та фотографування мікроструктури сталі з відбитками алмазного конуса проводили при збільшенні у 500 разів. Всі вимірювання проводили за однакових умов за кімнатної температури. Навантаження на алмазну пірамідку становило 10, 50 та 200 грамів. Час витримки під навантаженням – 5 секунд (ПМТ-3) та 11 секунд (EM-4500L).

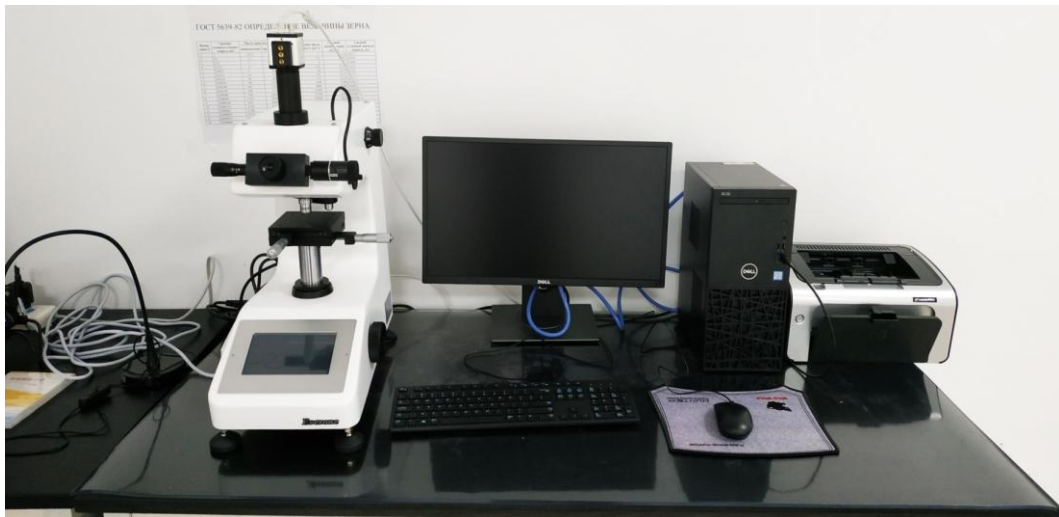


Рисунок 2.7 – Прилад для дослідження структури та властивостей сталей. Цифрова напівавтоматична система випробувань мікротвердості EM-4500L (на основі мікротвердоміра МН-5L)

Величину мікротвердості визначали як середнє арифметичне 9 вимірювань. Величину мікротвердості кожного окремого вимірювання розраховували за формулою (2.1) [283, 284].

$$HV = 1854,43 P/d^2, \text{ де:} \quad (2.1)$$

P – навантаження на індентор, Н;

d – діагональ відбитка, мкм.

2.6.2 Електронна мікроскопія

Дослідження мікроструктури та визначення мікрохімічної неоднорідності розподілення легуючих елементів по тілу зерна та міжзеренних межах зразків визначали за допомогою локального енергодисперсійного спектрального аналізу на приставці до скануючого електронного мікроскопу Jeol Superprob – 733 (Японія). Для отримання більш чіткого зображення структурних складових сталі, а саме зерен та карбідної фази, використовували як пряме електронне зображення (SEI) – secondary electrons image (вторинні електрони), так і електронне зображення, отримане у режимах BSE – backscattered electrons (зворотньовідбиті електрони). Поверхня зразків була досліджена за допомогою скануючої електронної мікроскопії на приладі VEGA3 (компанія Tescan, Словенія), а локальний хімічний аналіз був проведений з використанням методу енергодисперсійної спектроскопії з використанням детектора XFlash 610 M (Bruker), рис. 2.8.

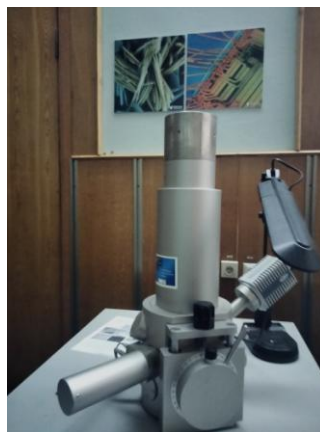


Рисунок 2.8 – Прилад VEGA3 та детектор XFlash 610 M (Bruker)

2.6.3 X-променевий фазовий аналіз

При виготовленні шліфів для X-променевого фазового аналізу (ХПФА) застосовували лише операцію шліфування, так як полірування поверхні зразка могло призвести до зміни фазового складу досліджуваних поверхневих шарів матеріалу.

Для отримання дифракційних картин використовували модернізований X-променевий дифрактометр ДРОН-3, оснащений комп'ютерною системою запису дифрактограм і X-променевою трубкою з мідним анодом.

У процесі досліджень були отримані як повні дифракційні картини в діапазоні кутів $2\Theta = 20-130^\circ$ з кроком сканування $0,05$ градусів, так і дифрактограми окремих дифракційних піків з більш високою точністю запису. Для застосовуваного $\text{Cu-K}\alpha$ випромінювання використовували ХПФА. При якісному і кількісному ХПФА використовували програму "Match". Дані по інтенсивності і центру тяжіння піків дифрактограм були отримані в результаті апроксимації піків функцією Гаусса і Войта. Стандартні дані ХПФА були отримані з бази даних «PDF-2». Також для рентгенівських досліджень використали дифрактометр ДРОН-3, за допомогою якого дифрактограми знімали в $\text{CoK}\alpha$ - випромінюванні в діапазоні кутів $30-130^\circ$, з обертанням зразка навколо осі. Крок сканування $0,05^\circ$, експозиція 2 с. Обробляли дифрактограми з використанням комп'ютерної програми PowderCell [285, 286]. Енергія $\text{CoK}\alpha$ - випромінювання близька до краю поглинання феруму, як основи досліджуваного металу, тому аномальну дисперсію на дифрактограмах коригували за допомогою програми PowderCell. При цьому враховували також розраховані області когерентного розсіювання (ОКР) та дисторсій (ϵ) за формулою (2.2).

$$\frac{2\pi \sin^2 \theta}{\lambda} = \frac{2\pi \sin^2 \theta}{\lambda} \left(\frac{1}{d} + \epsilon \right) \quad (2.2)$$

, де:

FWHM – повна ширина рефлексів на дифрактограмах на рівні половин їх висоти (full width at half maximum, FWHM);

K – стала, яка дорівнює приблизно одиниці;

λ – довжина хвилі;

θ_0 – позиція максимуму піка.

Високо-температурний ХПФА сталі проводили при нагріванні від кімнатної температури до 850 °С за допомогою установки ДРОН–УМ1 у монохроматичному $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні. Як монохроматор використовували монокристал графіту, який встановлений на дифрагованому пучку. Високотемпературні X-променеві дослідження зразків виконували з використанням приставки УВД–2000 в атмосфері гелію. Під час зйомок дифрактограм за високих температурах об'єм приставки продували гелієм із надлишковим тиском 20 кПа. При повнопрофільному аналізі дифракційних картин проводили врахування текстури у зразках з використанням моделі March-Dollase. Поправку в інтенсивності будь-якого максимуму hkl у цій моделі здійснювали введенням ефективного множника повторюваності M_{hkl} за формулою (2.3).

$$M_{hkl} = \frac{1}{\tau} \frac{1 + \cos^2 2\varphi}{2} \quad (2.3)$$

, де:

τ – уточнюваний коефіцієнт текстури;

m – кристалографічний множник повторюваності даного сімейства еквівалентних площин $\{hkl\}$;

φ – найменше значення кута до даної площини (hkl) і заданим вектором текстури.

За відсутності текстури $\tau = 1$, при $0 < \tau < 1$ значення $M_{hkl} > 1$ та інтенсивність максимуму hkl стає більшою у порівнянні з не текстурованим зразком, а при $\tau > 1$ значення $M_{hkl} < 1$.

2.7 Визначення питомого електричного опору

Питомий електричний опір вимірювали за допомогою двоканального цифрового електричного вимірювального чотирьохзондового тестера ST2263 (рис. 2.9). На приладі питомий електричний опір визначали на поверхні зразка як одиницю виміру – Ом·мм²/м. Висота зразка становила від 2,5 до 5,0 мм. Відстань між електродами при вимірюванні становила приблизно 5 мм.

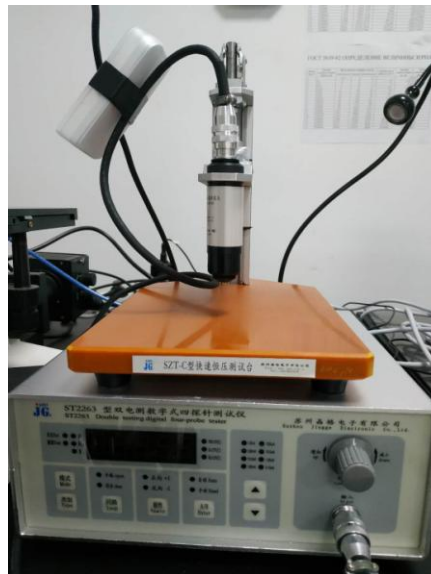


Рисунок 2.9 – Прилад для дослідження питомого електричного опору сталей

Питомий електричний опір металу визначається як за хімічним складом, так і за структурним станом [287]. Утворення твердих розчинів пов'язане з різким зростанням питомого опору та впливає на всі фактори, які

призводять до спотворення електричного поля атомної ґратки металу, наприклад, наклеп, підвищення температури, тощо. Навпаки, утворення упорядкованих твердих розчинів, розпад твердих розчинів і всі інші явища, що призводять до полегшення перенесення електронів у ґратках металу, зумовлюють зростання провідності. Встановлення цих закономірностей дало можливість використовувати метод вимірювання електроопору для визначення фазового стану та вивчення внутрішніх перетворень, що відбуваються у сплавах у певних умовах. Методи, що застосовуються для вимірювання опору, визначаються величиною вимірюваного опору.

2.8 Дилатометричний аналіз

Визначення критичних точок A_{c1} та A_{c3} для штампової сталі марки 4ХЗН5М3Ф проводили на високочутливому катковому оптичному дилатометрі, розробленому в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, який діє за принциповою схемою, показаною на рис. 2.10 та за методикою описаною у [288, 289].

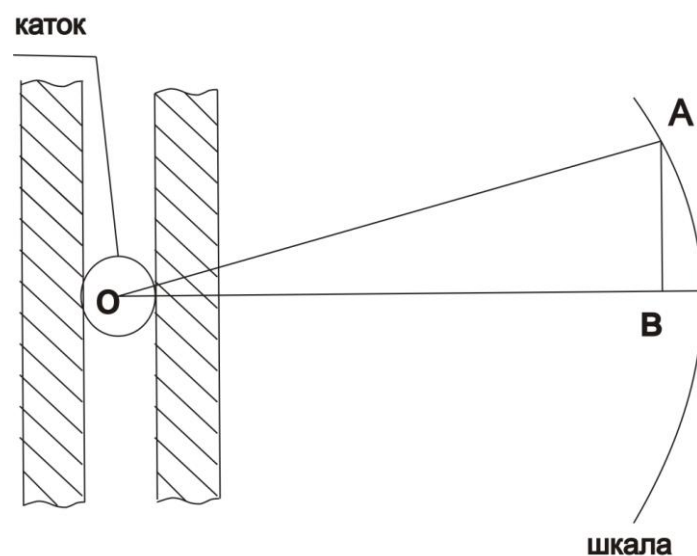


Рисунок 2.10 – Принципова схема проведення дилатометричного аналізу для визначення критичних точок сталі

Для визначення критичних температур дилатометричні дані представляють у вигляді залежності зміни лінійного розміру зразка від температури [287, 290, 291]. При нагріванні сталі до критичної температурної точки A_{c1} розширення відбувається рівномірно, може підпорядковуватись рівнянню за формулою 2.4. При досягненні цієї критичної температурної точки починається процес утворення аустеніту, що пов'язаний із зменшенням об'єму. Оскільки ефект алотропічного перетворення перевищує збільшення об'єму зразка, викликаного термічним розширенням, до закінчення перетворення довжина зразка зменшується. Коли утворення твердого розчину закінчується, подальше нагрівання знову призводить до розширення сталі, але температурний коефіцієнт у цьому випадку буде інший, що відповідає аустенітному стану за формулою 2.5.

$$\Delta L = \alpha_1 (L_2 - L_1), \quad (2.4)$$

$$\Delta L = \alpha_1 (L_4 - L_3) \quad (2.5)$$

ΔL – перетворення довжини зразка;

α_1 – коефіцієнт лінійного розширення;

$L_2 - L_1$ – зміна температури;

$L_4 - L_3$ – зміна температури

При охолодженні дослідженої сталі з області температур, що знаходяться вище верхньої критичної точки, процеси відбуваються у зворотньому порядку, але внаслідок термічного гістерезу перетворення, що реєструється збільшенням об'єму між точками A_{r3} і A_{r1} , буде зсунуто в бік нижчих температур. Отримані при нагріванні та охолодженні перегини кривої при зміні довжини зразка, показують температури критичних точок

(критичних інтервалів перетворення) A_{c1} , A_{c3} , A_{r3} та A_{r1} досліджуваної сталі (рис. 2.11).

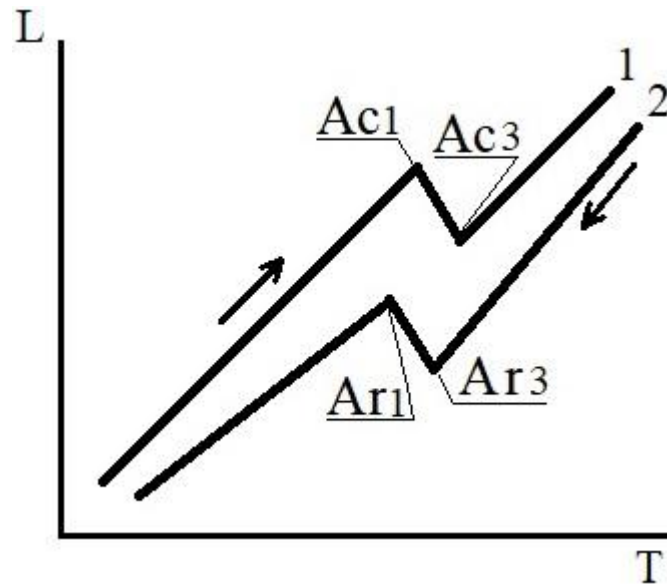


Рисунок 2.11. Зміна довжини сталого зразка при нагріві та охолодженні. 1 – нагрів; 2 – охолодження; L – лінійне розширення; T – температура; A_{c1} , A_{c3} , A_{r3} , A_{r1} – температури критичних точок

2.9 Термодинамічне моделювання фази

Побудувати діаграму рівноважного стану для багатокомпонентної системи, якою є ШСГД, неможливо, але за допомогою методу розрахунку фазових діаграм CALPHAD (calculation of phase diagrams) можна побудувати прогнозну діаграму. Для цього збирається вся експериментальна інформація про фазові рівноваги в системі та вся термодинамічна інформація, яка представлена у вигляді пакетів, зокрема для сталей [292, 293]. Потім термодинамічні властивості кожної фази описуються математичною моделлю, що містить регульовані параметри. Параметри оцінюються шляхом оптимізації відповідності моделі всій інформації, також залучаючи

співіснуючі фази. Після цього можна перерахувати фазову діаграму, а також термодинамічні властивості всіх фаз.

2.10 Визначення межі міцності та межі плинності сталі та методика випробувань на одновісне стиснення при нагріву

Границю міцності та границю плинності, відносно видовження та відносно звуження визначали за стандартною методикою випробування на розтяг за ГОСТ 1497–84 на універсальній машині GNT50, яка зображена на рисунку (рис. 2.11). Зразки для випробувань на розтяг (рис. 2.12) за кімнатної температури були виготовлені за ГОСТ 1497–84 (ISO 6892–84) «Металлы. Методы испытаний на растяжение».

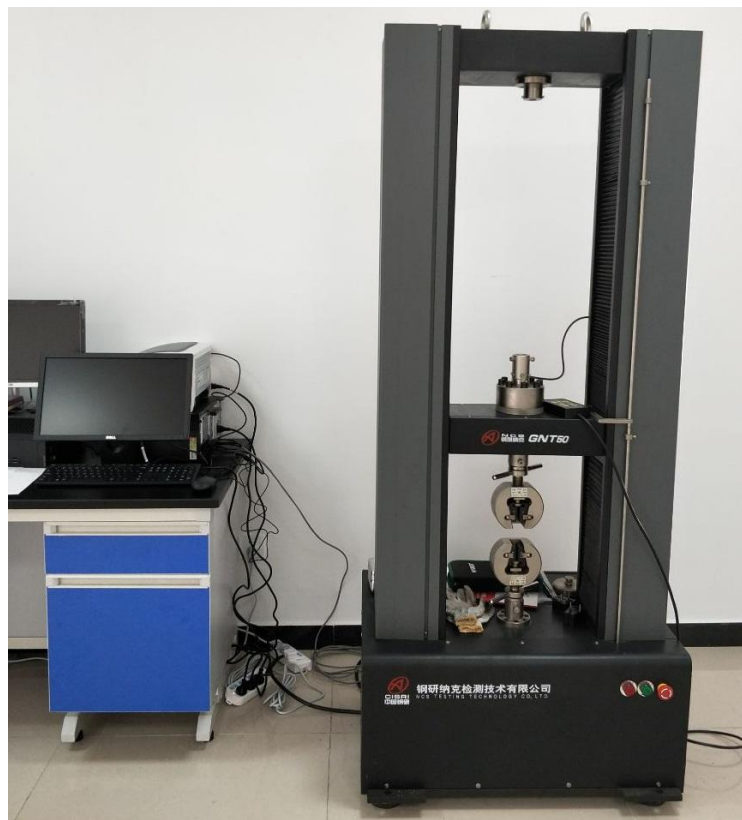


Рисунок 2.11 – Універсальна установка GNT50



Рисунок 2.12 – Розміщення у термічній печі зразків для проведення випробувань на механічні властивості сталі (з лівої сторони – на розтяг, з правої – на ударну в’язкість)

Циліндричні зразки для границі міцності та границі плинності мали вигляд показаний на рис. 2.12. Для розрахунку однієї величини використовували три однакові зразки і результат розраховували як середнє арифметичне.

Випробування на одновісне стиснення сталі проводили на універсальній установці “CERAMTEST” (UTM–100). Спеціальні програми розрахунку кривих навантаження при стисненні дозволяють розрахувати основні механічні характеристики матеріалу з урахуванням жорсткості установки, визначити границю пропорційності, границю плинності, границю міцності та деформацію до руйнування.

2.11 Визначення твердості та теплостійкості сталі

Твердість штампової сталі після проведення термічної обробки [32, 294, 295] визначали за методом Роквелла на приладах ТК–2 (ГОСТ 9013–73) та HR–150А (рис. 2.13). Навантаження становило 150 кгс (1471,5 Н). Використовували індентор з конусом типу НК за ГОСТ 9377–81, кут при вершині конуса становив – 120 °С, радіус сферичної частини 0,2 мм.



Рисунок 2.13 – Твердомір HR–150А для визначення твердості сталі за кімнатної температури

Теплостійкість штамів для гарячого деформування визначається необхідним рівнем характеристик міцності, при якому працездатність інструменту різко знижується внаслідок швидкого розвитку явищ зминання та зносу. З різних методів визначення теплостійкості сталей у роботі був вибраний метод, запропонований Л.О. Позняком і використаний у подальшому його послідовниками [5, 7, 11]. Він відрізняється простотою та надійністю і добре корелює з твердістю за температур експлуатації штампового інструменту для гарячого деформування кольорових металів та сплавів. Цей метод і описаний нижче. За рівень м'якого навантаження стисненням для інструментів була прийнята границя плинності ($\sigma_{0,2} = 800\text{-}900$ МПа) за температур відпуску $600\text{-}650$ °С. Наявність кореляції між межею плинності при стисненні при підвищених температурах і твердістю – при кімнатній температурі, дозволяє використовувати значення твердості при температурі експлуатації для штампового інструменту, яке має бути

приблизно 40 HRC. Для визначення теплостійкості за таким методом загартовані зразки із сталі, що досліджується, нагрівають до різних температур відпуску і проводять ізотермічну витримку протягом чотирьох годин, потім охолоджують на повітрі. Встановлюють максимальну температуру відпуску, для якої твердість сталі за кімнатної температури буде не нижча за 40 HRC. Неодмінною умовою, що допускає застосування цього способу є можливість фіксації стану сталі при загартуванні [287]. Метод придатний лише у разі наявності істотних змін у структурі та твердості сталі. Сутність методу полягає у нагріванні зразків зі сталі в заданих умовах, наступному гартуванні та дослідженні їх твердості та структури.

2.12 Визначення ударної в'язкості сталі

Ударну в'язкість визначали на випробувальній машині для сталей марки NI300 (рис. 2.14).



Рисунок 2.14 – Випробувальна машина для сталей марки NI300 для визначення ударної в'язкості

Прямокутні зразки для ударної в'язкості мали вигляд показаний на рис. 2.12 з розмірами 10x10x55 без надрізу. Для розрахунку однієї величини ударної в'язкості використовували три однакові зразки і результат розраховували як середнє арифметичне.

2.13 Проведення термічної обробки сталі

Термічну обробку (відпал, гартування та відпуск) сталей 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 проводили в електричній печі СНОЛ-1,6.2,5.1/11-ИЗ за ТУ 16-681.139-86 (рис. 2.15) з використанням для вимірювання температури термопари хромель-алюмель. Розміри робочої камери: ширина – 185, довжина – 290, висота – 190 мм. Потужність 1,8 кВт. Номінальна температура – 1150 °С. Стабільність температури $\pm 5,0$ °С. Нерівномірність температури в робочому просторі за номінальної температури не більше ± 10 °С.



Рисунок 2.15 – Електричні печі для проведення термічної обробки сталі, що проводилась в Центрі Ningbo IPMS research and technology center Co., Ltd. (Ninghai city, Ningbo province, China)

Для вимірювання температури використовували потенціометр постійного струму за ГОСТ 9245–79. Експлуатаційна документація електричної печі відповідає ГОСТу 2.601–68. Розрахунок основної похибки температури проводився за ГОСТ 8.478–82.

2.14 Визначення похибки проведених вимірювань при статистичній обробці експериментальних даних

При визначенні похибки вимірювань вважали, що розподіл величини, яка вимірюється, підкоряється нормальному закону. При кількості вимірювань 3 і більше проводили статистичну обробку в такому порядку [296]:

- розраховували середнє арифметичне значення результатів вимірювань, отриманих в одних і тих же умовах;
- розраховували середньоквадратичне відхилення виміряної величини та її довірчий інтервал при рівній значимості 0,05 за ГОСТ 11.004–74.

Величину критерію Стьюдента для різної кількості вимірювань, при імовірності 0,95 того, що будь-яке виміряне значення попадає в інтервал, обмежений довірчим інтервалом, вибирали по табл. 2.7.

Таблиця 2.7

Величина критерію Стьюдента при імовірності – 0,95 [296]

Критерій Стьюдента	Кількість вимірювань								
	3	4	5	6	7	8	9	10	11
$t_{0,95}$	3,182	2,766	2,571	2,447	2,365	2,306	2,262	2,228	2,201

Довірчий інтервал величини визначали за формулою (2.4).

$$\varepsilon = t_{\gamma} \cdot S \quad , \text{де:} \quad (2.4)$$

ε – довірчий інтервал величини;

t_γ – критерій Стьюдента;

S – середнє квадратичне відхилення результатів вимірювань.

Середнє квадратичне відхилення розраховували за формулою (2.5).

$$S = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2}, \text{ де:} \quad (2.5)$$

X_i – i -те значення вимірюваної величини;

S – середнє арифметичне результатів вимірювань;

n – кількість вимірювань.

Об'єктивною характеристикою точності дослідження є відносна помилка [287]. Відносна помилка дослідження визначається як частка від поділу абсолютної помилки досліду (Δy) на абсолютну величину вимірюваної характеристики (y) і виражається: $\pm (\Delta y \cdot 100) / y$ (%).

2.15 Висновки до розділу 2

1. У дослідженні вибрана базова сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, як перспективна для гарячого об'ємного деформування при постійному контакті з металом, що деформується за експлуатаційних температур 900-950 °С.

2. Для визначення теплостійкості сталей вибрана методика запропонована Л.О. Позняком: по температурі чотирьохгодинного додаткового (після вихідної термічної обробки за оптимальним режимом) теплового впливу, що призводить до зниження твердості не нижче 40 HRC.

3. Для дослідження фазово-структурного стану сталі, який в кінцевому розрахунку забезпечує необхідні експлуатаційні властивості штампового інструменту, вибрані методи: електронної мікроскопії з енерго-дисперсійним аналізом, X-променевий фазовий аналіз за кімнатної температури та високотемпературний X-променевий фазовий аналіз, дилатометричний аналіз, для визначення критичних точок A_{c1} та A_{c3} , а також механічні методи дослідження на зразках зі сталі за кімнатної температури та при підвищених температурах, що відповідали температурам термічної обробки за різних режимів.

3 ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПЛЕКСНО ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ 4Х3Н5М3Ф ТА 4Х4Н5М4Ф2 ПІД ЧАС ЛИТТЯ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

3.1 Дослідження литої структури штампової сталі 4Х3Н5М4Ф, одержаної за технологією електрошлакового кокільного лиття

Для дослідження була вибрана базова сталь з РАПЕ марки 4Х3Н5М3Ф, яка виготовлялась за традиційною ливарною технологією з використанням операції кування для подрібнення карбідної складової у вигляді скелетоподібної форми. Для цієї сталі необхідно дослідити фазово - структурний стан у процесі роботи термічної обробки та експлуатації. Для зменшення собівартості сталі пропонуються використовувати відходи базових сталей, які використовують на підприємствах. Одна з цих сталей є штампова сталь підвищеної теплостійкості та в'язкості марки 3Х3М3Ф.

При виготовленні сталі марки 4Х3Н5М3Ф для отримання необхідного хімічного складу в брухт базової сталі 3Х3М3Ф вводили розроблену лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn, яка була виготовлена в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (табл. 2.2, табл. 2.6). Лігатуру виплавляли в індукційній печі і розливали рідкий метал у кокіль (рис. 3.1 а). Температура металу в печі перед випуском була 1550 °С. Тривалість рафінування не перевищувала 20 хвилин.

Остаточний хімічний склад сталі отримували з використанням технології електрошлакового кокільного лиття (ЕШКЛ) [275], яка успадкувала переваги електрошлакового переплаву, розробленого в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України для виготовлення високоякісних легованих сталей [297] та лиття у металевий кокіль, що дало змогу одержувати заготовки максимально наближені до розмірів матриць для пресування мідно-нікелевих сплавів. Однак, використана технологія ЕШКЛ

одержання зливків з дослідженої сталі дещо відрізнялась від традиційної технології ливарного виробництва, яку застосовували для аналогічних сталей [237, 298]. У нашому випадку лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn одержували при розливі рідкого металу із індукційної печі (рис. 2.1 а, б) у кокіль (рис. 2.1 в). Потім для виготовлення розхідного електроду приварювали лігатуру до базової сталі 3Х3М3Ф і розплавляли у верхній частині установки ЕШКЛ (рис. 2.2 б), а рідкий метал виливали у спеціальну форму (кокіль), яка була виготовлена так, щоб забезпечити рівномірне тепловідведення з високою швидкістю (рис. 3.1 а). У процесі плавки використовували спеціальний електропровідний флюс за ГОСТ 21639.7-93 та отримували зливки (рис. 3.1 б) із заданим хімічним складом, що відповідав маркуванню 4Х3Н5М3Ф (табл. 2.6).



а



б

Рисунок 3.1 – Одержання зливків зі сталі 4Х3Н5М3Ф. а – форма (кокіль) для отримання чотирьох заготовок на оригінальній установці ЕШКЛ (Інститут механіки, м. Рівне, Україна), б – зливка (маса 15 кг)

Необхідно відзначити, що у запропонованій роботі при виготовленні матриць не проводили енергоємні технологічні процеси (деформування та відпал), які передбачені за традиційною технологією ливарного виробництва

(ТТЛВ) цієї сталі, розробленої О.Д. Озерским та співробітниками [231, 236, 237]. Вперше була використана технологія ЕШКЛ для сталі з РАПЕ при отриманні зливків з підвищеною швидкістю кристалізації, що дозволило одержати рівномірний розподіл легуючих елементів в об'ємі зливка. Одночасне формування отвору в матриці (рис. 3.1 а) при відливанні в кокіль дозволить забезпечити рівномірне швидке охолодження заготовки, яке позитивно впливає на створення структури литої сталі.

Після охолодження зливка, одержаного за технологією ЕШКЛ, поверхня зразка сталі була досліджена методом електронної мікроскопії. Зображення поверхні було одержане за допомогою Backscattered Electron Imaging (BEI¹) в режимі НЕМА СОМРО (рис. 3.2 а). Було також досліджено розподілення хрому, нікелю та ванадію у поверхневому шарі зразка з використанням приставки для енергодисперсійної Х–променевої спектроскопії (Energy-dispersive X-ray spectroscopy, EDX). Завдяки чому вперше було встановлено рівномірне розподілення легуючих елементів хрому, нікелю та ванадію по тілу зерен дендритної структури з гілками першого порядку (рис. 3.2 б – г) та наявність незначного вмісту крупних включень карбиду ванадію VC (рис. 3.2 г). Структура в литому стані сталі 4ХЗН5МЗФ, одержаних зливків за ЕШКЛ, складалась із зерен різного розміру (від 50 до 250 мкм) світлого кольору, міжзеренних границь темного кольору та включень чорного кольору (рис. 3.2 а). Відповідна структура та розподілення елементів утворилися внаслідок підвищеної швидкості кристалізації при підвищенні ступеню переохолодження розплаву, що призвело до утворення значної кількості центрів кристалізації і пригнічення процесу утворення карбідної евтектики грубої форми. Виявлено дендритну структуру з гілками, головним чином першого порядку, темного кольору та

¹ Електронна візуалізація зворотнього розсіювання (BEI) виявляє електрони з високою енергією, які квазіпружно розсіюються від зразка. Цей детектор зображень працює у двох режимах: топографічному, який дає топографічне зображення поверхні зразка; композиційному, який розрізняє області відносно низьких і високих середніх атомних ваг. Ця техніка надзвичайно корисна для визначення місць концентрації важких елементів, які не обов'язково видно неозброєним оком або детектором вторинних електронів.

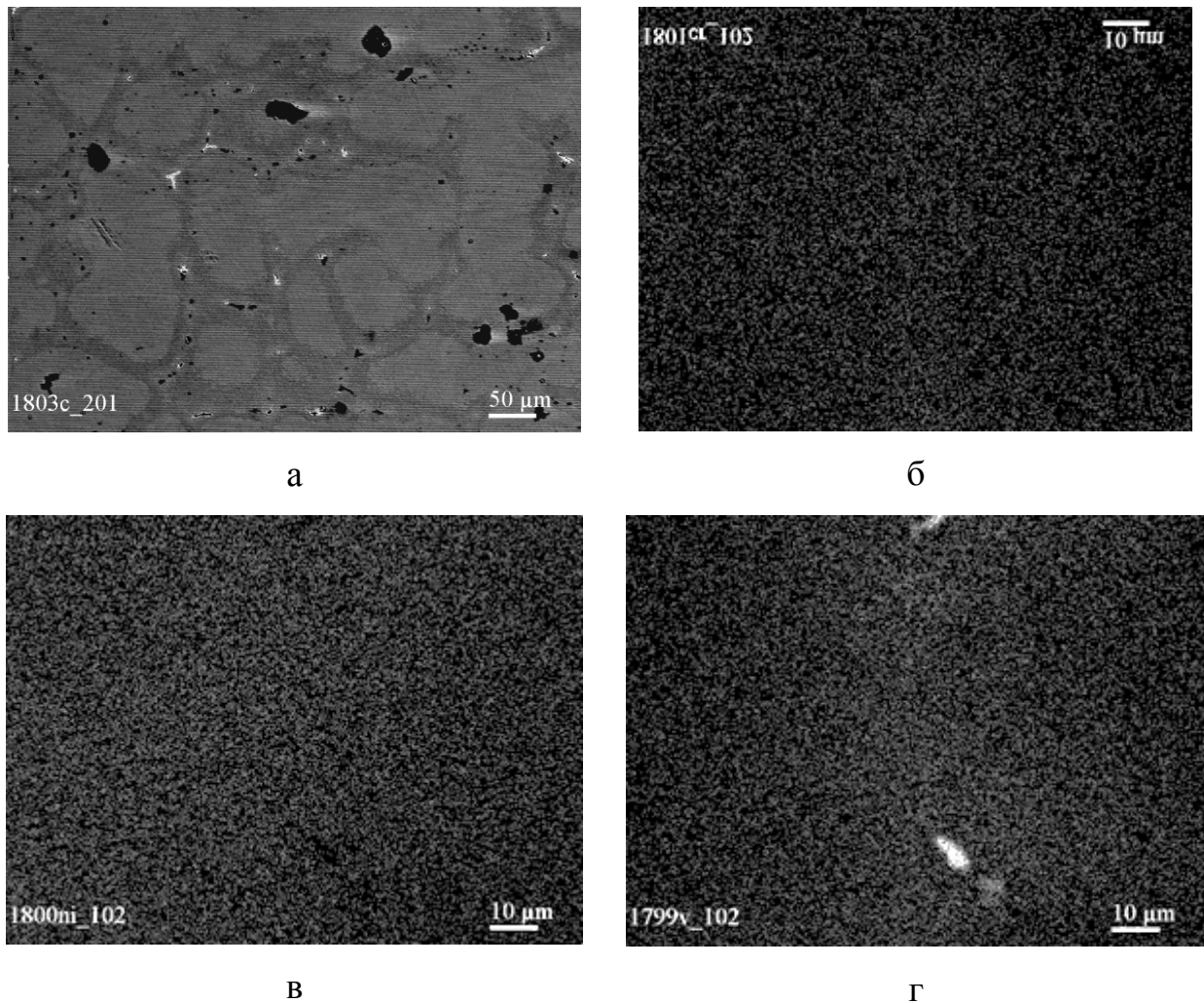


Рисунок 3.2 – Електронографія поверхні та розподіл елементів у зразку сталі 4Х3Н5М3Ф в литому стані, одержаної за технологією ЕШКЛ. а – електронна візуалізація зворотнього розсіювання (ВЕІ) поверхні зразка, розподіл легуючих елементів (EDX); б – хром; в – нікель; г – ванадій

невелику кількість міждендритної речовини (рис. 3.3). Далі було досліджено розподілення твердості за Роквеллом по перетину заготовки дослідженої сталі, одержаної ЕШКЛ, з якої буде виготовлена матриця. Твердість заготовки змінювалася по перетину матриці в інтервалі від 46 до 54 HRC і в середньому становила 50 HRC (рис. 3.4). Висока твердість сталі призводить до ускладнень при подальшій механічній обробці, що пов'язано з наявністю мартенситної структури та залишкового аустеніту (рис. 3.5). Кристалічна ґратка виявилась сильно деформованою, і через це не вдавалося розділити

дублети рефлексів дифрактограми, відбулось накладення рефлексів від площини (110) у α -Fe та площини (111) у γ -Fe. Міжплощинна відстань кристалічної ґратки α -Fe – фази суттєво зменшена (2,02 Å), у порівнянні з параметром ґратки безвуглецевого α -Fe за кімнатної температури (2,86 Å). Таким чином, суттєве зниження міжплощинної відстані в α -Fe (мартенситній структурі) викликає сильну спотвореність ОЦК ґратки та некомпенсовані напруження у об'ємі сталі. Накладення рефлексів від зазначених площин не дають можливості точно встановити співвідношення між структурними складовими: мартенситом α -Fe (110) та залишковим аустенітом γ -Fe (111). Дифрактограма підтверджує високу дисперсність карбідної складової литої сталі (низька інтенсивність рефлексів). Отже, внаслідок високої дисперсності карбідної складової та мартенситної структури дослідної сталі в литому стані, одержаної за ЕШКЛ при високій твердості одержаного матеріалу, маємо незадовільні властивості для подальшої механічної обробки. Тому, наступним кроком роботи є проведення термічної обробки (відпал) для досягнення оптимальних значень, при яких буде можлива механічна обробка сталі.

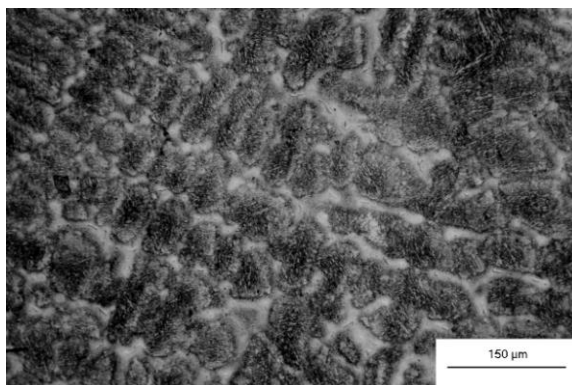


Рисунок 3.3 – Мікроструктура сталі 4X3H5M3Ф в литому стані, одержаної за ЕШКЛ

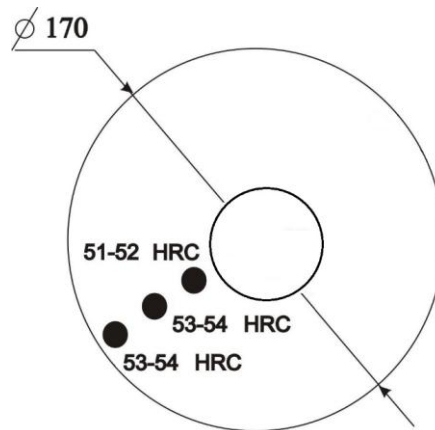


Рисунок 3.4 – Розподіл твердості по перетину заготовки матриці зі сталі 4Х3Н5М3Ф в литому стані, одержаної за ЕШКЛ

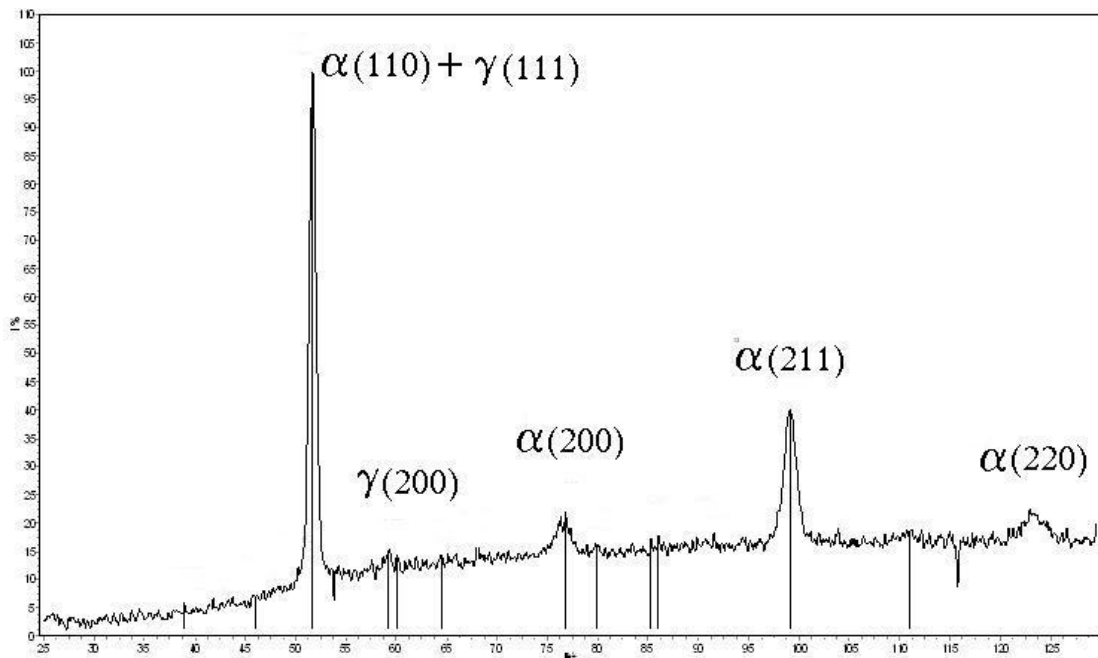


Рисунок 3.5 – Дифрактограма сталі з РАПЕ 4Х3Н5М3Ф в литому стані, одержаної за ЕШКЛ

3.2 Зміна фазово-структурного стану сталі у процесі часткової перекристалізації при неповному відпалі для одержання кулеподібної карбідної складової

Структура та властивості литої сталі, одержаної після ЕШКЛ, є несприятливими для подальшої механічної обробки зливків при виготовленні

матриць. Тому, одержані зливки потребують подальшої термічної обробки, яка дозволить одержати перліто-сорбітну структуру з кулеподібною карбідною складовою. В роботах [231-237, 271, 298] представлені технологічні схеми режимів термічної обробки аналогічних доєвтектоїдних сталей (рис. 3.6, рис. 3.7). Однак, такі режими для дослідженої сталі є досить енергоємними. Після термічної обробки (повного відпалу) запропонованих авторами (рис. 3.7), крім високої твердості 37-40 HRC (рис. 3.8) матеріал мав структуру з пластинчастою карбідною складовою (рис. 3.9 а), що відповідає типовим схематичним зображенням структури з пластинчастою карбідною складовою (рис. 3.9 б). Проведення повного відпалу за температурою 860 °С не забезпечило отримання кулеподібною карбідною складовою. Таким чином, відпуск сталі за температури 680 °С (рис. 3.7) проводити не доцільно, оскільки під час його проведення не відбуваються фазові перетворення. Нижче будуть встановлені критичні точки A_{c1} та A_{c3} та розроблений режим відпалу для цієї сталі. Для зменшення твердості та полегшення механічної обробки різанням, при виготовленні матриць зі сталі, було запропоновано провести часткову перекристалізацію, яку забезпечує неповний відпал, оскільки тільки в процесі часткової перекристалізації сталі утворюється кулеподібна карбідна складова, що сприяє поліпшенню механічної обробки заготовки для виготовлення інструменту.

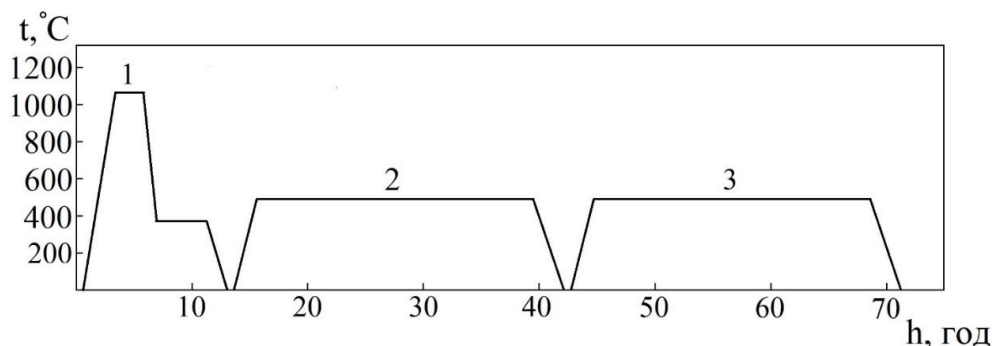


Рисунок 3.6 – Схема технологічних операцій обробки сталі з РАПЕ марки 4Х2НЗМ2Г4ФТБ, отримання зливок за ТТЛВ [271]. 1 – нагрів за температури 1050 °С; 2, 3 – нагрів в інтервалі температур 450 °С

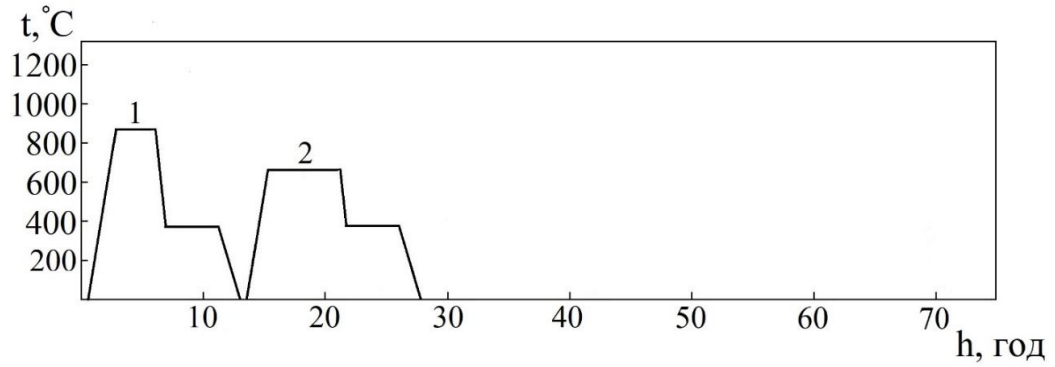


Рисунок 3.7 – Схема технологічних операцій обробки сталі з РАПЕ марки 4Х2Н5М2АФ2, отримання зливків за ТТЛВ. 1 – відпал за температури 860 °С, 2 – відпал за температури 680 °С

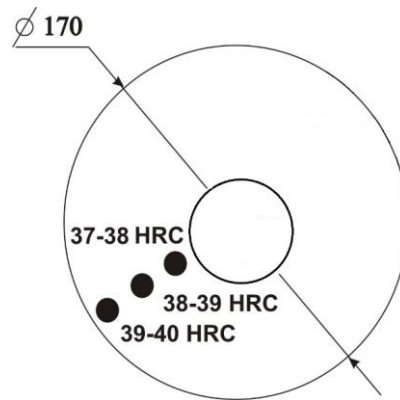
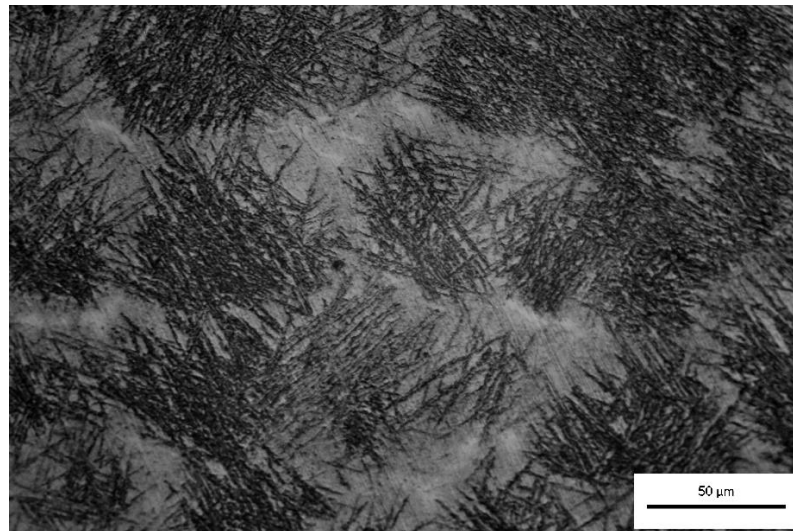
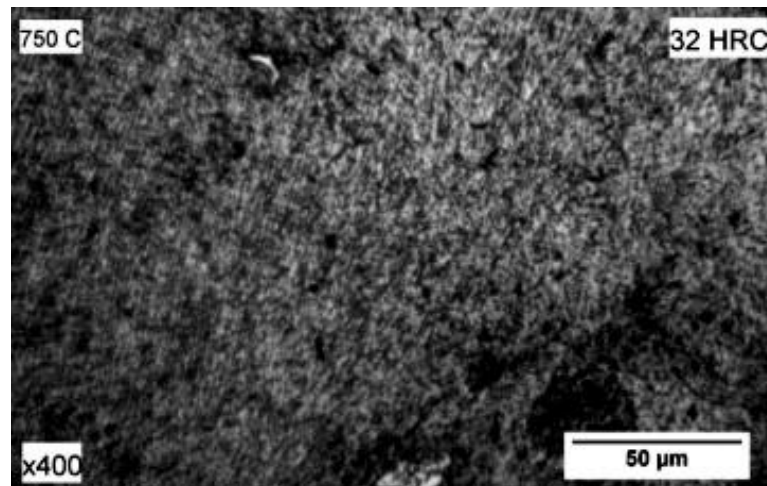


Рисунок 3.8 – Розподіл твердості по перетину матриці зі сталі 4Х3Н5М3Ф, одержаної ЕШКЛ та підданої повному відпалу за температури 860 °С



а

Продовження рисунка 3.9



Г

Рисунок 3.9 – Мікроструктури сталі 4Х3Н5М3Ф, одержаної після ЕШКЛ та відпалу за температур. а, б – 860±20 °С; в, г – 750±20 °С

3.3 Встановлення залежності кількості аустеніту від температури при нагріванні до температур експлуатації інструменту та охолодженні до кімнатної температури сталі 4Х3Н5М3Ф

Для встановлення критичних точок A_1 та A_3 сталі 4Х3Н5М3Ф провели дилатометричний аналіз на катковому оптичному дилатометрі (див. розділ 2.8). Збільшення дилатометра визначалось за формулою (3.1).

$$K = R / r, \text{ де:} \quad (3.1)$$

K – збільшення дилатометра;

R – відстань від катка до шкали (ОА);

r – радіус катка.

У даному експерименті використовували каток діаметром 0,55 мм при $K=3636$ і дослідження проводили на повітрі в діапазоні температур від кімнатної температури до 950 °С. Швидкість нагрівання зразка становила 10 °С/хв, а швидкість охолодження від 950 °С до 600 °С становила 20 °С/хв та від 600 °С до 20 °С – становила від 5 до 10 °С/хв. Коефіцієнт термічного розширення зразка підраховували за формулою (3.2).

$$\alpha_{T_2-T_1} = \frac{A_2 - A_1}{K(T_2 - T_1)} + \alpha_K = \frac{r}{L \cdot R} \cdot \frac{\Delta A}{\Delta T} + \alpha_K, \text{ де:} \quad (3.2)$$

A_1, A_2 – відлік по шкалі для температур T_1 та T_2 ;

L – довжина зразка;

α_K – коефіцієнт термічного розширення кварцу.

Звідси отримували:

$$\alpha_{\Delta T} = \frac{r}{L \cdot R} \cdot \frac{\Delta A}{\Delta T} + \alpha_K, \quad (3.3)$$

або

$$\alpha_{\Delta T} = D \cdot \frac{\Delta A}{\Delta T} + \alpha_K \quad (3.4)$$

У даному експерименті розрахунок коефіцієнта термічного розширення проводили за такими даними: $r = 0,275$ мм, $L = 19$ мм, $R = 1000$ мм, $\alpha_K = 0,5 \cdot 10^{-6}$, розраховуючи коефіцієнт D за формулою (3.5).

$$D = \frac{0,275}{19 \cdot 10^3} = 14,5 \cdot 10^{-6} \quad (3.5)$$

отримували таку формулу коефіцієнта термічного розширення (3.6).

$$\alpha_{\Delta T} = \left(14,5 \cdot \frac{\Delta A}{\Delta T} + 0,5\right) \cdot 10^{-6} \quad [c^{-1}] \quad (3.6)$$

У відповідності з графіками (рис. 3.10) при нагріванні зразка від кімнатної температури до 700 °С відбувалось лінійно пропорційне його розширення, після чого вид залежності змінився, що свідчило про наявність поліморфного перетворення з утворенням мартенситної структури. За результатами аналізу (рис. 3.10 а, б та табл. 3.1), були встановлені критичні температурні точки сталі: $A_{c1} = 700 \pm 10$ °С, $A_{c3} = 840 \pm 10$ °С, $A_{r1} = 230 \pm 20$ °С та $A_{r3} = 380 \pm 20$ °С та порівняні з такими для інших штампових сталей. Встановлено, що різниці між критичними точками A_1 та A_3 при нагріванні та охолодженні залежить від хімічного складу сталі та утвореної структури. Найбільші значення різниць відповідають дослідженій сталі, що відповідає марочному складу 4Х3Н5М3Ф. Це на наш погляд пов'язано з утворенням такої структури, яка при охолодженні суттєво затримує розпад аустеніту.

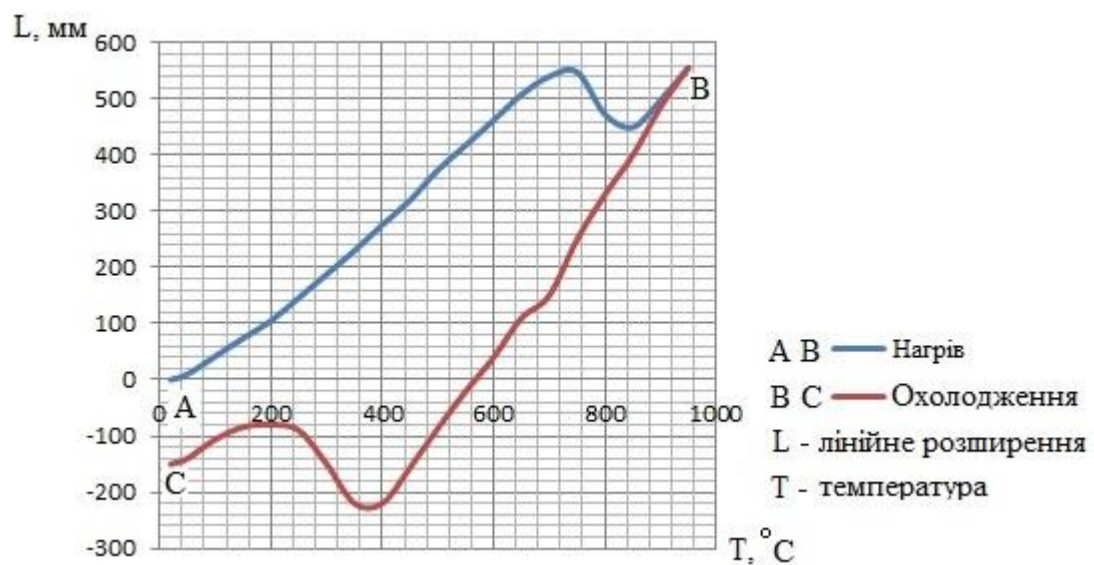


Рисунок 3.10 – Залежність відліку по шкалі дилатометра при нагріві та охолодженні сталі 4Х3Н5М3Ф. АВ – нагрів, ВС – охолодження

Таблиця 3.1

Критичні температурні точки штампових сталей

Марка сталі	Критичні температурні точки, °С						Джерело
	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	ΔA_1	ΔA_3	
4X5MФC	840	870	810	735	30	35	ГОСТ 5950–2000
4X5MФ1C	875	935	815	760	60	175	ГОСТ 5950–2000
3X3M3Ф	815	875	760	820	55	55	ГОСТ 5950–2000
3X2B2Ф	800	850	690	750	110	100	ГОСТ 5950–2000
4X3H5M3Ф	700± 10	840± 10	225± 20	375± 20	475	465	Власні дані

За результатами аналізу при нагріві зразка від кімнатної температури до температури 700 °С відбувалось лінійно пропорційне збільшення коефіцієнту термічного розширення, а далі коефіцієнт термічного розширення почав зменшуватися, це свідчило про те, що відбувається поліморфне перетворення у сталі з утворенням фази, яка має менший коефіцієнт термічного розширення (рис. 3.11).

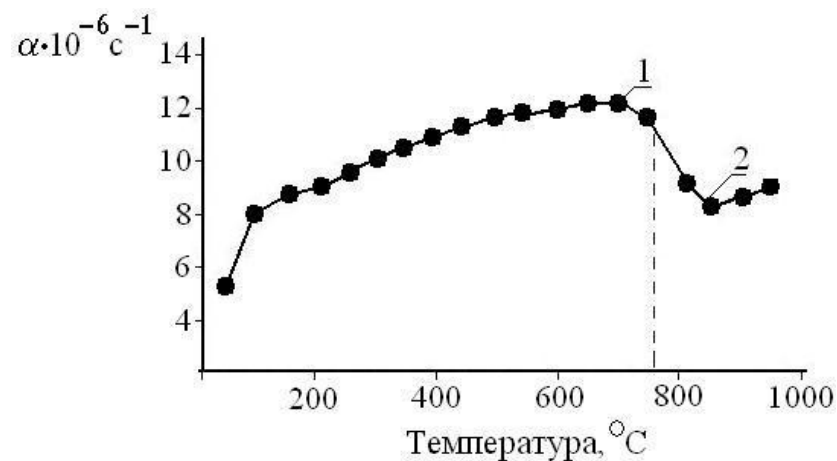


Рисунок 3.11 – Залежність коефіцієнта термічного розширення (α) сталі 4X3H5M3Ф від температури. 1 – критична точка A_{c1} , 2 – критична точка A_{c3}

Встановлено, що після температури 850 °С коефіцієнт термічного розширення почав збільшуватися. Ці зміни на графіку відповідали критичним температурним точкам сталі 4X3H5M3Ф: $A_{c1} = 700$ °С та $A_{c3} = 850$ °С. Це у подальшому дозволило рекомендувати проведення неповного

відпалу при температурі нагрівання 750 ± 20 °С та ізотермічній витримці від 2,5 до 3 годин (рис. 3.12, додаток А). В результаті подальшого дослідження було встановлено, що неповний відпал сталі 4ХЗН5М3Ф призвів до зміни її структури: утворилася перлітно-сорбітна суміш, яка представляє собою α -Fe фазу з кулеподібною карбідною складовою, де світле поле – феритна фаза, а темне поле – перліт (ферито-карбідна суміш) (рис. 3.9 в, г, табл. 3.2, рис. 3.13). Це призвело до зниження твердості сталі від 33 до 34 HRC (табл. 3.3) та полегшило механічну обробку при виготовленні інструменту (рис. 3.14 а, б).

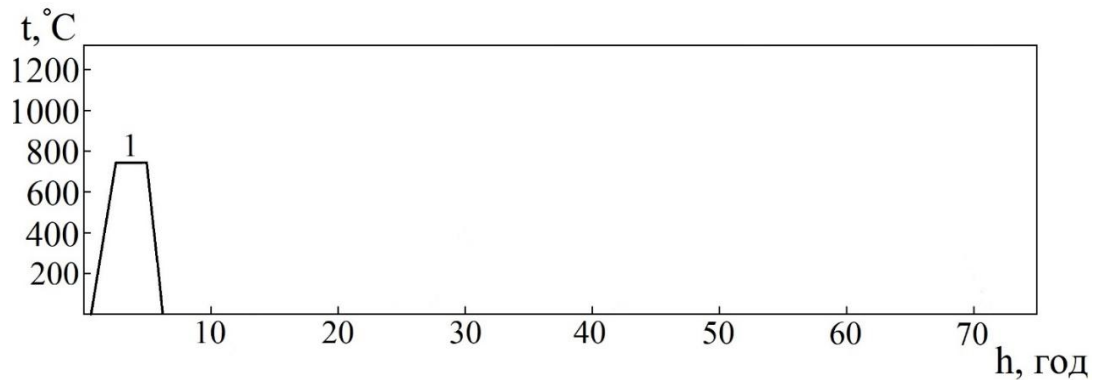


Рисунок 3.12 – Технологічна схема відпалу сталі 4ХЗН5М3Ф

Таблиця 3.2

Фазово-структурний склад з дифрактограми (рис. 3.13) сталі 4ХЗН5М3Ф, одержаної ЕШКЛ, після відпалу за температури 750 ± 20 °С

Інтенсивність ліній	Фазовий склад
3,0862	Cr_{23}C_6
2,6624	Cr_{23}C_6
2,3991	VC
2,1640	Cr_{23}C_6
2,0269	α -Fe
1,8672	Cr_{23}C_6
1,8184	Cr_{23}C_6
1,6170	Cr_{23}C_6
1,4327	α -Fe
1,1696	α -Fe
1,0149	α -Fe

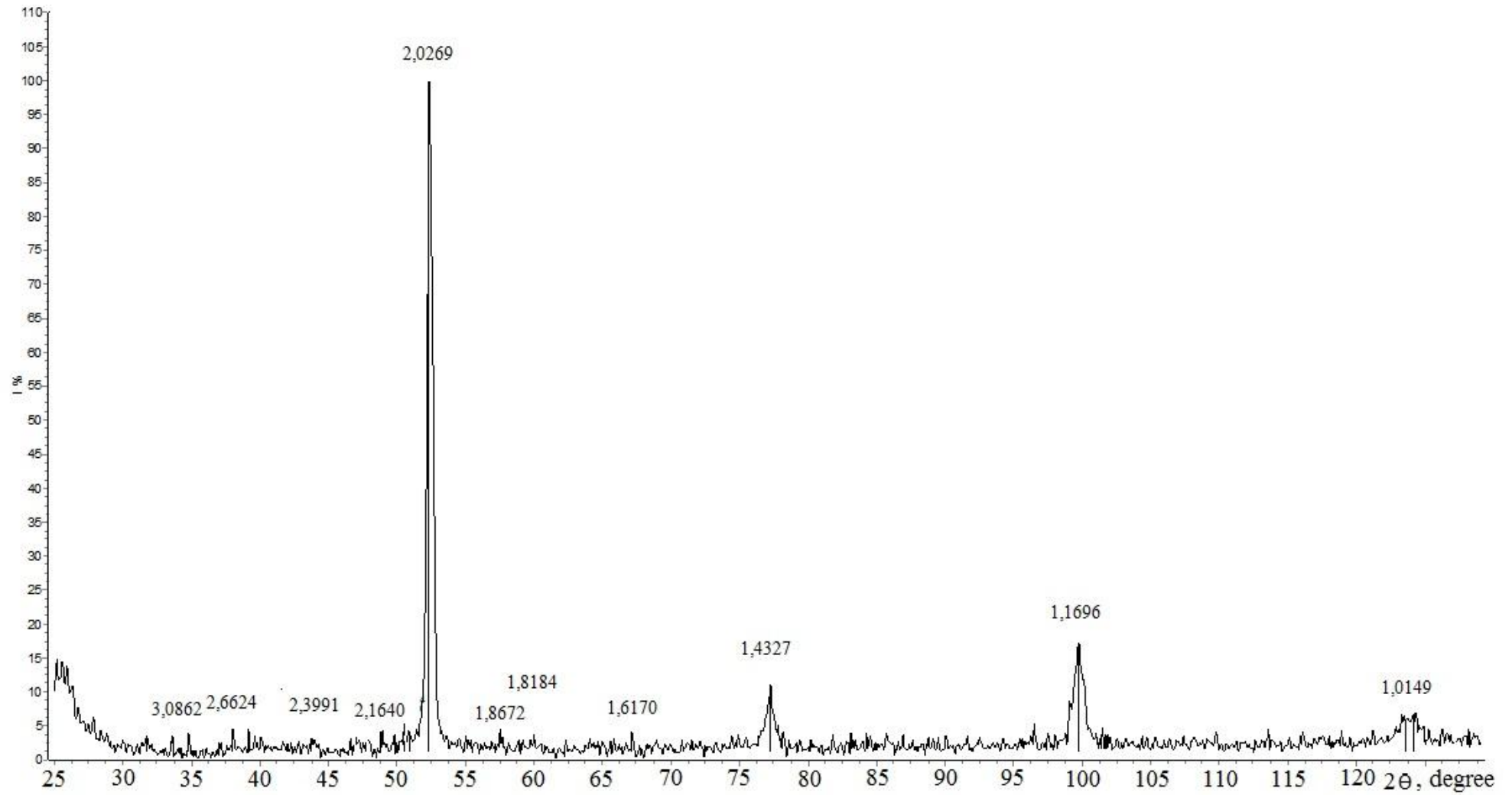


Рисунок 3.13 – Дифрактограма сталі 4X3N5M3Ф, одержаної ЕШКЛ та проведення відпалу при 750 ± 20 °С

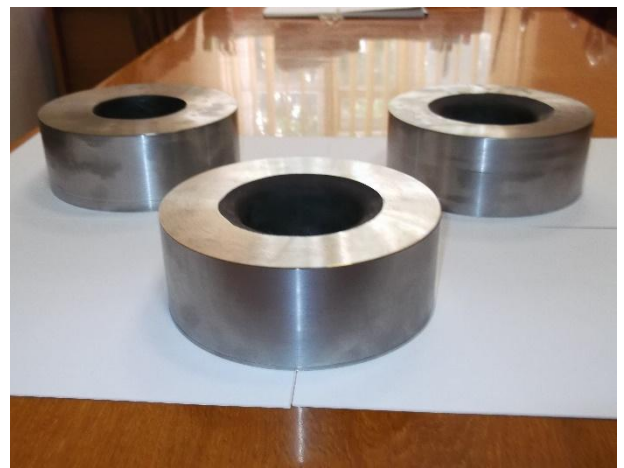
Таблиця 3.3

Твердість литої сталі 4ХЗН5МЗФ для різних режимів термічної обробки

Температура нагріву сталі, °С	Твердість, HRC	Структура
650±5 (середній відпуск)	43-44	троостит
690±5 (високий відпуск)	37-38	сорбіт
710±5 (неповний відпал)	36-37	перліто-сорбіт
730±5 (неповний відпал)	33-34	перліто-сорбіт
750±5 (неповний відпал)	33-34	перліто-сорбіт
770±5 (неповний відпал)	33-34	перліто-сорбіт
810±5 (неповний відпал)	35-36	перліто-сорбіт
850±5 (повний відпал)	42-43	троостит



а



б

Рисунок 3.14 – Механічно-оброблені заготовки з литої сталі 4ХЗН5МЗФ, одержані за технологією ЕШКЛ, після відпалу за температури 750±20 °С. а – вид зверху; б – вид з бічної сторони

Час ізотермічної витримки за температури неповного відпалу сталі 750±20 °С залежить від маси та розмірів заготовки. Так для заготовки типу матриці діаметром Ø 170 мм і масою приблизно 15 кг (рис. 3.14 а, б), прогрів заготовки проводили у відповідності з критерієм Біо, а загальна ізотермічна витримка повинна бути не менше 5,5 годин. Заготовка отримана за

технологією ЕШКЛ, при неповному відпалі мала ізотермічну витримку 5,5 годин за температури 750 °С (рис. 3.11). Твердість сталі після термічної обробки становила від 33 до 34 HRC. Після цього заготовку механічно обробляли різанням, різцями з пластинами сплаву T15K6.

3.4 Залежність між кількістю аустеніту та температурою при нагріванні сталі 4X3H5M3Ф до температур експлуатації

Для встановлення залежності кількості аустеніту в сталі при збільшенні температури до температури експлуатації був проведений високотемпературний X-променевий фазовий аналіз зразків сталі. Були зняті дифрактограми за температур 20, 500, 700, 750 та 800 °С (рис. 3.15, рис. 3.16, рис. 3.17, рис. 3.18, рис. 3.19). У відповідності з цими дифрактограмами була побудована залежність кількості аустеніту у сталі від температури нагрівання в інтервалі температур від 20 до 800 °С, яка мала нелінійний характер близький до експоненціального (рис. 3.20). З підвищенням температури збільшувалася кількість аустенітної складової. Так за кімнатної температури кількість аустеніту гартованої сталі складає 2,70 % (рис. 3.15). При відпуску сталі (нагрів до температури 500 °С) кількість аустеніту складало 9,9 % (рис. 3.16). Нагрів сталі до критичної точки температури 700 °С, кількість аустеніту збільшилась до 35,17 % (рис. 3.17). В інтервалі температур часткової перекристалізації 750 та 800 °С збільшується кількість аустеніту 65,61 та 96,30 %, відповідно (рис. 3.18, рис. 3.19). Така закономірність дозволила підтвердити, що в процесі роботи пресового інструменту вище 850 °С зберігається аустенітна структура. В результаті проведеного аналізу було встановлено, що при підвищенні температури зменшувалася кількість фази фериту і збільшувалася кількість аустеніту.

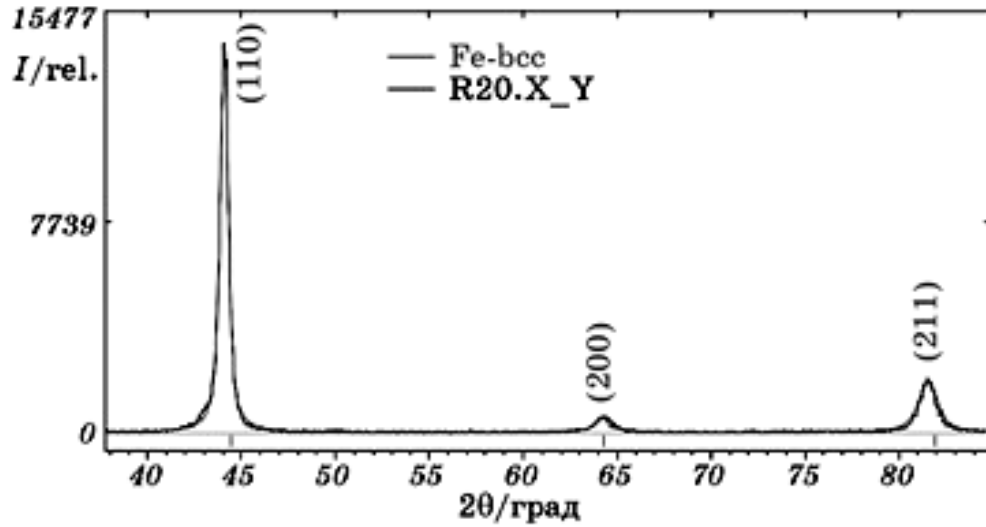


Рисунок 3.15 – Дифрактограма за результатами X-променевого фазового аналізу литої сталі 4X3H5M3Φ, одержаної ЕШКЛ після гартування за температури 1020 ± 10 °С та охолодження на повітрі при температурі 20 °С (присутні α -Fe та γ -Fe – 97,30 та 2,70 мас. % відповідно)

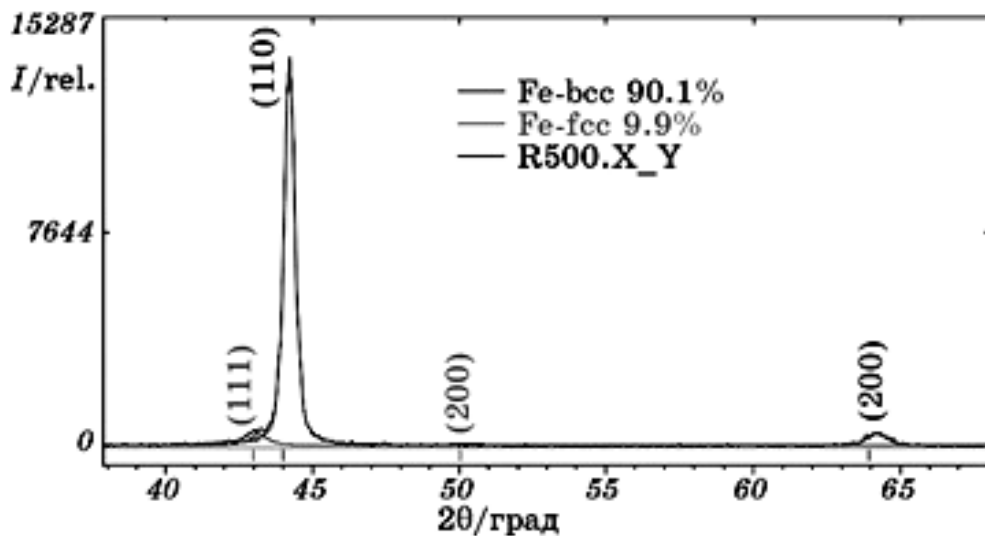


Рисунок 3.16 – Дифрактограма високотемпературного X-променевого фазового аналізу литої сталі 4X3H5M3Φ, одержаної ЕШКЛ, підданої термічному зміцненню та нагрітої до температури 500 °С (α -Fe – 90,10 %, γ -Fe – 9,9 %)

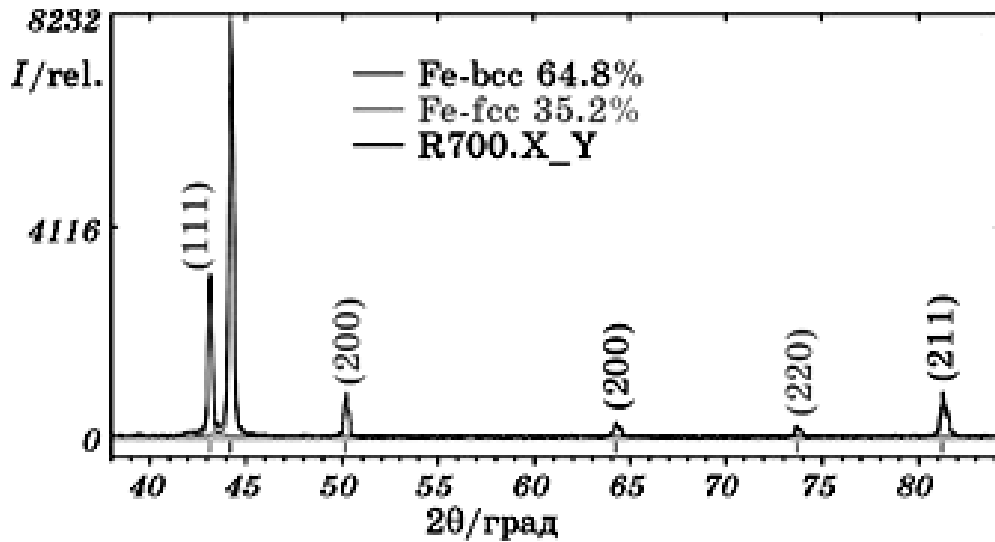


Рисунок 3.17 – Дифрактограма високотемпературного X-променевого фазового аналізу литої сталі 4X3H5M3Φ, одержаної ЕШКЛ, підданої термічному зміцненню та нагрітої до температури 700 °С (α -Fe – 64,83 %, γ -Fe – 35,17 %)

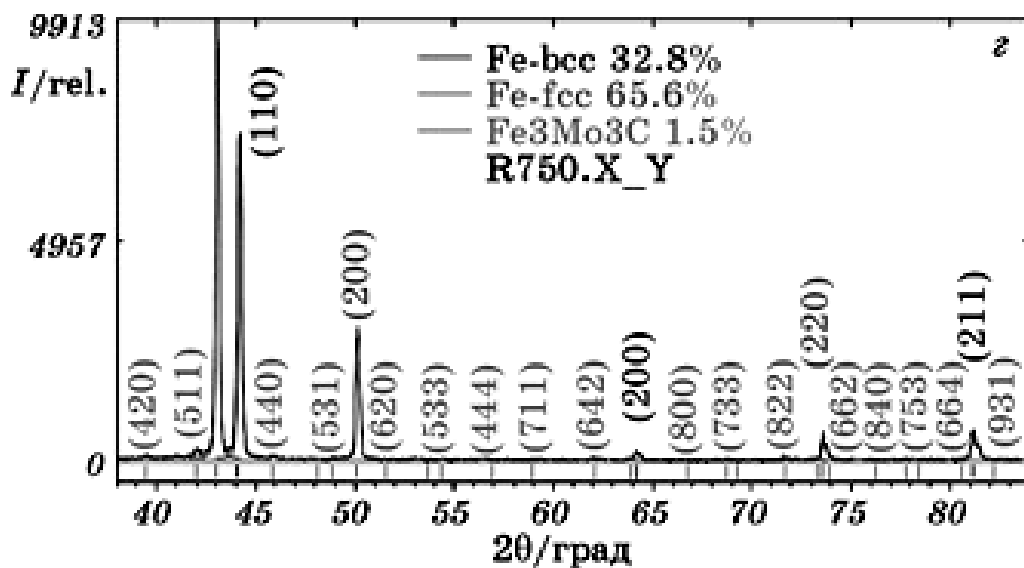


Рисунок 3.18 – Дифрактограма високотемпературного X-променевого фазового аналізу литої сталі 4X3H5M3Φ, одержаної ЕШКЛ, підданої термічному зміцненню та нагрітої до температури 750 °С (α -Fe – 32,84 %, γ -Fe – 65,61 %, та $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ – 1,55 %)

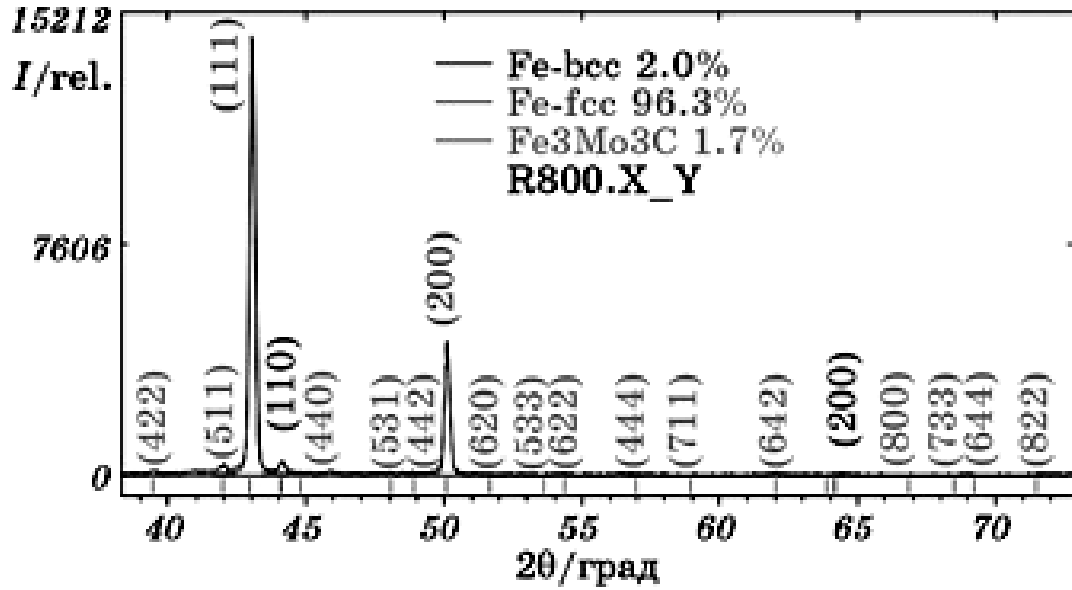


Рисунок 3.19 – Дифрактограма високотемпературного X-променевого фазового аналізу литої сталі 4X3H5M3Φ, одержаної ЕШКЛ, підданої термічному зміцненню та нагрітої до температури 800 °С (α -Fe – 2,02 %, γ -Fe – 96,30 %, та $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ – 1,68 %)

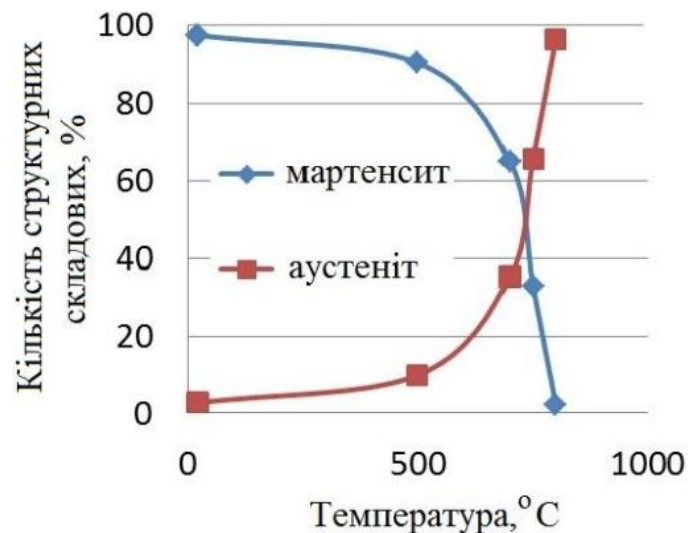


Рисунок 3.20 – Зміна кількості аустенітної та мартенситної складових від температури гартуваної сталі 4X3H5M3Φ

Результати високотемпературного X-променевого фазового аналізу у монохроматичному $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні, на установці ДРОН-УМ1 за температур 20, 500, 700, 800, 850 °С зразків сталі 4X3H5M3Φ підтвердили

правильність визначення температурних критичних точок $A_{c1} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$ та $A_{c3} = 850 \text{ }^\circ\text{C}$ для сталі, які раніше були визначені методом дилатометричного аналізу, що проводили на високочутливому катковому оптичному дилатометрі, розробленому в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (рис. 3.11). Для формування необхідної структури сталі зразки попередньо були піддані гартуванню за температури $1040 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$.

В результаті обробки експериментальних даних за вмістом аустеніту у сталі за різних температур, одержаних за допомогою високотемпературного X-променевого фазового аналізу (рис. 3.21), за допомогою програми Origin була одержана залежність кількості аустеніту у мас. % від температури нагрівання зразка, яка мала вигляд (3.7).

$$A = 3,155 + 0,1314e^{\frac{(t-116)}{104}}, \text{ де} \quad (3.7)$$

A – кількість аустеніту, мас. %;

t – температура зразка сталі, $^\circ\text{C}$.

У відповідності з уявленнями, розвиненими для наднизьковуглецевої мартенситної нержавіючої сталі (13 % Cr та 6 % Ni) відповідно до роботи [299] було встановлено, що зі збільшенням температури нагріву зразка, форма зерен аустеніту має тенденцію змінюватися з голчастої на зернисту. В результаті розрахунків було показано, що утворення аустеніту відбувається на межах рейок мартенситу, та враховуючи наявність нікелю та хрому у нашій дослідженій сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації можна припустити, що механізм утворення аустеніту такий самий.

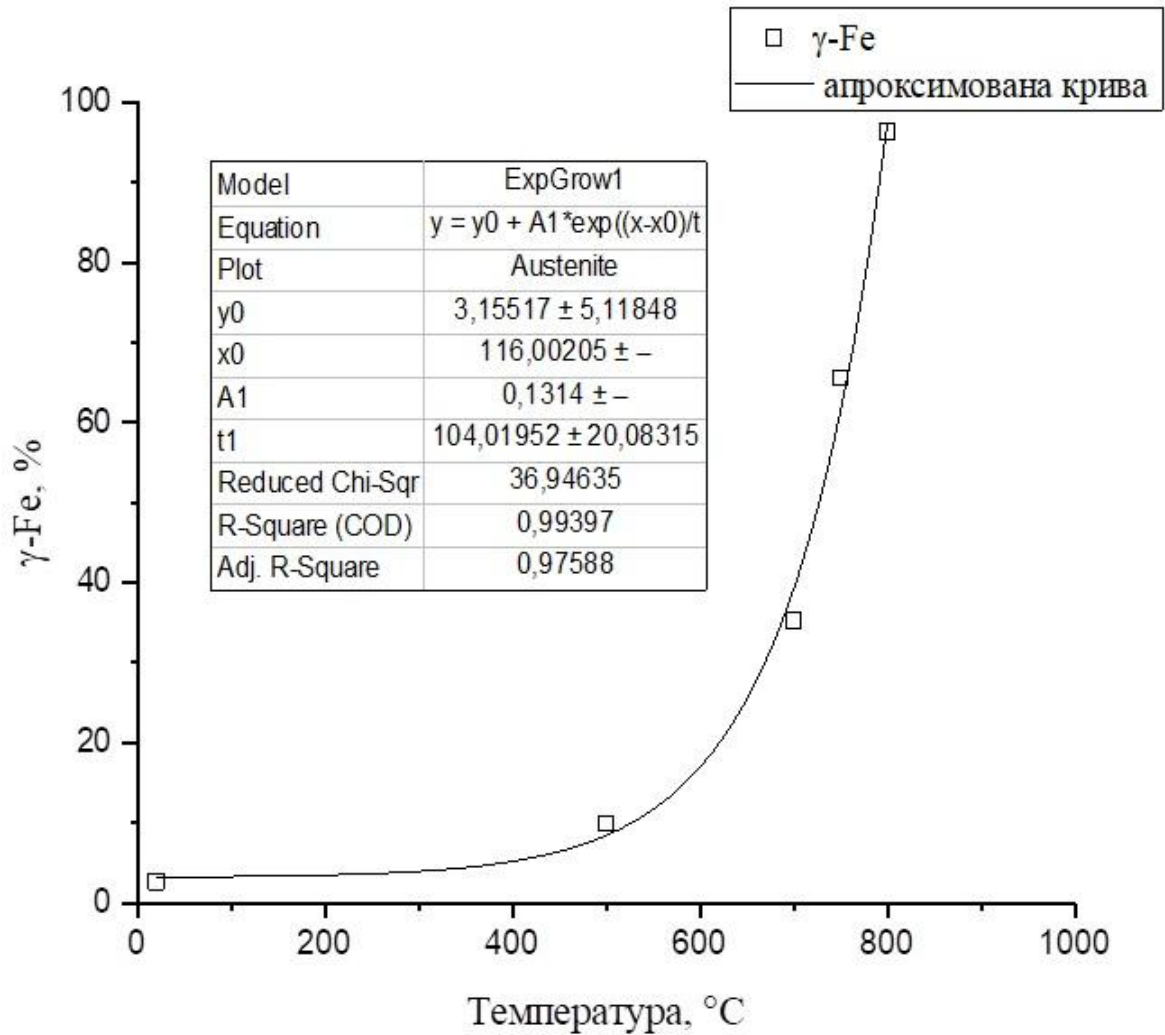


Рисунок 3.21 – Залежність кількості аустеніту у гартованій сталі 4X4N5M4Φ2 від температури її нагріву

Досліджена залежність (рис.3.21) та формула (3.7) на наш погляд може бути описана з використанням закону Арреніуса, який первинно встановлював залежність константи швидкості хімічної реакції (k) від температури у градусах Кельвінах (T) за формулою (3.8).

$$k = A \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right), \text{ де} \quad (3.8)$$

k – константа швидкості хімічної реакції;

T – абсолютна температура (зазвичай в Кельвінах);

R – універсальна газова постійна, Дж/моль·К;

E_a – енергія активації, постійна даної реакції, Дж/моль·К;

A – передекспоненціальний множник реакції, який слабо залежить від температури. (Оцінки цього параметру показують, що зміна температури в діапазоні від 200 до 300 °С призводить до зміни частоти зітнень A на 10 %)

Закон Арреніуса, розроблений для опису залежностей швидкості хімічної реакції від температури, застосовують також для опису температурно індукованих процесів, а саме деформаційних, теплових та кінетики утворення різних фаз.

Оскільки кількість аустеніту гартованої сталі в залежності від температури збільшується за експоненціальним законом, то виникає ідея зв'язати процес утворення аустеніту з енергією активації за формулою (3.9).

$$\%aus = A \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right), \text{ де} \quad (3.9)$$

$\%aus$ – кількість аустеніту.

Дані розрахунків зведені у табл. 3.4. Для перевірки виконання цього закону Арреніуса було побудовано залежність $\ln(Aus, \%)$ від зворотної величини температури нагріву (рис. 3.22). Вона повинна описуватись лінійною функцією (3.10). Як бачимо, на графіку лише три верхні точки утворюють пряму лінію, вони відповідають температурам 973, 1023 та 1073 К. Четверта точка, що відповідає температурі 773 К, при певному припущенні також може бути віднесена до цього закону, тоді як точка, що відповідає температурі 293 К, далеко відстоїть від зазначеної лінії і не може бути віднесена до цього закону.

Таблиця 3.4

Розрахункові дані для перевірки можливості застосування закону Арреніуса для опису зміни кількості аустеніту гартованої сталі від температури у градусах Кельвіна

Температура, °C	Температура, К	1/T	γ-Fe	α-Fe	Аустеніт, %
20	293	0,003413	2,7	97,3	0,993252
500	773	0,001294	9,9	90,1	2,292535
700	973	0,001028	35,2	64,8	3,561046
750	1023	0,000978	65,6	32,8	4,183576
800	1073	0,000932	96,3	2	4,567468

$$\ln(\%aus) = \left(-\frac{E_a}{R}\right) \cdot \left(\frac{1}{T}\right) + \ln A \quad (3.10)$$

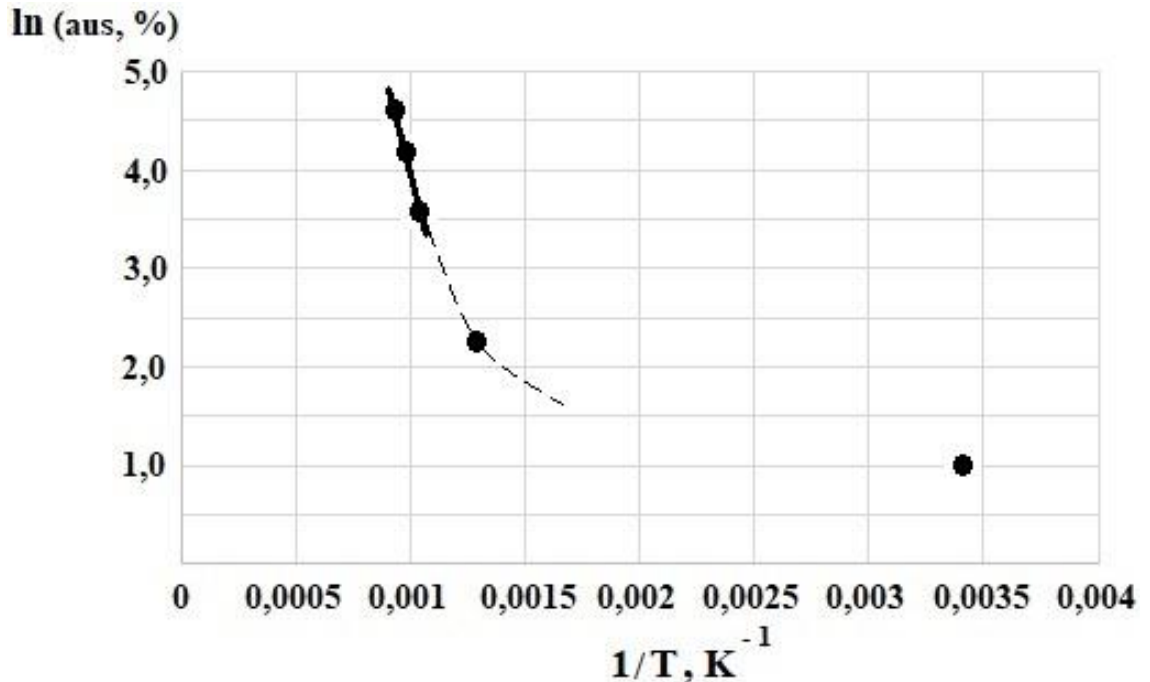


Рисунок 3.22 – Залежність $\ln(aus, \%)$ від зворотної величини від температури нагрівання сталі 4X3H5M3Ф після гартування за температури 1040 ± 10 °C

Було прийнято рішення розрахувати параметри закону Арреніуса лише для трьох верхніх точок (рис. 3.22). Розрахунок дав величину енергію активації (3.11) та натуральний логарифм передекспоненціального множника $\ln(aus, \%)$. Отримана залежність (3.11) мала коефіцієнт детермінованості $R^2=0,988$ (рис. 3.23).

$$\left(-\frac{E_a}{R}\right) = 10540 \quad (3.11)$$

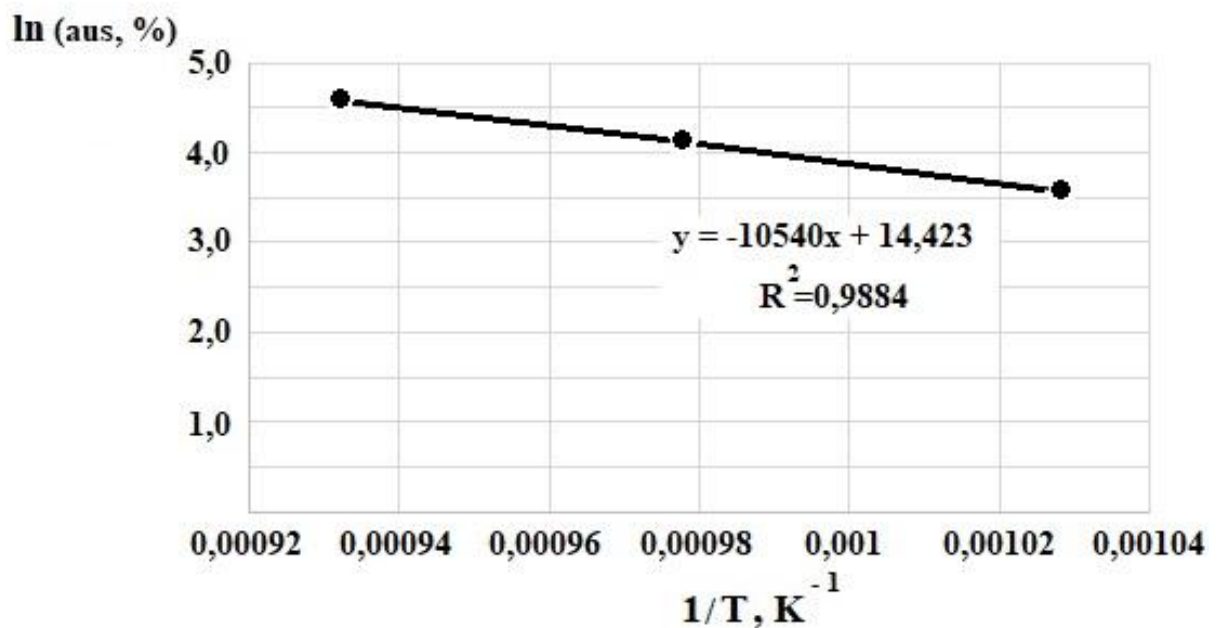


Рисунок 3.23. Лінійна залежність $\ln(aus, \%)$ від зворотної величини від температури нагрівання сталі 4X3H5M3Ф для температур 973, 1023 та 1073 К

Таким чином, графік залежності кількості аустеніту від температури в інтервалі 973-1073 К після гартування сталі за температури 1040 ± 10 °С виглядає наступним чином (рис. 3.24) та описується залежністю (3.12).

$$\%aus = 2 \cdot 10^6 \exp\left(-10540 \frac{1}{T}\right) \quad (3.12)$$

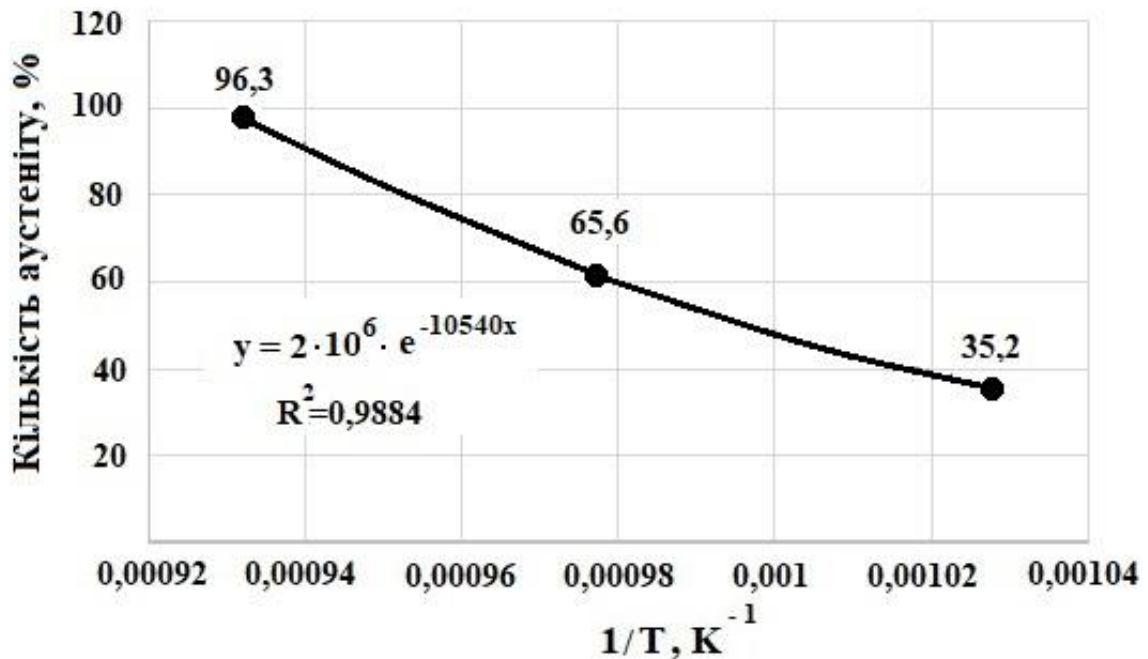
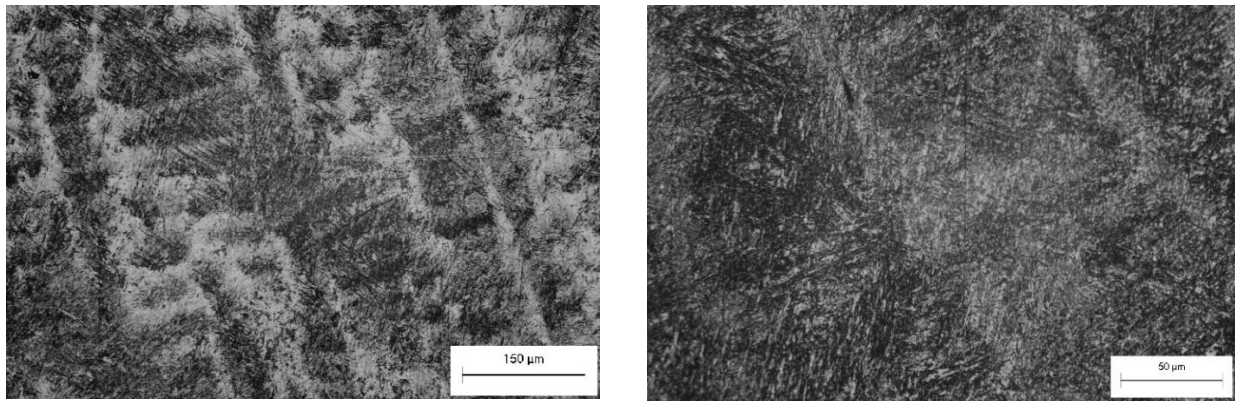


Рисунок 3.24 – Залежність кількості аустеніту від температури, що описується законом Арреніуса

3.5 Остаточна термічна обробка штампової сталі 4X3H5M3Ф

3.5.1 Формування структури сталі 4X3H5M3Ф при гартуванні

Штамповий інструмент для гарячого деформування кольорових металів та сплавів повинен мати підвищену твердість. Для підвищення твердості сталі проводять основну термічну операцію – гартування. При гартуванні сталі 4X3H5M3Ф відбувається процес розчинення карбідних фаз у гомогенному аустеніті, а при охолодженні відбувається перенасичення вуглецем в α -Fe, що призводить до зсуву міжатомних площин кристалічної ґратки, внаслідок чого утворюється мартенситна структура [56]. Заготовки піддавали гартуванню за температури 1010-1030 °С згідно до літературних даних [35, 57, 59]. Після цього твердість сталі 4X3H5M3Ф становила від 48 до 49 HRC. Мікроструктура дослідженої сталі після гартування залишалася дендритною (рис. 3.25 а), але при більшому збільшенні були чітко видно гілки мартенситної структури (рис. 3.25 б).



а

б

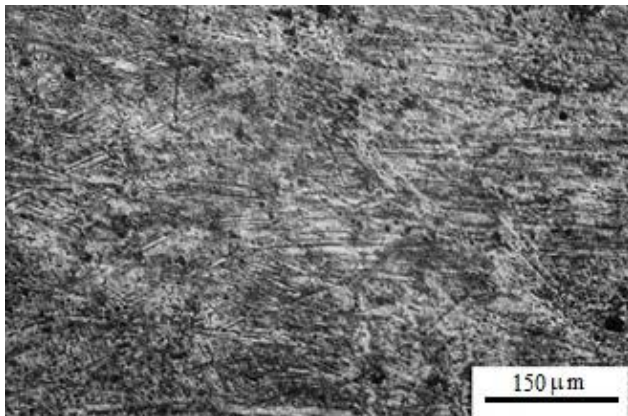
Рисунок 3.25 – Мікроструктури литої сталі 4X3H5M3Φ після гартування за температури 1025 ± 5 °С. а – дендритна структура з гілками мартенситу, б – гілки мартенситної структури

Згідно з результатами X-променевого фазового аналізу структура гартованої сталі 4X3H5M3Φ складається з α -Fe (мартенситу) та γ -Fe (аустеніту) – 97,30 та 2,70 мас. % відповідно (рис. 3.15).

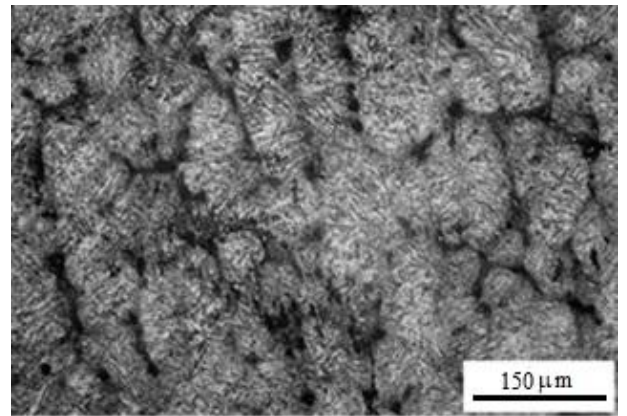
3.5.2 Формування структури сталі 4X3H5M3Φ при відпуску

Після гартування для формування кінцевих властивостей сталі було необхідно провести технологічну операцію термічної обробки сталі 4X3H5M3Φ – середньо-температурний відпуск нижче критичної точки A_{c1} , яка для дослідженої сталі становила 700 °С (рис. 3.11, рис. 3.20). Згідно з результатами металографічного аналізу показано, що структура сталі змінюється зі зміною температури відпуску. За температури відпуску 450 °С (рис. 3.26 а) у структурі сталі утворилися мартенситні гілки розмірами 120-130 мкм паралельні одна одній в межах зерна, розміри якого становлять 130-140 мкм. При цьому границі зерен важко розрізняються і їх можна ідентифікувати лише по орієнтації мартенситних гілок, які в межах різних зерен мають різний кут нахилу. При підвищенні температури нагріву сталі до 550 °С також змінюється її структура (рис. 3.26 б). Більш

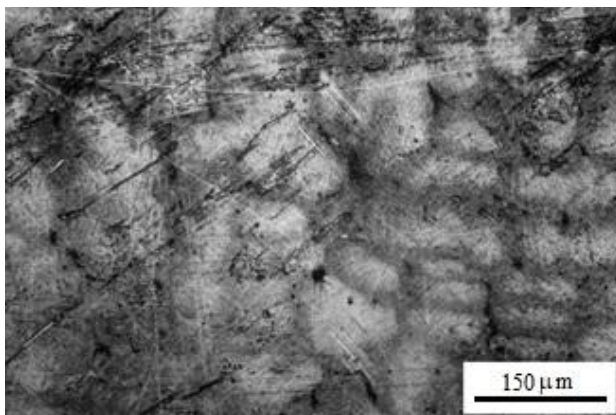
чіткими стають границі зерен, зменшуються розміри мартенситних гілок до 80-100 мкм. Зерна у площині шліфа мають витягнутий вигляд шириною 80-100 мкм, а довжиною 150-250 мкм. Зменшення розміру мартенситних гілок пов'язане з тим, що починається розпад мартенситу. Подальше збільшення температури до 580 °С призводить до утворення ферито-карбідної суміші (трооститу). Така структура слабо травиться 4,0 % розчином азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою пікринової кислоти і, дає нечітке металографічне зображення (рис. 3.26 в). Нагрів до температури 620 °С призводить до остаточного формування трооститної структури. Бачимо (рис. 3.26 г), що розмір зерен суттєво зменшився (переважний розмір зерен у площині зображення становить 70-120 мкм).



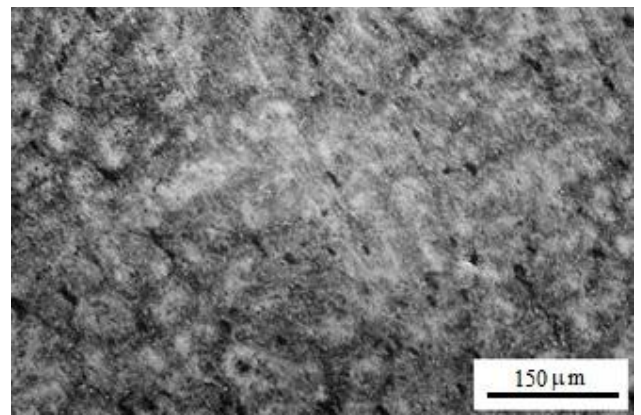
а



б

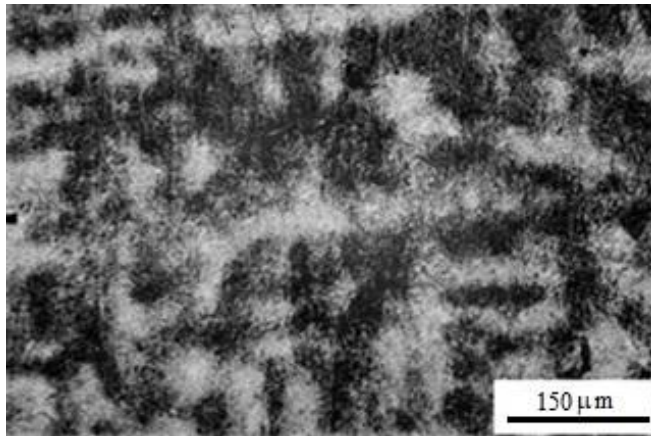


в



г

Продовження рисунка 3.26



г

Рисунок 3.26 – Мікроструктури литої сталі 4X3H5M3Ф гартованої за температури 1025 ± 5 °C після відпуску за різних температур. а – 450 °C, б – 550 °C, в – 580 °C, г – 620 °C, г – 650 °C

Встановлено, що вище температури 620 °C утворюється сорбітна структура сталі, зображення якої наведене на рисунку (рис. 3.26 г) для відпуску за температури 650 °C. Площа зайнята темною (ферит) та світлою (карбід) фазами близька, при чому на темному фоні виблискують світлі плями пластинчастих карбідів. Для підтвердження розпаду мартенситу при температурі 550 °C був проведений X-променевий фазовий аналіз відповідного зразка (рис. 3.27). Як бачимо, інтенсивні піки на дифрактограмі, одержаній за результатами X-променевого фазового аналізу, відповідають твердому розчину вуглецю в α -Fe (ОЦК) з параметром кристалічної ґратки 0,28768 нм. Також було проведене визначення гарячої твердості сталі *in situ* після гартування та відпуску (табл. 3.5). Методика визначення гарячої твердості була описана у роботі [294]. До температури 500 °C гаряча твердість практично не змінювалася з часом ізотермічної витримки, а при збільшенні температури до 550 °C під час ізотермічної витримки під навантаженням відбувалося зменшення гарячої твердості. Так при витримці від 1 до 10 хв гаряча твердість становила 2,52 ГПа, а при витримці 60 хв – зменшувалася майже на 10 %.

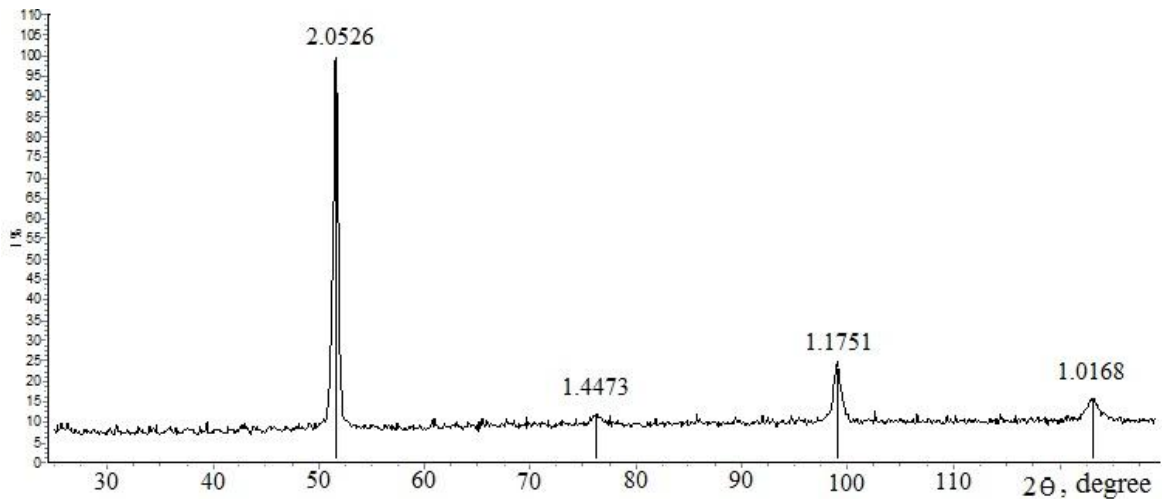


Рисунок 3.27 – Дифрактограма за результатами X-променевого фазового аналізу литої сталі 4ХЗН5МЗФ після гартування від температури 1025 ± 5 °С та відпуску за температури 550 °С

Таблиця 3.5

Залежність гарячої твердості литої сталі 4ХЗН5МЗФ, одержаної за ЕШКЛ та загартованої від температури 1025 ± 5 °С, після відпуску за температур 500 ± 5 °С та 550 ± 5 °С

Час, хв.	Температура відпуску, °С	
	500	550
Мікротвердість, ГПа		
1	3,09	2,52
10		2,52
30		2,38
60		2,26

Вперше були наведені результати вимірювання твердості за кімнатної температури після нагріву сталі 4ХЗН5МЗФ (табл. 3.6).

Встановлено, що від температури 400 °С (початок мартенситного перетворення) до температури 450 °С твердість сталі практично не змінювалася і становила $47-48$ HRC, після чого до температури 620 °С відбувалося повільне зниження твердості (остаточне формування трооститної структури). Після чого твердість не змінювалася до температури 700 °С (критична точка A_{c1}) і становила 38 HRC. У цьому стані досліджена сталь

мала перлітно-сорбітну структуру. Зміна твердості дослідженої сталі при вищих температурах описана у табл. 3.3, оскільки цей інтервал температур відповідає термічній операції – відпалу.

Таблиця 3.6

Теплостійкість литої сталі 4Х3Н5М3Ф, одержаної за ЕШКЛ та гартованої від температури 1025 ± 5 °С

Параметри	Відпуск за температури °С								
Т, °С	420	450	500	520	550	580	600	620	650
HRC	47,5	47,5	47,5	46	45	44	42	39,5	36,5

Примітки: Т – температура, HRC – твердість (середнє значення)

На рис. 3.27 показана дифрактограма литої сталі 4Х3Н5М3Ф після гартування від температури 1025 ± 5 °С та відпуску за температури 550 °С. Згідно результатів дослідження відпуск сталі для виготовлення матриць (гарячого деформування кольорових металів та сплавів) доцільно проводити за температур 550-600 °С. Встановлено, що за температури відпуску (вище 620 °С) досліджена сталь розміцнюється (табл. 3.6, рис. 3.28) і, в подальшому для підвищення її теплостійкості потребується коригування хімічного складу та розробка режимів термічної обробки.

В роботі було показано, що температура гартування сталі (1030 ± 10 °С) з урахуванням проведеного відпуску за температури 580 ± 5 °С (охолодження на повітрі) є достатньою, оскільки твердість сталі після термообробки становила 44 HRC (рис. 3.28, додаток А). Вище за температури 620 °С сталь розміцнювалася, твердість знизилася нижче 40 HRC за кімнатної температури.

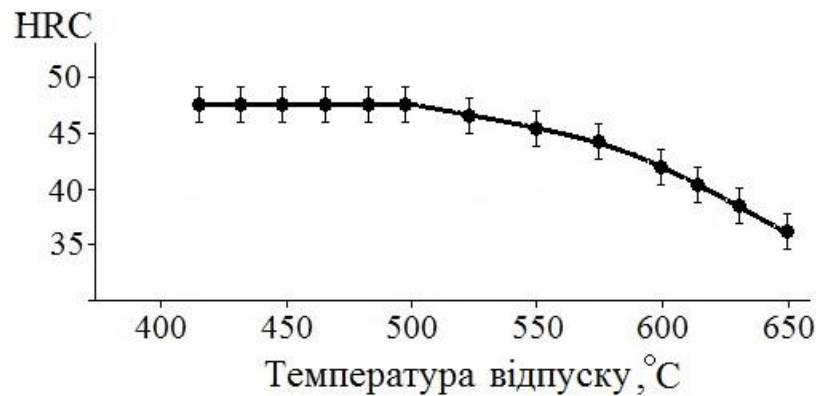


Рисунок 3.28 – Залежність твердості від температури відпуску литої сталі 4X3H5M3Ф, отриманої за технологією ЕШКЛ, гартованої за температури 1030 ± 10 °C

3.6 Розроблений технологічний регламент обробки сталі для виготовлення штампового інструменту для гарячого деформування міді та мідних сплавів

Раніше використовували термодформаційну обробку (кування) для сталей з РАПЕ, одержаних за ТТЛВ (рис. 3.29 а, б), а у запропонованій роботі проведена спроба скоротити таку обробку за рахунок використання ЕШКЛ (рис. 3.29 в).

Проведені експериментальні дослідження, що були використані [271] для сталі з РАПЕ (легованої манганом та мікролегованої азотом) після відпалу, потребують довготривалої ізотермічної витримки (рис. 3.29 а, технологічні операції 4 та 5) для зниження твердості та покращення механічної обробки при виготовленні інструменту. Для сталі з РАПЕ (легованої нікелем) ряд авторів [234, 237] використовували повний відпал за температури 860 °C (рис. 3.29 а, технологічна операція 3) отримували пластинчасту карбідну складову, що погіршує механічну обробку. Рекомендовано було проводити часткову перекристалізацію (рис. 3.29 в, технологічна операція 2) сталі з РАПЕ (легованої нікелем), щоб одержувати

кулеподібну карбідну складову для покращення механічної обробки при виготовленні інструменту.

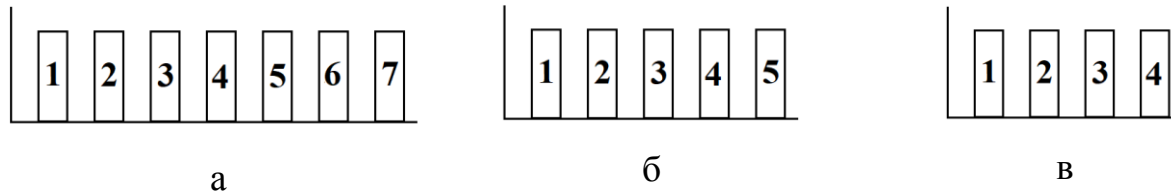


Рисунок 3.29. Схеми термічнодеформаційних обробок сталі з РАПЕ.

а – запропоновано автором [271]: 1 – традиційна технологія ливарного виробництва; 2 – кування 1160-1180 °С; 3 – відпал, нагрів 1050 °С ізотермічна витримка 1 год, охолодження на повітрі 330-450 °С, ізотермічна витримка 25 год; 4 та 5 – нагрів 550-580 °С, ізотермічна витримка 25 год, охолодження з піччю; 6 – гартування 1030-1050 °С; 7 – відпуск 600 °С; б – запропоновано авторами [234, 237]: 1 – традиційна технологія ливарного виробництва; 2 – кування 1160-1180 °С; 3 – відпал 850-880 °С; 4 – гартування 1030-1050 °С; 5 – відпуск 600 °С; в – рекомендовано: 1 – електрошлакове кокільне лиття; 2 – неповний відпал 730-770 °С, ізотермічна витримка 2-3 год, охолодження на повітрі; 3 – гартування 1090-1100 °С, охолодження в оливі; 4 – відпуск 590 ± 5 °С, охолодження на повітрі

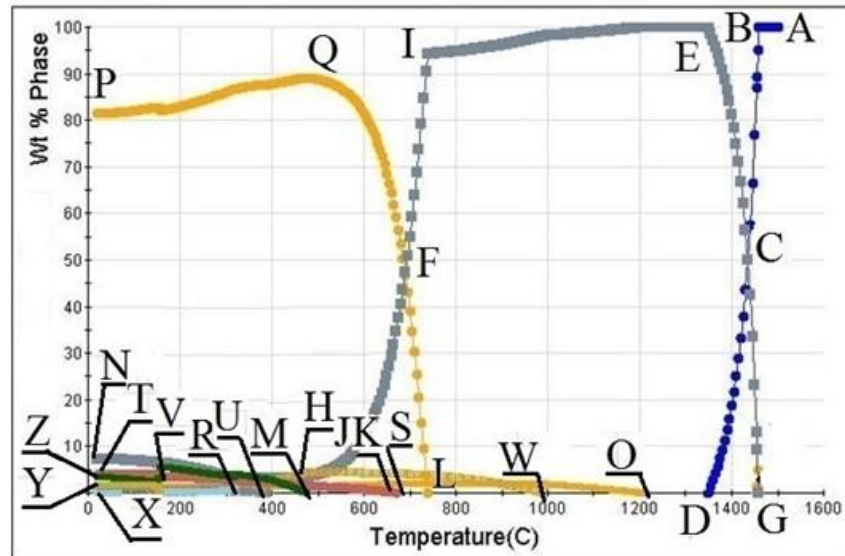
Авторами [234, 237, 271] було проведено ТТЛВ для одержання сталі з РАПЕ (рис. 3.29 а, б, технологічна операція 1), що потребувало проведення термодформаційної обробки (рис. 3.29 а, б, технологічна операція 2). Рекомендовано було проводити для сталі з РАПЕ за технологію ЕШКЛ (рис. 3.29 в, технологічна операція 1), щоб скоротити термодформаційну обробку (кування) і використовувати штамповий інструмент з литої сталі для гарячого деформування міді та славів на основі міді.

3.7 Формування структур та властивостей литих штампових сталей на основі сталей з РАПЕ зі зміненим хімічним складом (вуглець, нікель та молібден) в інтервалі температур від кімнатної до критичної точки A_{c1}

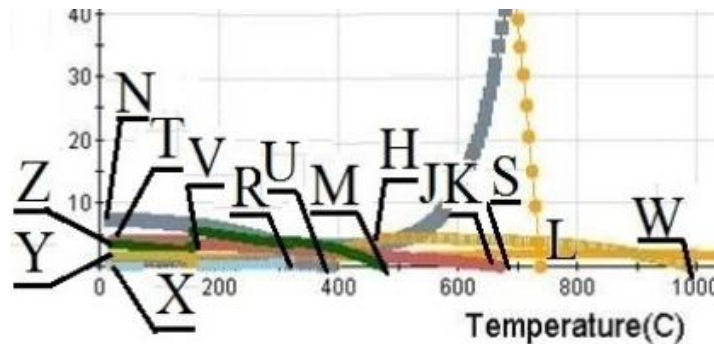
3.7.1 Дослідження властивостей штампової сталі зі збільшеною кількістю вуглецю, хрому та ванадію (5X4H4M3Ф2) при гартуванні та відпуску

При виплавці досліджуваної сталі 4X3H5M3Ф був змінений її хімічний склад. Було збільшено на 0,1 % вміст вуглецю, на 1 % – хрому та на 1 % – ванадію, а кількість нікелю зменшена на 1 %, що відповідало сталі (за масою, %): C – 0,50, Cr – 3,90, Ni – 4,3, Mo – 2,75, V – 1,85, Si – 0,12, Mn – 0,22. Така зміна хімічного складу на наш погляд повинна була підвищити твердість (теплостійкість) сталі за рахунок підвищення температури гартування та призвести до розчинення карбідних фаз $M_{23}C_6$ та M_7C_3 . Розчинення цих карбідних фаз важливе для того, щоб при наступному нагріві вони виділялися при більш високих температурах відпуску і підвищували теплостійкість сталі.

Загальне уявлення про трансформацію фаз при зміні температури можна отримати побудувавши прогнозовану фазову діаграму з використанням пакетів даних про досліджувану систему, включаючи і енергію Гіббса. Так для сталі з хімічним складом (за масою, %) близьким до досліджуваної сталі: C – 0,45, Cr – 3,90, Ni – 5,10, Mo – 3,75, V – 1,75 %, Si – 0,10, Mn – 0,24 в результаті термодинамічного моделювання за допомогою обчислювального методу CALPHAD, у корпорації "Tiangong international Co., Ltd." (Danyang city, Jiangsu province, Chine) була побудована така діаграма в координатах кількість фази - температура (рис. 3.30 а, б).



a



б

Рисунок 3.30 – Діаграма фазово-структурного стану сталі 4X4H5M4Φ2, одержана в результаті дослідження у корпорації "Tiangong international Co., Ltd." (Danyang city, Jiangsu province, Chine): а – діаграма, б – фрагмент фазової діаграми

В результаті експериментальних досліджень вперше було встановлено, що за температур вище 500-550 °C у сталі (α -Fe), сталь стає термодинамічно нестійкою і перетворюється на аустеніт (γ -Fe), вміст якого досягає майже 100 % за температури вище 1000 °C, який і залишається у такій кількості до початку розплавлення (~1350 °C). Кількість інших фаз (рис. 3.30 б), що утворюються та розкладаються при зміні температури, не перевищує 10 % (а в більшості 5 %). Лінії термодинамічної рівноваги позначені великими латинськими літерами. Встановлено лінію ліквідуса (ABCD), область

аустенітної структури (NFIECG) та присутність залишкового аустеніту у твердому розчині (NJ) до температури 460 °С; область фази фериту (PQFL); температура точки евтектоїда 700 °С (F); існування мартенситної структури (VH) до температури 440 °С; присутність фази Лавеса (VM); присутність ϵ -карбіду $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ (XR) у твердому розчині; карбідної фази M_{23}C_6 (TS) та M_2C (YK); M_6C (YW); MC (YO). Слід зазначити, що фазові діаграми на основі CALPHAD [292, 293] надають інформацію про термодинамічну рівновагу та дозволяють провести аналіз фазових рівноваг у складних системах для комплексно легованих штампових сталей для гарячого деформування. Діаграму ізотермічного перетворення аустеніту під час термічної обробки литої сталі, представлену на рисунку (рис. 3.31), також було одержано в результаті проведення дослідження у корпорації "Tiangong international Co., Ltd." (Danyang city, Jiangsu province, Chine).

Вперше встановлено, що початкова температура перетворення мартенситу у сталі відповідає 191,4 °С (рис. 3.31). При швидкому охолодженні сталі нижче температури 151,2 °С мартенситна структура складала приблизно 50 %, а при швидкому охолодженні сталі нижче температури 57,9 °С – становила 90 %. Якщо проводити ізотермічну витримку за температури 323,3 °С – утворюється бейнітна структура. За температури відпуску 530 °С гартованої сталі, мартенсит відпуску розпадається і утворюється трооститна структура. В інтервалі температур від 744,5 до 759,0 °С утворюється перлітно-сорбітна структура. Така діаграма необхідна для встановлення обґрунтованих режимів термічної обробки штампової сталі.

Отримані дані з експериментальних досліджень при гартуванні сталі 5X4H4M3Ф2 з підвищенням температур (табл. 3.7) дозволили визначити оптимальні режими термічної обробки: гартування – 1050±10 °С та відпуск – 560 °С при цьому режиму термічної обробки сталі, сталь мала твердість 45 HRC. Встановлено, що теплостійкість литої дослідженої сталі при

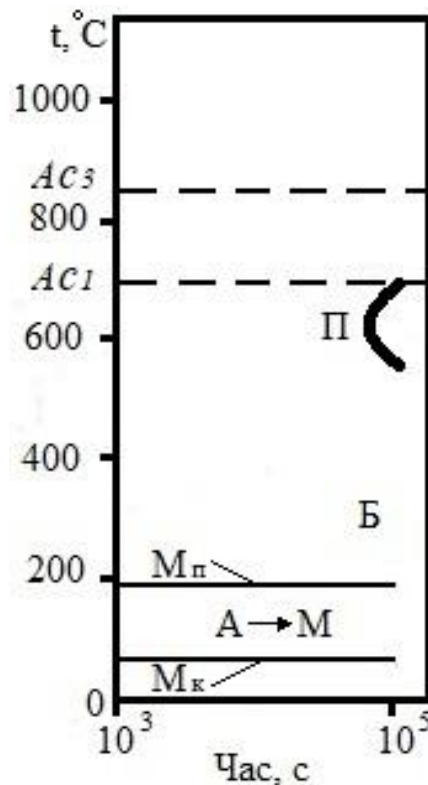


Рисунок 3.31 – Діаграма кінетики ізотермічного переохолодженого аустеніту сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної в корпорації "Tiangong international Co., Ltd." (Danyang city, Jiangsu province, Chine). t – температура, A_{c1} та A_{c3} – критичні температурні точки, П – перліт, Б – бейніт, $M_{п}$ – початок мартенситного перетворення, $M_{к}$ – кінець мартенситного перетворення, $A \rightarrow M$ – перетворення від аустеніта до мартенситної структури

відпуску за температури 620 °C становить 42 HRC. Отже, підвищення температури гартування сталі дозволяє у подальшому, при відпуску, підвищити її теплостійкість. Подальший напрямок розвитку технології термічної обробки та хімічного складу дослідженої штампової сталі може полягати у збільшенні в її складі концентрації карбідних фаз, що дозволить підвищити її теплостійкість після проведення остаточного відпуску. Проте, було встановлено, що підвищення вуглецю у складі дослідженої сталі зменшує твердість (табл. 3.7), що може спричинити підвищення температури існування оберненої відпускнуї крихкості і при роботі інструменту експлуатаційні температури можуть захопити інтервал температур

відпускної крихкості. Такий результат можна пояснити додатковим виділенням карбідної фази M_7C_3 у твердому розчині після відпуску сталі за температури вище 600 °С.

Таблиця 3.7

Результати визначення твердості за кімнатної температури з литої сталі 5Х4Н4М3Ф2, одержаної за ЕШКЛ, гартування та відпуску

Температура режиму термічної обробки, °С		Твердість, HRC
Гартування	Відпуск	
1020	560	45
	620	34
1050	560	45
	620	42
1070	560	44
	620	36

3.7.2 Розробка режимів термічної обробки литої сталі зі збільшеною кількістю хрому, нікелю та молібдену

Термічна обробка штампової сталі включає ряд стандартних технологічних операцій, які були описані вище, але після зміни хімічного складу литої сталі, де самі режими термічної обробки вимагають додаткового визначення. У табл. 3.8, наведені властивості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після повного відпалу за розробленим режимом та ступінчастого відпалу за режимом, який був розроблений для сталі 4Х2Н5М3К5Ф (рис. 3.8, рис. 3.29 б). При цьому були одержані достатньо високі характеристики міцності 1390-1400 МПа (табл. 3.8).

В роботі було визначено, що при неповному відпалі за температури $750 \pm 20^\circ\text{C}$ межа міцності та межа плинності дослідженої литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 становили 900 та 800 МПа, відповідно (табл. 3.8). Відносне подовження та звуження становили 15 та 12 %, відповідно. Ударна в'язкість (КС) дорівнювала 1800 кДж/м^2 . Запропонований режим неповного відпалу за температури $750 \pm 20^\circ\text{C}$ дозволив підвищити у три рази ударну в'язкість,

знизити твердість на 5 HRC та знизити межу міцності на 500 МПа порівняно з властивостями сталі з РАПЕ 4Х2Н5М3К5Ф, термічно обробленої за режимом, запропонованим професором О.Д. Озерським та його учнями [237].

Таблиця 3.8

Механічні властивості за кімнатної температури з литої сталі

4Х4Н5М4Ф2 після відпалу

Температура, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	φ , %	ψ , %	КС, кДж/м ²	HRC
860±20 та 350±20	1390- 1400	1350- 1360	11-12	10-11	500-600	37-38
750±20	900-910	800-810	14-15	11-12	1700-1800	32-33

У роботі досліджена залежність твердості HRC від режимів гартування та низькотемпературного відпуску дослідної литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 (рис. 3.32). Встановлено оптимальну температуру гартування литої сталі – 1100±5 °С. Від температури гартування залежать два визначальних конкуруючих процеси: розчинення карбідної фази у γ -фазі заліза зростання розміру зерна. Найбільша твердість відповідає оптимальній температурі гартування. В температурному інтервалі гартування сталі від 1050±5 °С до 1070±5 °С твердість збільшується від 49,0 до 53,5 HRC. Нагрів до режиму гартування 1070±5 °С та відпуск сталі за 590 °С є недостатніми для отримання високої твердості та ударної в'язкості (рис. 3.33, рис. 3.34), навіть при використанні подвійного гартування (табл. 3.9). Подальше підвищення температури гартування литої сталі (1090±5 °С) призводить до підвищення її твердості. У такому стані штампова сталь набуває підвищеної крихкості та схильності до виникнення внутрішніх напружень. Тому, після гартування проводять низькотемпературний відпуск 190±10 °С (рис. 3.32, крива 2).

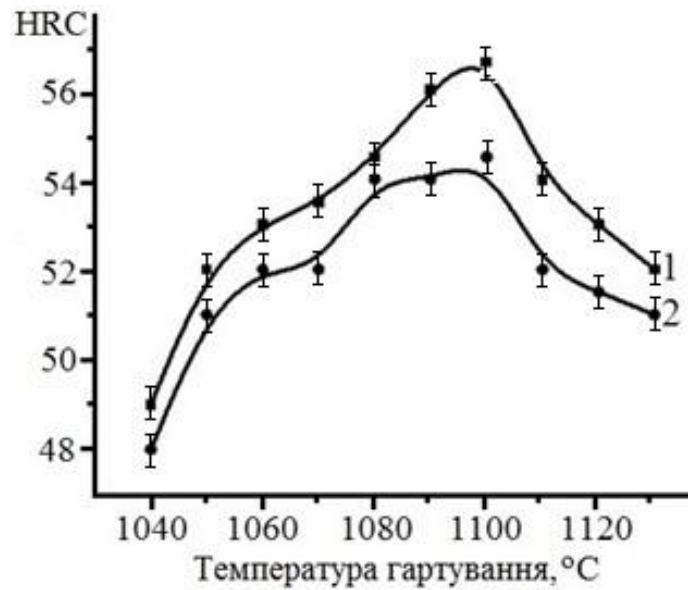


Рисунок 3.32 – Залежність твердості (HRC) литої сталі 4X4H5M4Ф2 від температурного режиму. 1 – гартування (охолодження в оливі), 2 – гартування (охолодження в оливі) та відпуск за температури 180 °C (ізотермічна витримка 2 год) та охолодження на повітрі

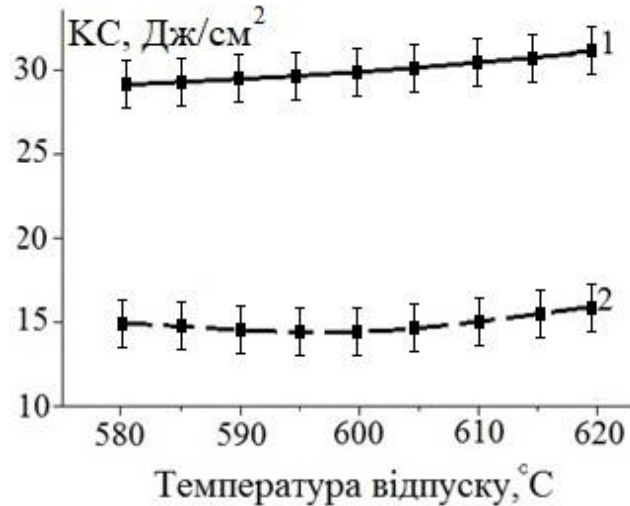


Рисунок 3.33 – Залежність ударної в'язкості від температури відпуску литої сталі 4X4H5M4Ф2, загартованої від двох різних температур (криві 1 та 2). 1 – 1100±5 °C, 2 – 1080±5 °C

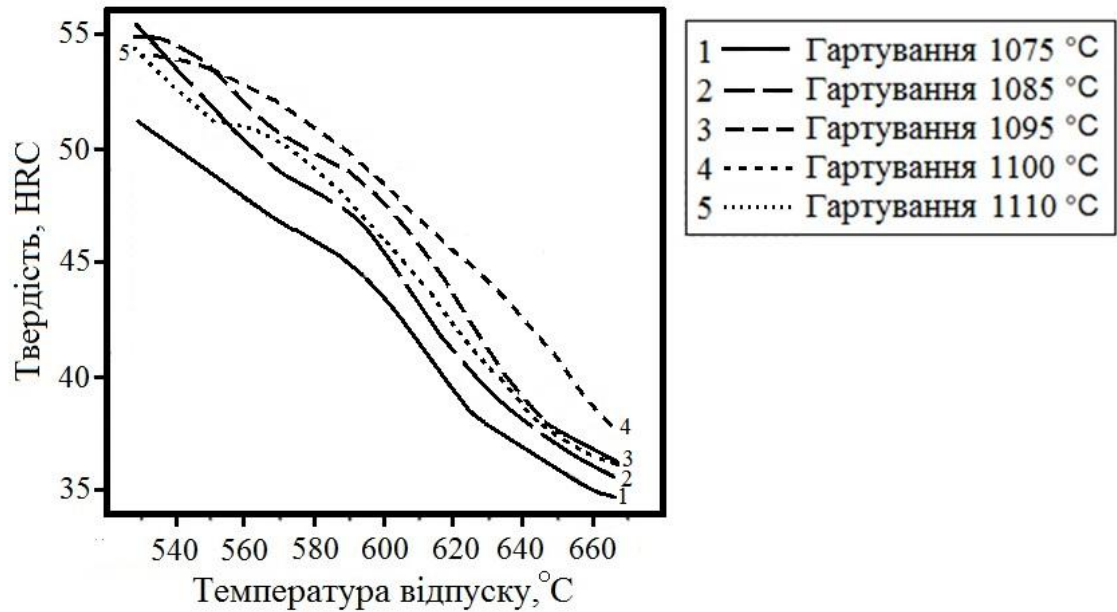


Рисунок 3.34 – Залежність твердості (теплостійкості) литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 від температур гартування та відпуску (охолодження на повітрі). 1 – температура аустенізації 1075±5 °C, 2 – 1085±5 °C, 3 – 1095±5 °C, 4 – 1100±5 °C, 5 – 1110±5 °C

Таблиця 3.9

Фізико-механічні властивості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування 1100±5 °C та відпуску при різних режимах охолодження

Температура відпуску, °C	Властивості (середнє значення)	Охолодження сталі			
		На повітрі	В печі	В оливі	В оливі*
550	Твердість, HRC	53,5	54,5	52,0	52,5
	КС, кДж/м ²	300	350	250	350
	σ _{0,2} , МПа	1760	-	1730	1660
	σ _в , МПа	1860	-	1810	1760
600	Твердість, HRC	48,5	49,5	49,5	48,0
	КС, кДж/м ²	300	350	600	750
	σ _{0,2} , МПа	1500	1360	1440	1380
	σ _в , МПа	1600	1500	1580	1530

Примітка: * - подвійне гартування 1100±5 °C

Для дослідженої сталі після низькотемпературного відпуску твердість знижувалася до 2-3 HRC. Крім того, криві залежності твердості для гартованих зразків та зразків після гартування та відпуску проходили майже еквідистантно. Було встановлено, що максимальна твердість після гартування відповідає температурам 1095-1105 °С. Після гартування сталі у дослідженому інтервалі температур, паралельно з визначенням твердості за кімнатної температури, проводили визначення питомого електричного опору. Залежність питомого електричного опору, визначеного за кімнатної температури, литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ, від температури гартування показана на рис. 3.35.

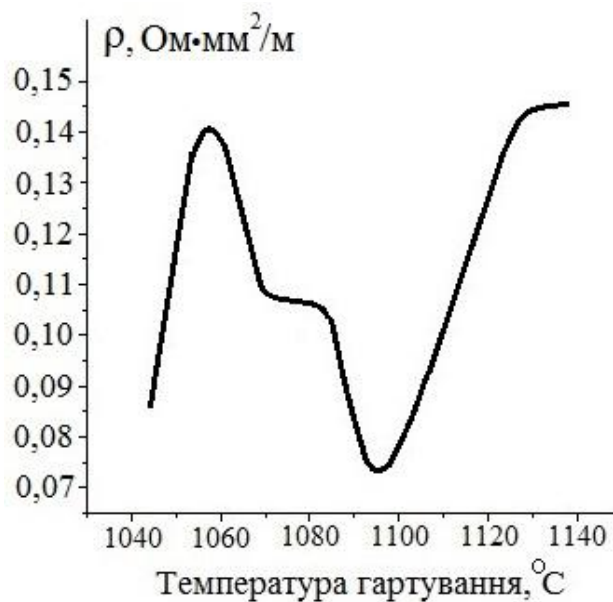


Рисунок 3.35 – Залежність питомого електричного опору за кімнатної температури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ, від температури гартування (вимірювання проводили по поверхні)

Зміна питомого електричного опору від температури гартування відбувалася за нелінійним законом, спочатку (від 1040 до 1060 °С) він збільшувався від 0,085 до 0,14 Ом·мм²/м, потім (від 1060 до 1095 °С) зменшувався до 0,075 Ом·мм²/м, а потім (від 1095 до 1130 °С) знову збільшувався до 0,145 Ом·мм²/м з подальшим виходом на насичення

(рис. 3.35). Тобто при гартуванні від 1040 та 1095 °С питомий електричний опір сталі знаходився на рівні (навіть трохи нижче), ніж у чистого заліза, для якого за кімнатної температури він дорівнює 0,097 Ом·мм²/м [300]. Такий результат пояснюється наявністю у сталі 5 % мас. нікелю, який має питомий електричний опір 0,068 Ом·мм²/м. Для того, щоб пояснити одержані результати у подальшому буде досліджена структура сталі.

При поліморфних перетвореннях метали ведуть себе по різному: спостерігають стрибкоподібне збільшення або зменшення опору, іноді змін не спостерігають. Тобто прогнозувати поведінку питомого електричного опору досить важко. Крім того, питомий електричний опір залежить від багатьох факторів, зокрема при гартуванні від окислення (утворення окислів), яке його зменшує, знеуглецювання – яке його збільшує, а також від виділення та розчинення карбідних фаз, і тому, однозначно описати залежність, наведену на рисунку (рис. 3.35), поки що не можливо.

При подальших дослідженнях було встановлено, що після одноразового гартування литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 при підвищеній температурі (1065±5 °С) та відпуску 590 °С з охолодженням на повітрі не вдалось суттєво підвищити її теплостійкість та характеристики міцності (табл. 3.10). Однак, було встановлено, що при проведенні повторного гартування від тієї ж температури, теплостійкість сталі підвищилась на 4 HRC (табл. 3.10).

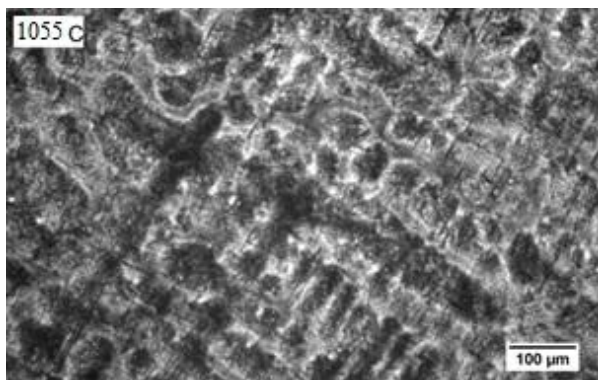
Таблиця 3.10

Фізико-механічні властивості за кімнатної температури з литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування 1065±5 °С та відпуску 590 °С

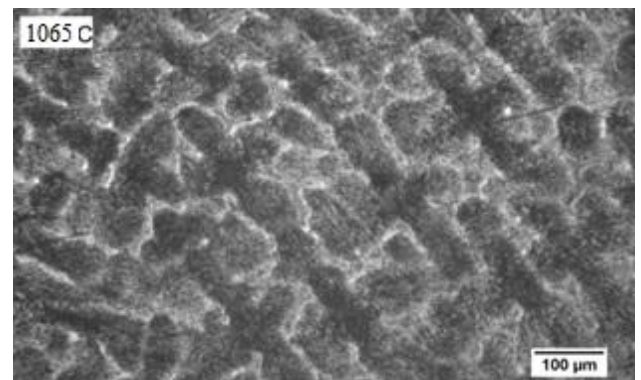
Властивості	Гартування (одноразове)	Гартування (подвійне)
HRC _п *	38 – 40	43 – 44
HRC	40	44
σ _в , МПа	1387	1324
σ _{0,2} , МПа	1284	1295
φ, %	5	3,5
ψ, %	12	5

Примітка: HRC_п* – твердість на поверхні (знеуглецьований шар)

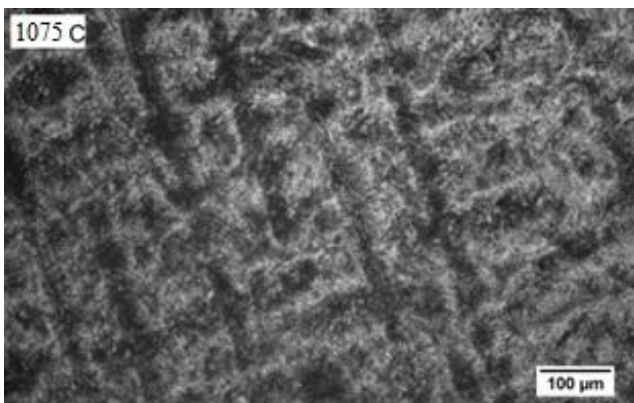
Встановлено лише, що температура гартування, яка відповідає максимальній твердості, відповідає і мінімальному питомому електричному опору. Після цього були проведені дослідження мікроструктур зразків (рис. 3.36 а-ж, рис. 3.37 а-ж, рис. 3.38 а-є), які гартували за тих же самих температур, і було встановлено наступне: структура сталі складалася із залишкового аустеніту та нерозчинених карбідних фаз з тетрагональною ґраткою, яка відповідала мартенситній структурі та мала максимальну твердість та мінімальний питомий електричний опір (рис. 3.35, рис. 3.39) і така структура забезпечила оптимальні фізико-механічні властивості сталі. Зниження питомого електричного опору від температури гартування 1065 до 1100 °С (рис. 3.35) було пов'язане з розчиненням карбідних фаз, головним чином на основі хрому ($M_{23}C_6$, M_7C_3). Отже, вважаємо таку температуру гартування (1100 ± 10 °С) сталі – оптимальною.



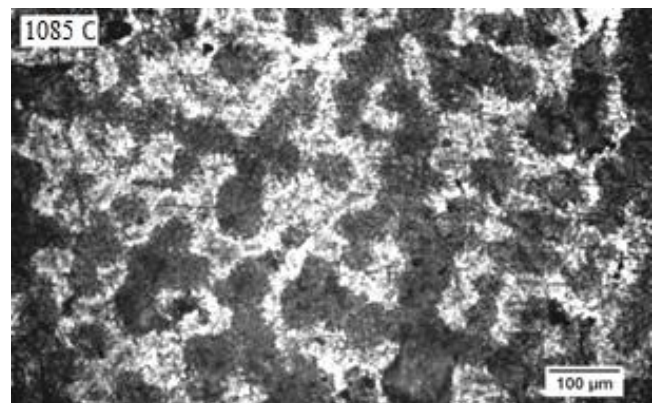
а



б



в



г

Продовження рисунка 3.36 –

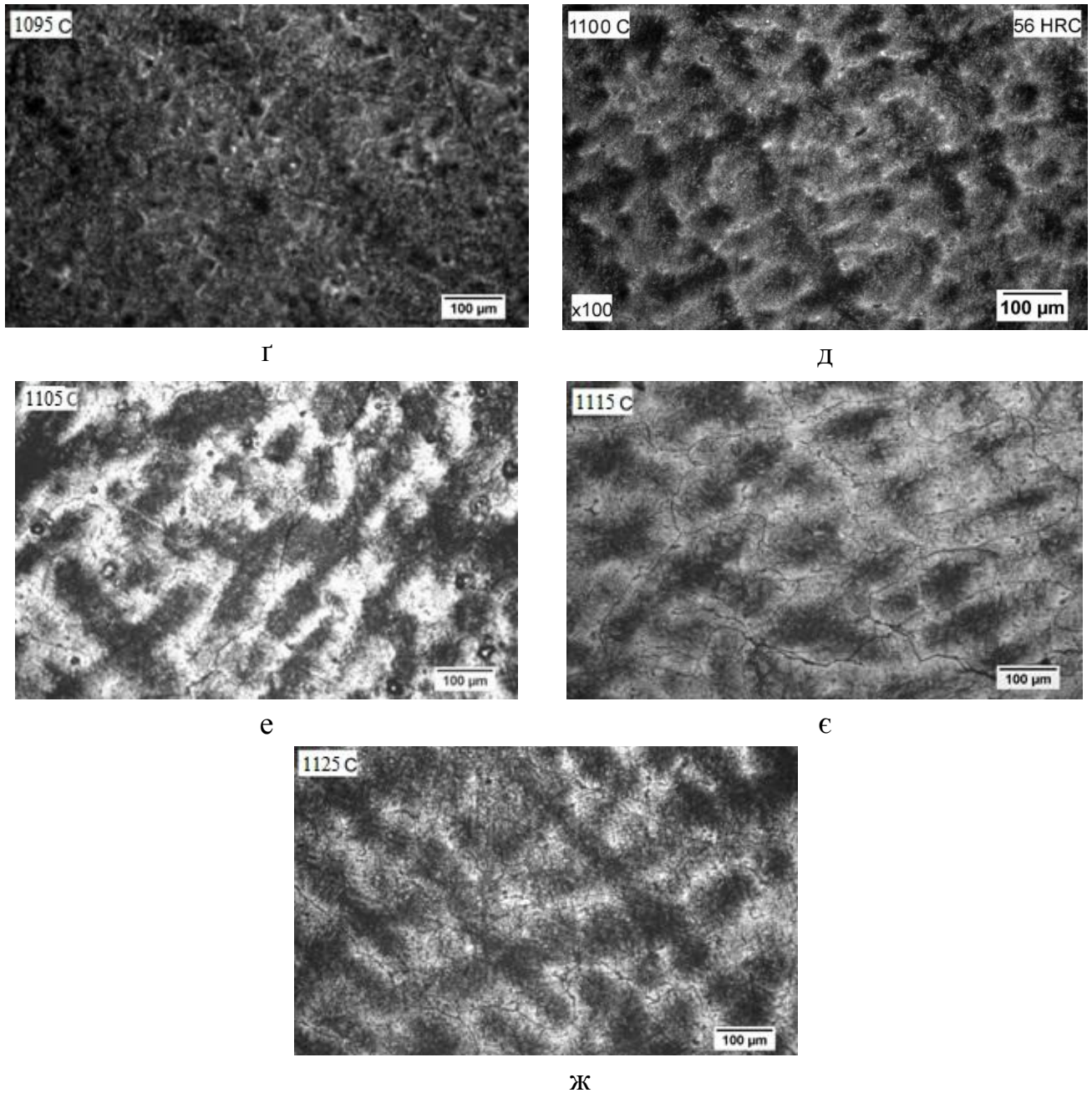
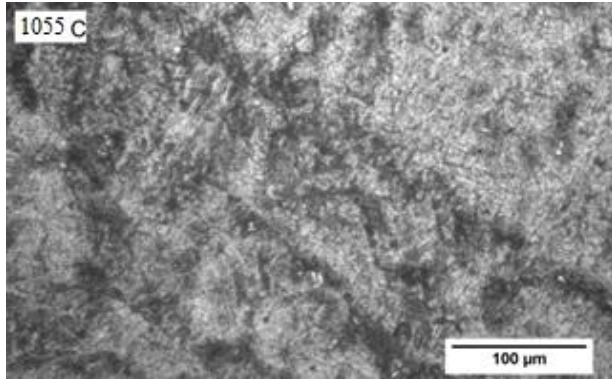
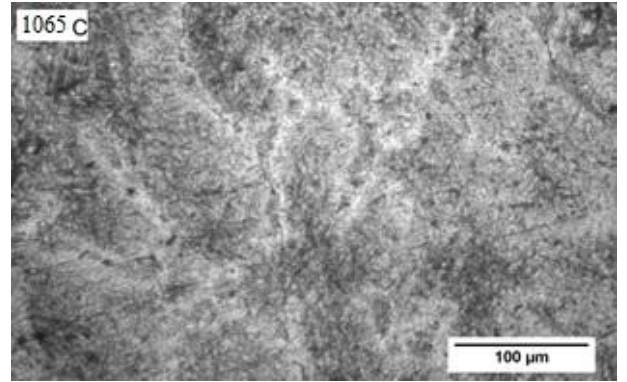


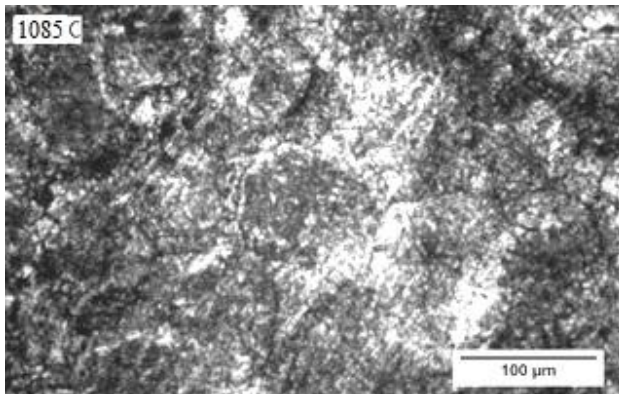
Рисунок 3.36 – Мікроструктури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після різних режимів гартування: а – 1055 ± 5 °С, б – 1065 ± 5 °С, в – 1075 ± 5 °С, г – 1085 ± 5 °С, г – 1095 ± 5 °С, д – 1100 ± 5 °С, е – 1105 ± 5 °С, е – 1115 ± 5 °С, ж – 1125 ± 5 °С



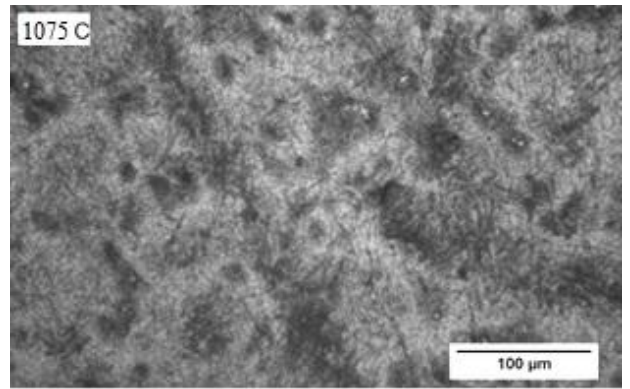
a



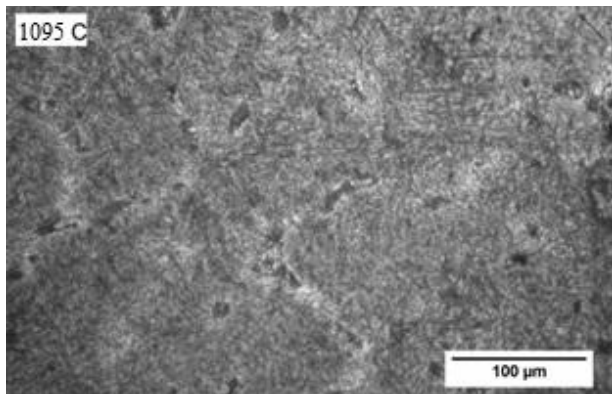
б



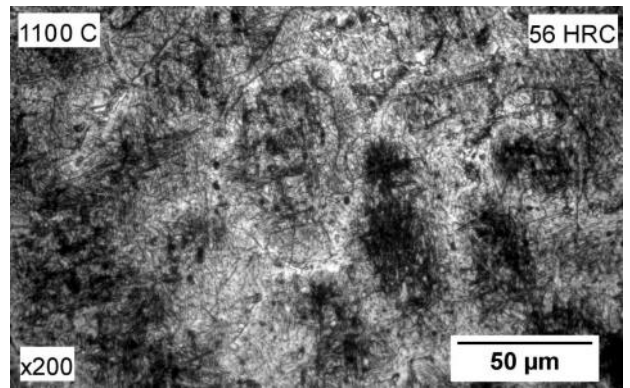
в



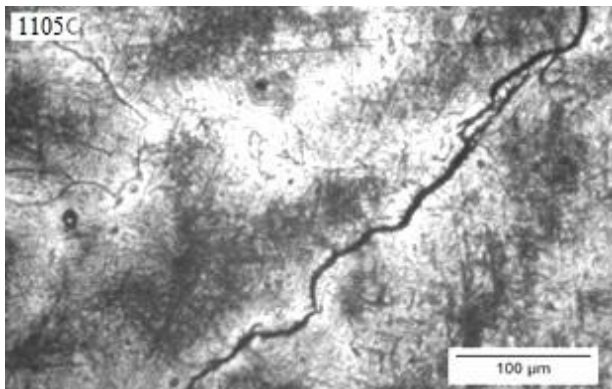
г



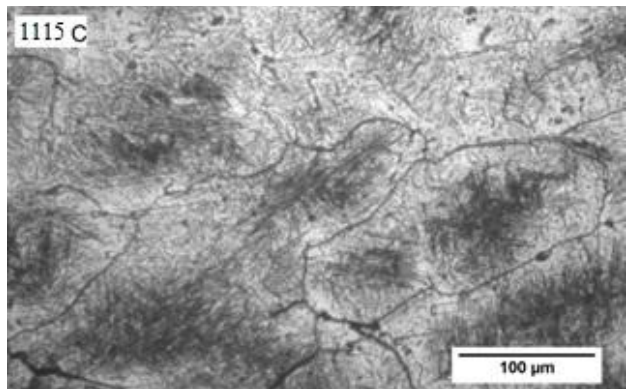
д



е

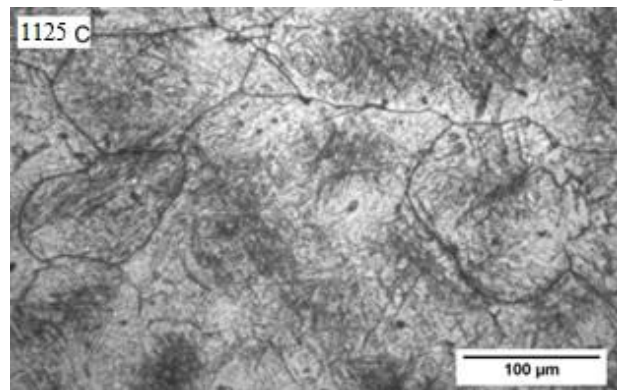


ж



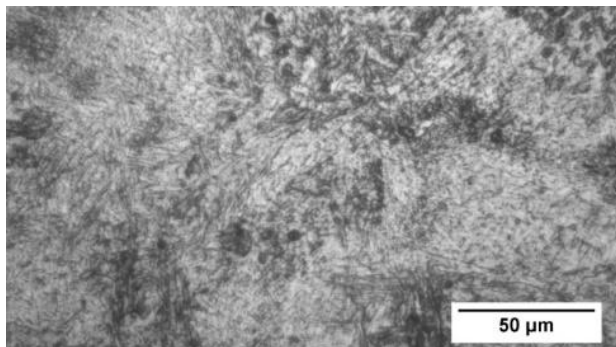
з

Продовження рисунка 3.37

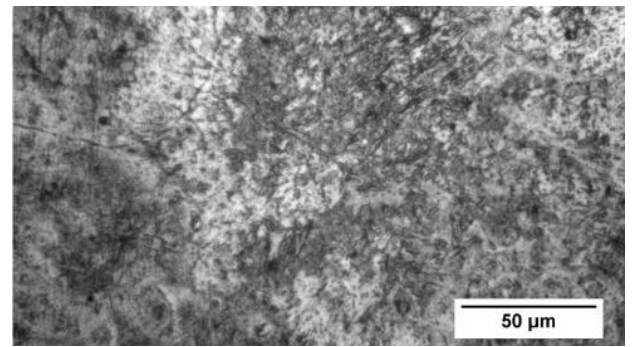


ж

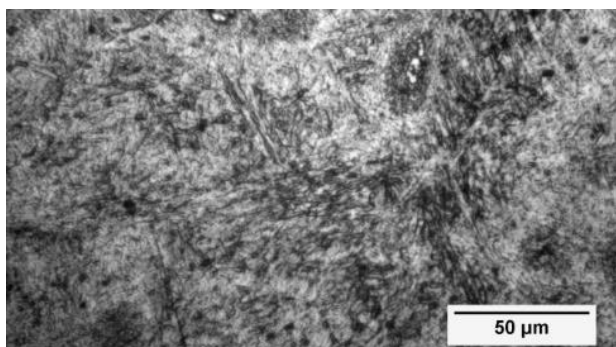
Рисунок 3.37 – Мікроструктури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після різних режимів гартування. а – 1055 ± 5 °С, б – 1065 ± 5 °С, в – 1075 ± 5 °С, г – 1085 ± 5 °С, д – 1095 ± 5 °С, е – 1100 ± 5 °С, є – 1115 ± 5 °С, ж – 1125 ± 5 °С



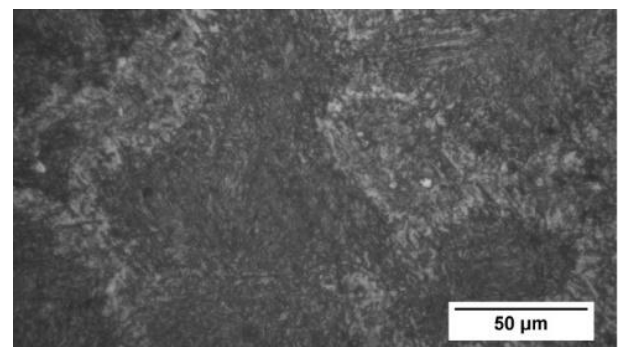
а



б



в



г

Продовження рисунка 3.38

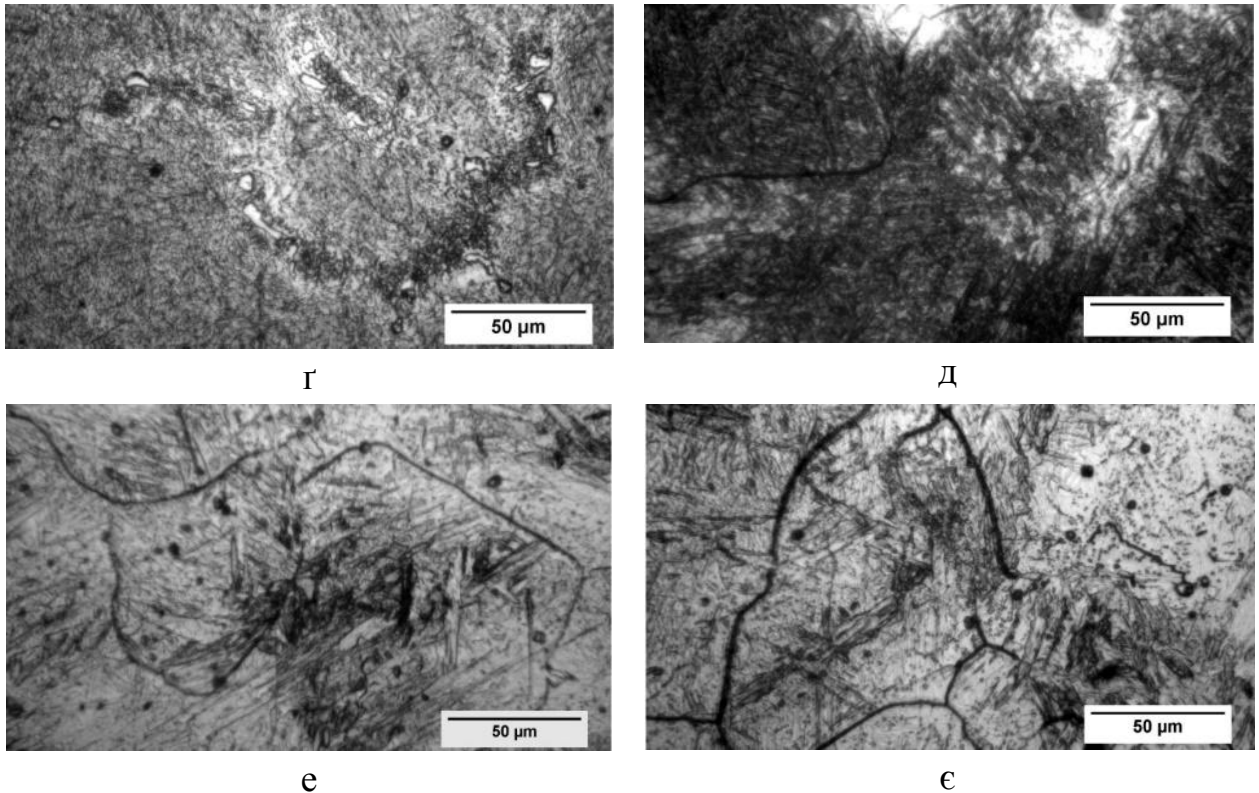


Рисунок 3.38 – Мікроструктури литої сталі 4X4H5M4Ф2 після різних режимах гартування. а – 1055 ± 5 °С, б – 1065 ± 5 °С, в – 1075 ± 5 °С, г – 1085 ± 5 °С, д – 1095 ± 5 °С, е – 1110 ± 5 °С, є – 1115 ± 5 °С, ж – 1125 ± 5 °С

Подальші експериментальні дослідження показали, що проводити гартування дослідженої литої сталі від температури вищої за 1110 °С не доцільно, оскільки починає відбуватись процес первинної рекристалізації (рис. 3.36 е, є, рис. 3.37 е, є, рис. 3.38 д, е), а вище за температури 1130 °С – вторинної рекристалізації (рис. 3.36 ж, рис. 3.37 ж, рис. 3.38 є, рис. 3.40 а – в), при цьому відбувається укрупнення зерна, що у подальшому призводило до зниження характеристик міцності кінцевого виробу зі сталі. Зростаюча крива на графіку залежності питомого електричного опору від температури гартування від 1110 до 1135 °С (рис. 3.35) була пов'язана з первинною та вторинною рекристалізацією, коли відбувалось укрупнення зерен аустеніту у структурі сталі.

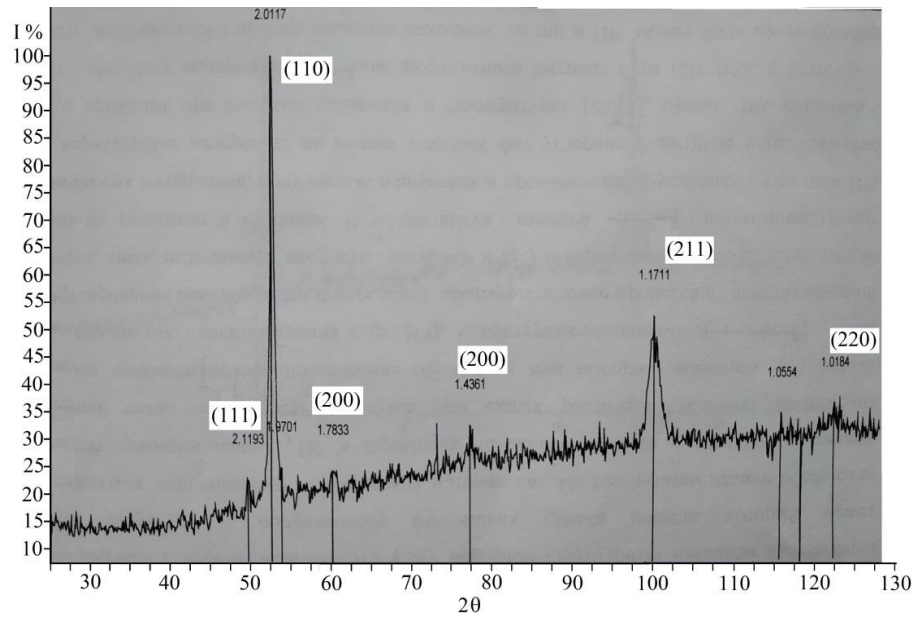
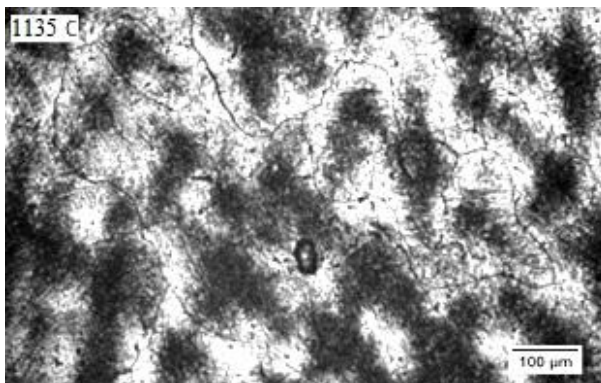
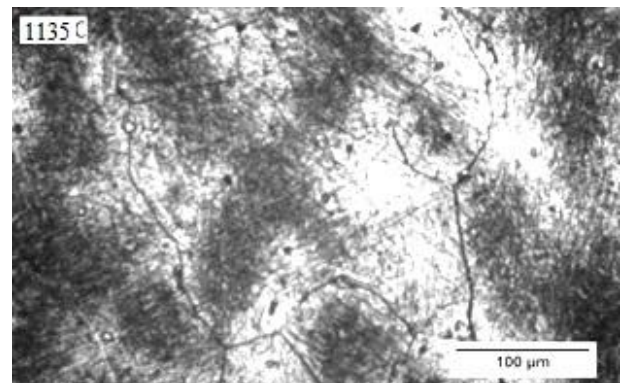


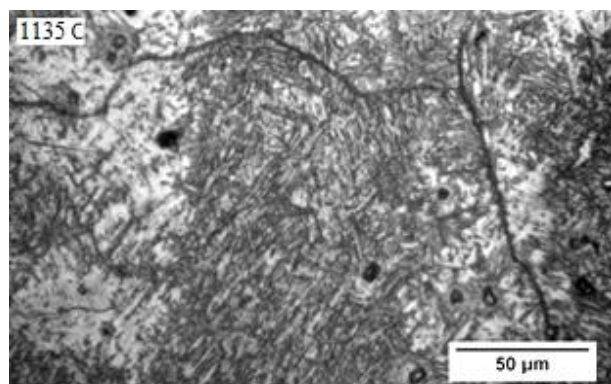
Рисунок 3.39 – Дифрактограма за результатами X-променевого фазового аналізу литої сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної за ЕШКЛ, після гартування від температури 1095 ± 5 °C



а



б



в

Рисунок 3.40 – Мікроструктури литої сталі 4X4H5M4Ф2 після гартування 1135 ± 5 °C. а – збільшення у 100 разів, б – 200, в – 400

В результаті експериментальних досліджень було встановлено (рис. 3.41 а, б), що гартування супроводжувалося знеуглецюванням поверхневого шару сталі та зменшенням кількості карбідної складової у відповідних зонах і, як наслідок, відбувалося укрупнення зерна в процесі аустенізації, що могло спричинити виникнення мікротріщин. Тому, бажано проводити гартування сталі у захисному середовищі, або враховувати запас припуску при виготовленні штампового інструменту. Дослідження розподілу мікротвердості в об'ємі зразка підтвердило, що при гартуванні на повітрі відбувається знеуглецювання поверхневого шару.

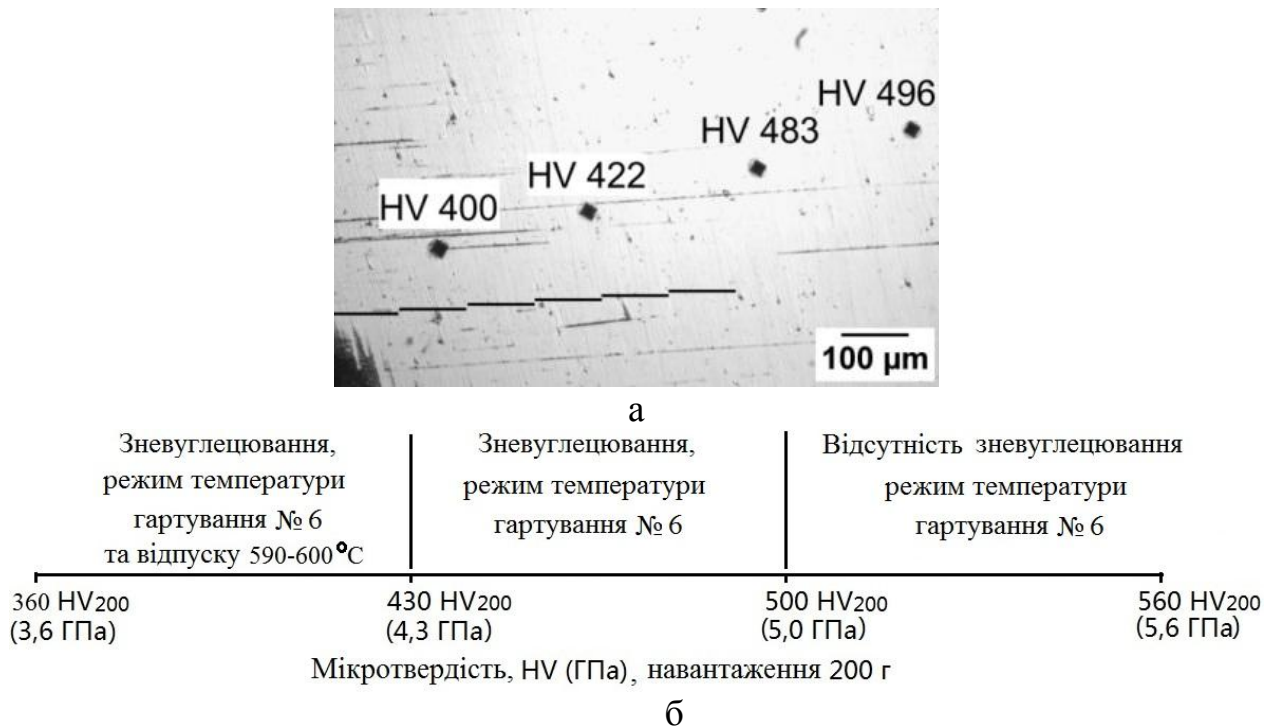


Рисунок 3.41 – Зразки гартованої литої сталі та встановлення області знеуглецювання за допомогою розподілу мікротвердості. а – зміна мікротвердості від поверхневого шару у глибину заготовки сталі 4Х4Н5М4Ф2, б – знеуглецювання поверхневого шару сталі 4Х4Н5М4Ф2 за режимом гартування від температури 1095±5 °С та відпуску за температури 590-600 °С

Глибина знеуглецювання згідно з одержаними даними становила приблизно 0,8-1,0 мм (рис. 3.41 а). Встановлювати глибину знеуглецювання дослідженої сталі 4Х4Н5М4Ф2 можна, використовуючи шкалу мікротвердості приведену на рисунку (рис. 3.41 б). Одержані результати необхідні при проектуванні режимів механічної обробки штампового інструменту при виготовленні матриць для гарячого деформування кольорових металів та сплавів.

3.7.3 Розробка режимів остаточної термічної обробки сталі 4Х4Н5М4Ф2

Для одержання кінцевої структури сталі з високими експлуатаційними властивостями необхідно розробити режими термічної обробки при проміжних операціях. В результаті проведення досліджень було встановлено, що ударна в'язкість досліджуваної литої сталі мала найбільшу величину за температури гартування 1090 ± 5 °С, при цьому при збільшенні температури відпуску від 580 до 620 °С ударна в'язкість збільшувалась по лінійному закону від 290 до 310 кДж/м² (залежність 5, рис. 3.42). Було також встановлено, що охолодження на повітрі після відпуску збільшило ударну в'язкість (залежності 4, 5, рис. 3.42), тоді як охолодження у печі призвело до зниження ударної в'язкості (залежності 1, 2, 3, рис. 3.42) і рівень цього зниження збільшувався з ростом температури гартування. Описане дослідження ударної в'язкості проводили у досить вузькому інтервалі температур відпуску 580-620 °С (при цих температурах традиційно проводять відпуск штампових сталей). Для встановлення максимальних значень ударної в'язкості інтервал температур відпуску 530-660 °С був суттєво розширений. На рис. 3.43 а, б, показані залежності теплостійкості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 від температури відпуску за різних температур гартування.

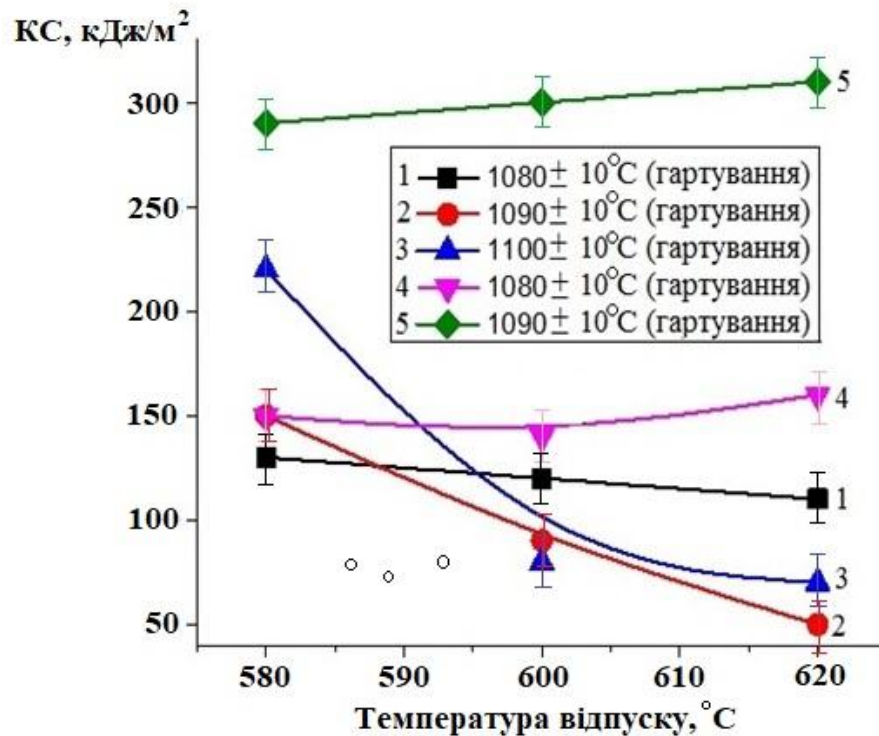
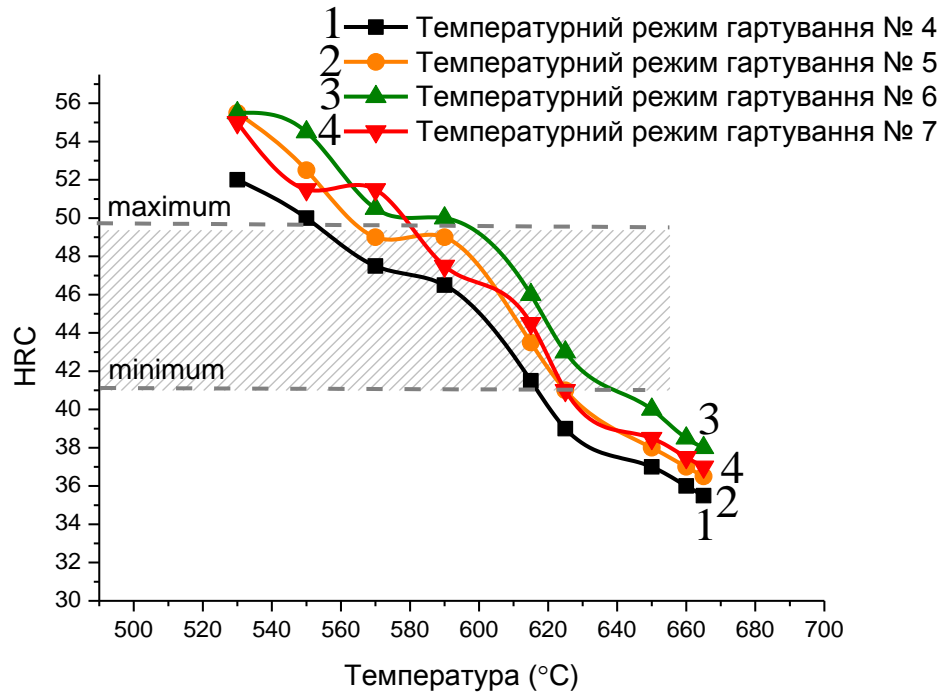
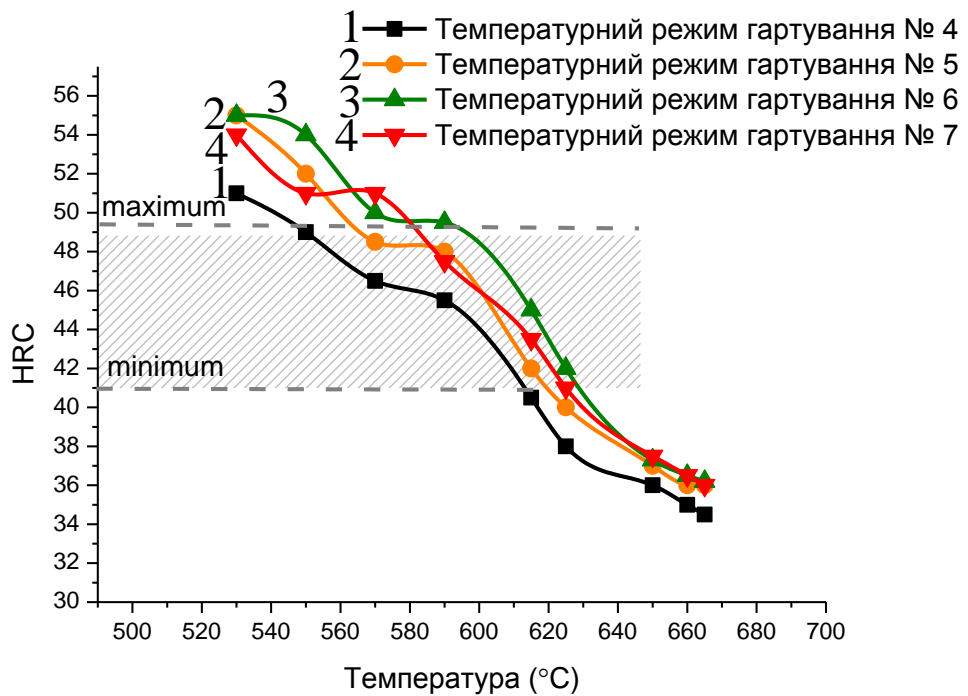


Рисунок 3.42 – Залежність ударної в'язкості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 від температури відпуску для різних режимів гартування. 1, 2, 3 – охолодження у печі, 4, 5 – охолодження на повітрі

Встановлено, що зі зміною температури відпуску твердість змінюється нелінійно. Твердість сталі при охолодженні у печі на декілька одиниць вища (рис. 3.43 а) за ту, що одержана при охолодженні на повітрі (рис. 3.43 б). В результаті проведеного дослідження багатьох режимів температур гартування на відпуску було встановлено, що найкращим температурним режимом гартування є 1095 ± 5 °С (крива 3, рис. 3.43 б), тому, що при охолодженні на повітрі, досягається більша ударна в'язкість (залежність 5, рис. 3.42). Штампова сталь повинна мати оптимальний інтервал твердості вище 40-41 HRC та нижче 49-50 HRC (пунктирні лінії на рис. 3.43 а, б). Дослідження відповідних структур сталі (рис. 3.44 а – г) показало, що при охолодженні на повітрі після відпуску на границях зерен виділяється менша кількість карбідної складової, ніж у випадку охолодження зразків з піччю, що призводить до збільшення ударної в'язкості більше ніж у 2 рази.



а



б

Рисунок 3.43 – Залежності теплостійкості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 від температури відпуску за різних температур гартування. а – охолодження в печі; б – охолодження на повітрі; температурний режим гартування: 1 – 1080 ± 5 °C, 2 – 1090 ± 5 °C, 3 – 1100 ± 5 °C, 4 – 1110 ± 5 °C

Менша кількість виділених карбідів не дозволяє їм сформуватися у суцільну сітку, яка обмежує зерна сталі (рис. 3.44 а, в), тоді як при охолодженні у печі така сітка частково спостерігається (рис. 3.44 б, г). Було встановлено, що найкращим режимом охолодження після відпуску є охолодження на повітрі, а не в печі. Використання температури гартування у 1100 ± 5 °С дозволило підвищити теплостійкість литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 до температури 645-650 °С (твердість 40-41 HRC), тоді як раніше на сталі 4Х3Н5М3Ф теплостійкість становила 615-620 °С (твердість 39,5-40,5 HRC).

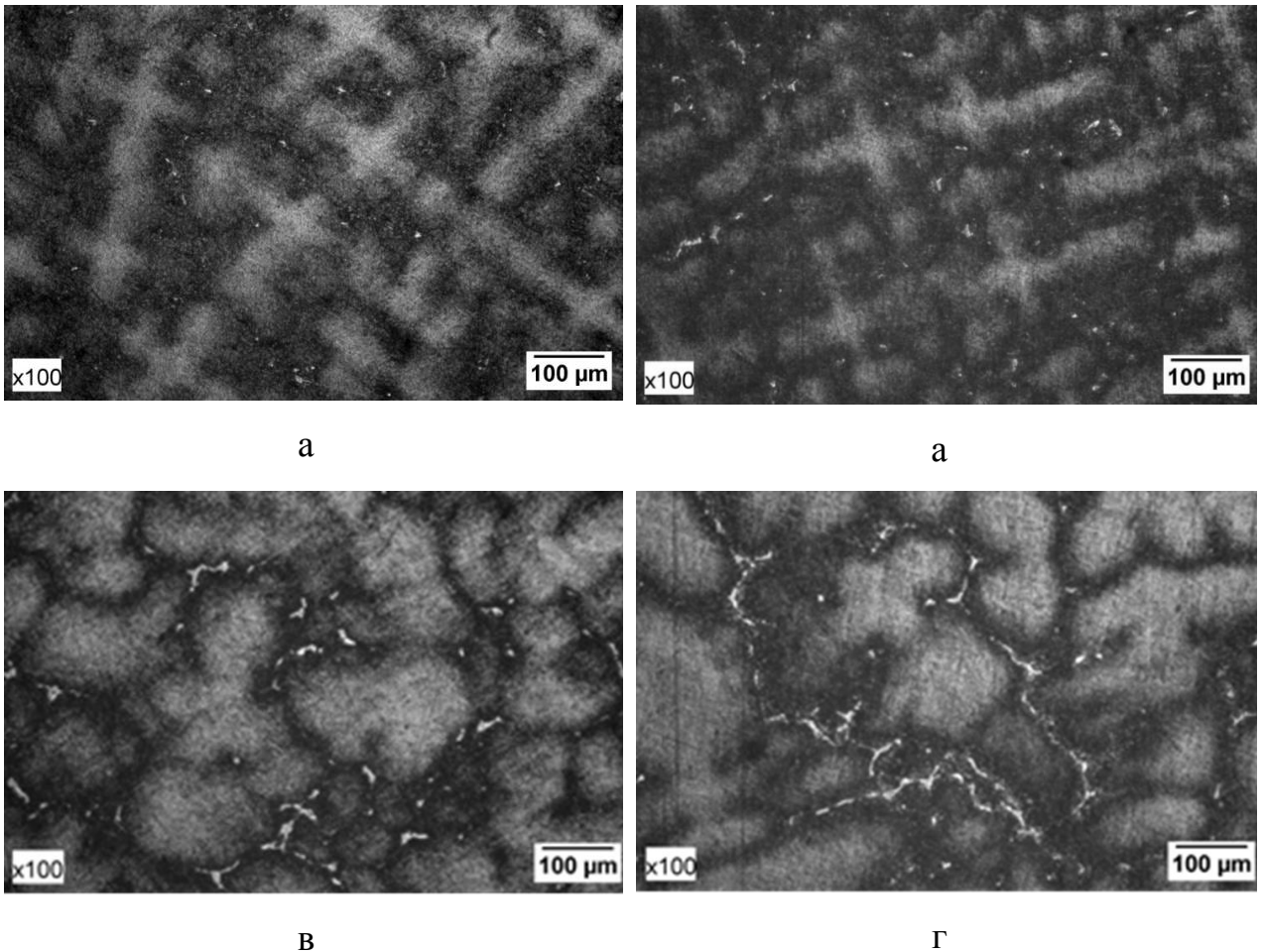


Рисунок 3.44 – Мікроструктури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування за температури 1095 ± 5 °С та відпуску з ізотермічною витримкою 4 години. а, б – 600 °С; в, г – 620 °С; а, в – охолодження на повітрі; б, г – охолодження у печі

3.7.4 Комплексне дослідження властивостей литої сталі 4X4H5M4Ф2 після відпуску

Після проведення гартування за оптимальним режимом було проведене комплексне дослідження властивостей сталі. У таблиці 3.11 наведені властивості: теплостійкість, ударна в'язкість, питомий електричний опір, межа міцності та межа плинності для різних режимах відпуску (охолодження на повітрі). Наявність одержаних даних дозволяє прогнозувати зміни фазово-структурного стану дослідженої сталі у процесі її термічної обробки. Дослідження відповідних мікроструктур сталі показало, що після охолодження на повітрі на границях зерен виділяється менша кількість карбідної складової, ніж у випадку охолодження зразків у печі, або в оліві, що призводить до збільшення ударної в'язкості. Трооститна структура спостерігається на металографічних зображеннях відповідних мікрошліфів та наявність її підтверджується величинами твердості сталі: 48,5 HRC (відпуск за температури 600 °С) та 45,5 HRC (відпуск за температури 620 °С), рис. 3.45. Праворуч від вертикальної штрихової лінії (рис. 3.45) литої сталі 4X4H5M4Ф2, яка має теплостійкість нижчу за гранично допустиму (650 °С), тобто при відпуску вище цієї температури штамповий інструмент непридатний для експлуатації (виникають тріщини). Праворуч від штрихпунктирної лінії не бажано проводити відпуск сталі, оскільки твердість становитиме менше 45 HRC. Твердість після відпуску для штампової сталі гарячого деформування повинна становити вище 46 HRC (трооститна структура). Межа міцності повинна становити вище 1300 МПа (горизонтальна штрих пунктирна лінія на рис. 3.45). У відповідності з літературними даними [3] границя плинності повинна становити вище 900 МПа. На рис. 3.45 (горизонтальна штрих пунктирна лінія) показано, що границя плинності становить вище 1200 МПа. Ударна в'язкість в інтервалі 600-620 °С мало збільшується, і складає більше 320 кДж/м²

(рис. 3.45 горизонтальна пунктирна лінія). Зростання температури відпуску вище 650 °С призводить до зниження теплостійкості (менше 40 HRC), яке супроводжується появою крихкості другого роду (обернена) та розміцнення сталі (рис. 3.45, табл. 3.11). Відомо [301], що у сталях із вмістом вуглецю до 0,6 %, процес розпадання мартенситу частково відбувається вже під час охолодження при гартуванні. Тому на X-променевих дифрактограмах не спостерігається розщеплення ліній, характерних для тетрагональної ґратки мартенситу (рис. 3.46, рис. 3.47). Однією з важливих ознак наявності твердого розчину вуглецю в α -Fe є зміна параметру кристалічної ґратки з розмиванням лінії твердого розчину на основі ОЦК ґратки (період ґратки становить $a = 0,2880$ нм), що досить суттєво відрізняється від періоду ґратки фериту перед гартуванням литої сталі. Таким чином, ідентифікована фаза є мартенситом з малим співвідношенням осей (кубічний мартенсит). Крім мартенситу в такому стані литої сталі, незалежно від температури її гартування, за допомогою X-променевих дифрактограм було зафіксовано близько 3,7 % аустеніту ($a = 0,360$ нм), а карбїду не було виявлено (№ 1, табл. 3.12). Тобто, під час термічної обробки сталі (гартування) карбїдна складова в її структурі спочатку розчинилася, а під час охолодження в оливї зафіксувалася метастабільна ґратка кубічного мартенситу з залишковим аустенітом. Подальший відпуск сталі, загартованої від температури 1100 ± 5 °С, з ізотермічною витримкою впродовж 4-х годин за температури 590 ± 5 °С, призвів до розпаду залишкового аустеніту та зменшення періоду ґратки мартенситу ($0,28772$ нм) (№ 2, табл. 3.12).

Таблиця 3.11

Фізико-механічні властивості за кімнатної температури литої сталі
4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ, після гартування за температури
1100±5 °С та відпуску (охладження на повітрі)

T, °C	HRC*	КС, кДж/м ²	ρ, Ом·мм ² /м (h = 5 мм)	ρ, Ом·мм ² /м (h = 2,8 мм)	σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа
1	2	3	4	5	6	7
190±10	54,0	437	0,068	0,074	1410	1400
210±10	53,0	411	0,073	0,063	-	-
230±10	-	366	-	-	1390	1380
250±10	52,5	362	0,064	0,068	-	-
280±10	-	223	-	-	1460	1420
300±10	52,0	487	0,065	0,066	-	-
350±10	52,5	485	0,066	0,062	-	-
360±10	52,5	493	-	-	1455	1455
370±10	-	383	-	-	-	-
380±10	-	377	-	-	1425	1425
390±10	53,5	325	-	-	-	-
400±8	54,5	310	0,064	0,067	-	-
450±1	54,5	310	0,064	0,062	-	-
460±1	55,5	290	-	-	1200	1200
465±1	-	-	0,065	0,057	-	-
470±1	-	140	0,078	0,080	1260	1200
475±1	-	204	0,088	0,116	-	-
480±1	56,0	244	0,205	0,144	1270	1160
485±1	-	245	0,150	0,096	-	-
490±1	-	252	0,160	0,097	1180	1160
500±1	56,5	300	0,053	0,051	-	-
510±1	55,0	302	-	-	1440	1420
530±1	54,5	296	-	-	1600	1580
540±1	-	-	0,056	0,041	-	-
550±1	53,5	290	-	-	1860	1760
555±1	53,5	290	-	-	1730	1540
560±1	53,5	290	0,056	0,051	1605	1520
580±1	52,5	290	0,056	0,048	-	-
590±1	-	-	0,053	0,046	-	-
600±1	48,5	300	0,064	0,037	1600	1500
610±1	48,0	300	0,077	0,046	1425	1410
615±1	46,0	295	-	-	-	-
620±1	45,5	310	0,069	0,055	1350	1250
625±1	45,0	325	-	-	-	-
630±1	43,5	330	0,056	0,049	-	-

Продовження таблиці 3.11

1	2	3	4	5	6	7
640±1	42,0	360	0,053	0,048	1220	1080
650±1	41,0	362	-	-	940	760
660±1	38,5	-	0,053	0,048	-	-
670±1	37,0	-	-	-	-	-
690±1	34,0	-	-	-	-	-

Примітки: T – температура, HRC* – теплостійкість при ізотермічній витримці 4 години, ρ – питомий електричний опір, h – товщина зразка

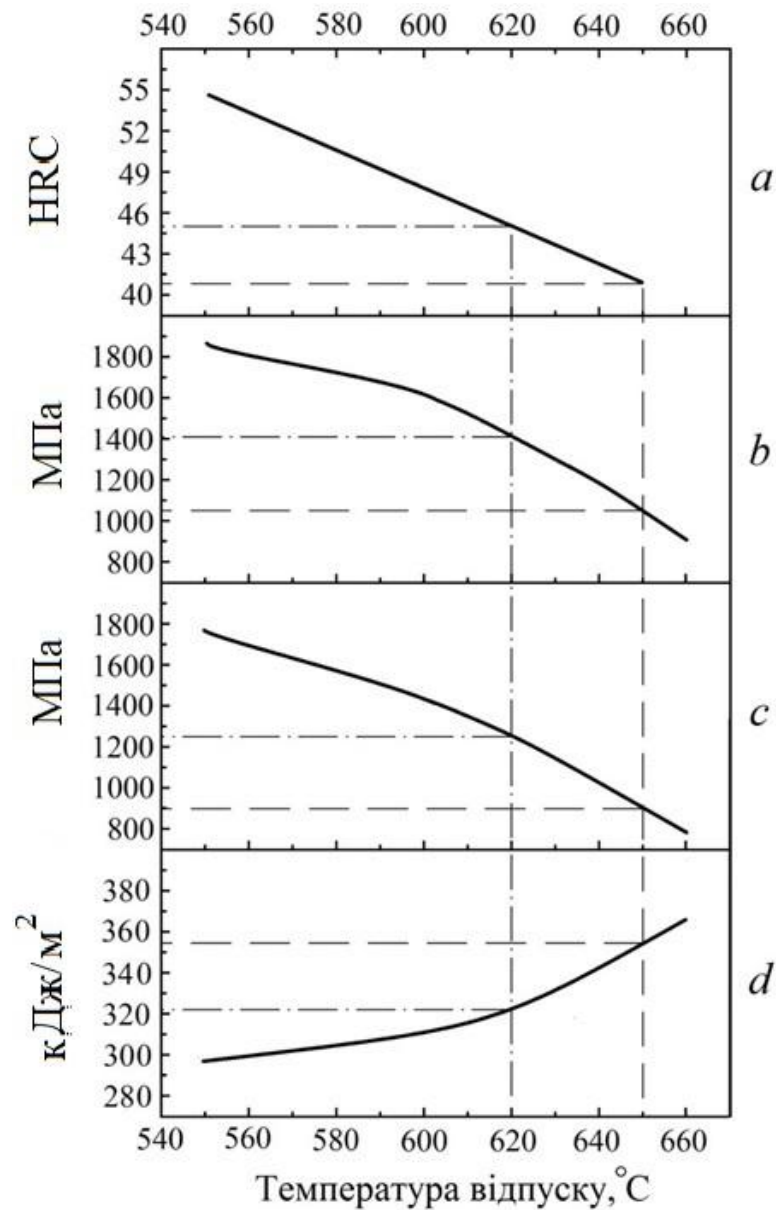


Рисунок 3.45 – Фізико-механічні властивості литої сталі 4X4H5M4Φ2 залежно від температури відпуску. Сталь була гартована при 1100±10 °С. *a* – твердість, *b* – границя міцності, *c* – границя плинності, *d* – ударна в'язкість

Таблиця 3.12

Параметри фазово-структурних складових та механічні властивості
(за кімнатної температури) литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 залежно від режиму
термічної обробки

№	Фазовий склад	Характеристики елементів субструктури α -Fe			Механічні властивості		
		D , нм	$\Delta a/a$	a , нм	HRC	σ_B , МПа	КС, кДж/м ²
1	α -Fe-96,3 % Аустеніт-3,7 %	12,90	0,004086	0,28828	54	1400	430
2	α -Fe	23,96	0,003170	0,28772	49	1640	300
3	α -Fe	35,98	0,001087	0,28751	41	950	360

Примітки: D – розмір областей когерентного розсіювання; $\Delta a/a$ – спотворення ґратки; a – параметр кристалічної ґратки; № 1 – відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100±5 °С, відпуск 180 °С; № 2 – відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100±5 °С, відпуск 180 °С, відпуск 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год); № 3 – відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100±5 °С, відпуск 180 °С, відпуск 650±5 °С (ізотермічна витримка 4 год)

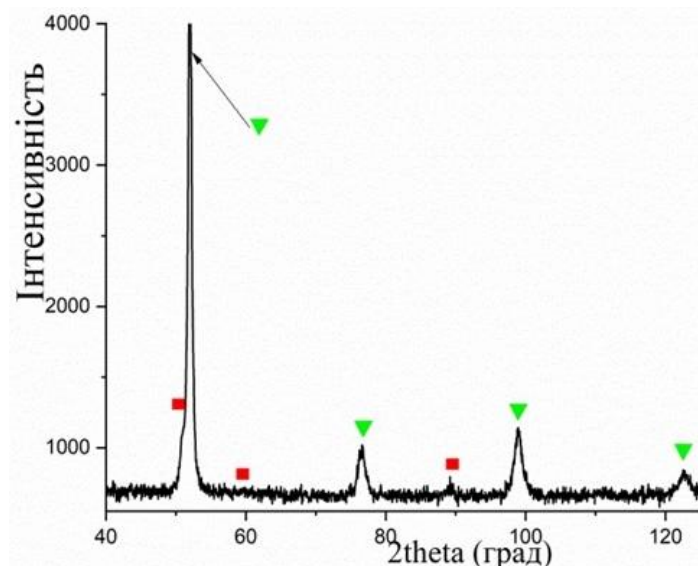


Рисунок 3.46 – Дифрактограма литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ та термічною обробкою за режимом: відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год) та гартування 1100±5 °С з охолодженням в оливі.

▼ – мартенсит (α -Fe), ■ – аустеніт (ГЦК)

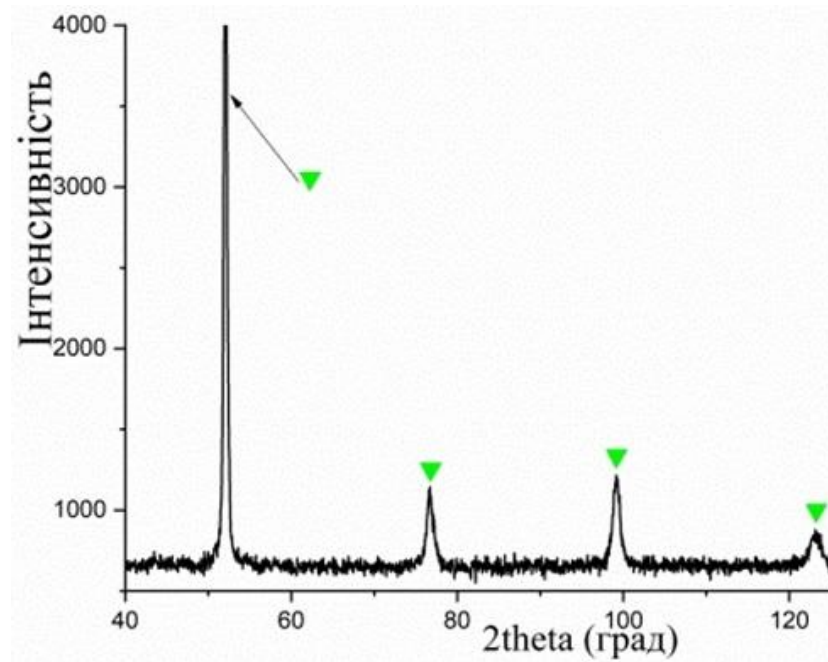


Рисунок 3.47 – Дифрактограма литої сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної за ЕШКЛ та термічною обробкою за режимом: відпал 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100 ± 5 °С з охолодженням в оливі, відпуск за температури 590 ± 5 °С (ізотермічна витримка 4 год). ▼ – мартенсит (α -Fe)

3.7.5 Дослідження структури і визначення властивостей литої сталі 4X4H5M4Ф2 після відпуску

В роботі детально було досліджено трансформацію мікроструктур гартованої (1100 ± 5 °С) сталі 4X4H5M4Ф2 після відпуску від 180 до 660 °С (рис. 3.48 а – ж, рис. 3.49 а – г, рис. 3.50 а – г, рис. 3.51 а, б), виміряні величини питомого електричного опору (табл. 3.11, рис. 3.52 а, б) та мікротвердості світлих та темних полів у мікроструктурах. Детально трансформацію структури литої сталі 4X4H5M4Ф2 з підвищенням температури в усьому температурному інтервалі існування її твердого стану демонструє діаграма фазово-структурного стану (рис. 3.30), одержана в результаті досліджень проведених у корпорації "Tiangong international Co., Ltd." (Danyang city, Jiangsu province, Chine). Мікроструктура сталі трансформується зі зміною температури відпуску. При досліджених

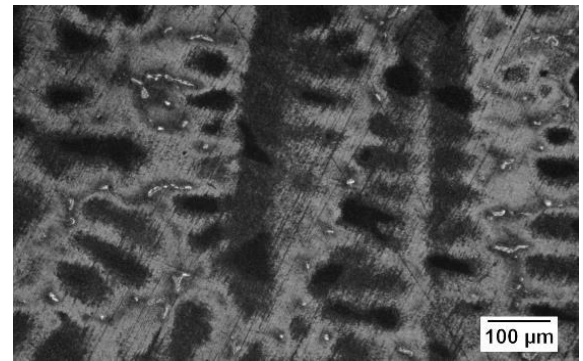
температурах відпуску сталі (180-475 °С) спостерігається дендритна структура з гілками першого та другого порядку (рис. 3.48 а – ж), хоча на рис. 3.48 а, дендритна структура ще не досить явно виражена. Встановлено, що за температурами відпуску від 180 °С до 250 °С збільшується площа світлих полів у мікроструктурі сталі (рис. 3.49 а – в). При цьому значення мікротвердості світлих полів різко підвищуються до максимального значення HV850 (8,5 ГПа), а мікротвердість темних полів різко знижується до мінімального значення HV350. При нагріві сталі до температури 250 °С формується відпущений мартенсит, тобто із тетрагонального мартенситу виходить вуглець і утворює карбід $Fe_{2,4}C$. У мікроструктурі дослідженої сталі темні поля представляють собою мартенсит відпуску. В інтервалі температур відпуску сталі від 250 °С до 350 °С у мікроструктурі збільшувалась площа темного поля (мартенсит відпуску) та зменшувалась площа світлого поля (рис. 3.48 в – г), очевидно це пояснювалося тим, що відбувався розпад залишкового аустеніту (рис. 3.30). При цьому, ударна в'язкість сталі різко підвищувалася і за температури 350 °С її максимальне значення становило 485 кДж/м² (табл. 3.11), а питомий електричний опір зменшився лише від 0,068 до 0,062 Ом·мм²/м (табл. 3.11, рис. 3.54 а, б). До температури відпуску 425 °С інтенсивно підвищувалося значення мікротвердості світлого (HV970) та темного полів (HV750), рис. 3.55 а, б. За температур від 400 до 450 °С спостерігались зміни у мікроструктурі світлого поля на границях дендритної структури (рис. 3.50 д, е), а саме відбувався перехід темних полів у світлі, при цьому суттєво змінювалася мікротвердість світлого та темного полів. При цьому мікротвердість світлого поля суттєво знижувалась (приблизно до HV400), а темного поля – підвищувалась (приблизно до HV760), рис. 3.53 а, б. Від температури відпуску від 350 до 400 °С різко знижується ударна в'язкість до 300 кДж/м² (табл. 3.11). Це пояснюється тим, що виділяється карбідна складова (рис. 3.30) і підтверджується підвищенням твердості сталі до 55 HRC, при цьому значення питомого електричного опору становило

0,062 Ом·мм²/м (табл. 3.11, рис. 3.54 а, б). За температури відпуску від 465±5 °С до 485±5 °С інтенсивно знижувалася ударна в'язкість сталі (до 120 кДж/м²) (табл. 3.11, що пов'язано з відпускнуою крихкістю першого роду (не оберненою). Цей процес супроводжувався зміною мікроструктури (рис. 3.51 а, б). Одночасно зі зменшенням площини світлих полів спостерігалася укрупнення елементів структури, а саме темних полів. За цими температурами було визначено мікротвердості структурних елементів сталі: відбувалося інтенсивне підвищення мікротвердості темного поля (до HV750); інтенсивне зменшення мікротвердості світлого поля до HV770 (рис. 3.55 а, б) та збільшувався питомий електричний опір до максимального значення від 0,116 до 0,144 Ом·мм²/м (табл. 3.11, рис. 3.52 а, б). Суттєві зміни у структурі сталі відбувалися за температури відпуску 500±5 °С, зокрема спостерігалася виділення дисперсних карбідних складових, внаслідок чого підвищувалася твердість до максимальної у 56 HRC (табл. 3.11). За температури відпуску вище 500 °С відбувалося збільшення площі світлого поля, тобто поступово відбувався процес розпаду мартенситу відпуску (рис. 3.49 в), а питомий електричний опір різко знижувався і становив 0,050 Ом·мм²/м (табл. 3.11, рис. 3.52 а, б). За температур відпуску від 500 до 560 °С підвищувалися мікротвердості світлого поля до HV700 та темного поля до HV740 (рис. 3.53 а, б), а питомий електричний опір знижувався до 0,040 Ом·мм²/м (табл. 3.11, рис. 3.52 а, б). За температури відпуску 590 °С мікротвердість світлого та темного полів зменшувалася до HV400 та HV430, відповідно (рис. 3.53 а, б). За температури відпуску від 590 °С до 600 °С починався розпад мартенситу відпуску та утворювалася трооститна структура, інтенсивно підвищувалися мікротвердості світлого (HV620) та темного (HV650) полів (рис. 3.53 а, б). До температури відпуску 600±5 °С продовжив знижуватись питомий електричний опір до 0,037 Ом·мм²/м, а від 600±5 °С до 620±5 °С, питомий електричний опір підвищувався до 0,055 Ом·мм²/м (табл. 3.11, рис. 3.52 а, б). У цьому ж

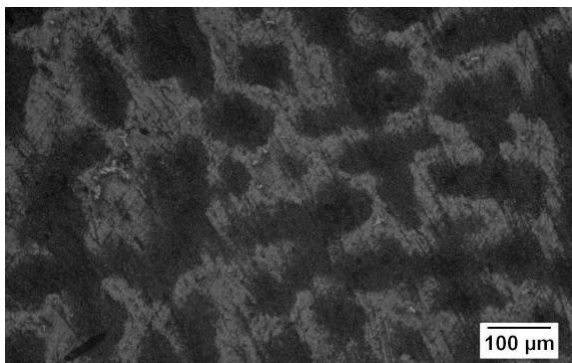
інтервалі температур інтенсивно знижувалася мікротвердість світлого (HV300) та темного (HV400) полів (рис. 3.53 а, б). Було встановлено, що за температури відпуску сталі від 630 ± 5 °С до 660 ± 5 °С не спостерігалася коагуляція карбідної складової (рис. 3.51 а, б) з урахуванням того, що теплостійкість сталі при 660 ± 5 °С становила 38,5 HRC (табл. 3.11). Мікротвердість світлого та темного полів змінювалася від HV350 до HV 500 та від HV350 до HV550, відповідно (рис. 3.53 а, б), а питомий електричний опір знаходився на рівні $0,048$ Ом·мм²/м (табл. 3.11, рис. 3.52 а, б). Встановлено, що карбід типу $M_{23}C_6$ розчинявся у твердому розчині (α -Fe) до температури відпуску 660 °С (рис. 3.30).



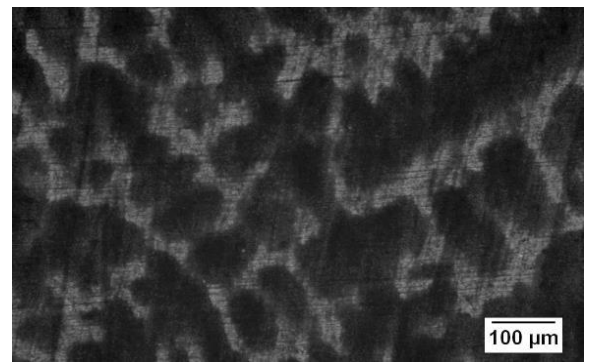
а



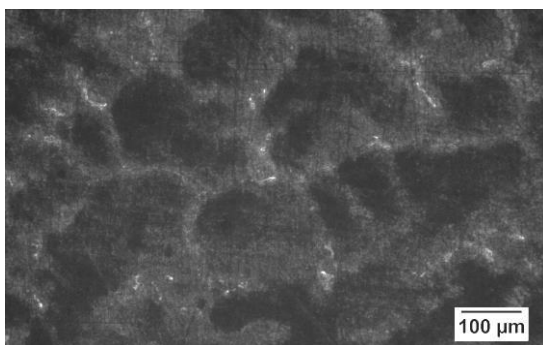
б



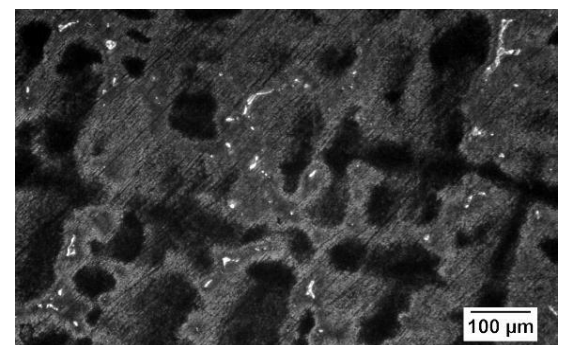
в



г

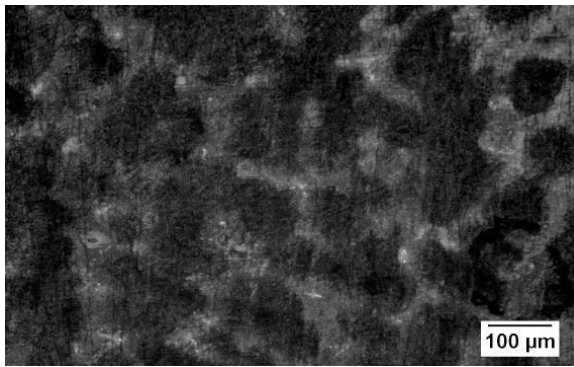


д

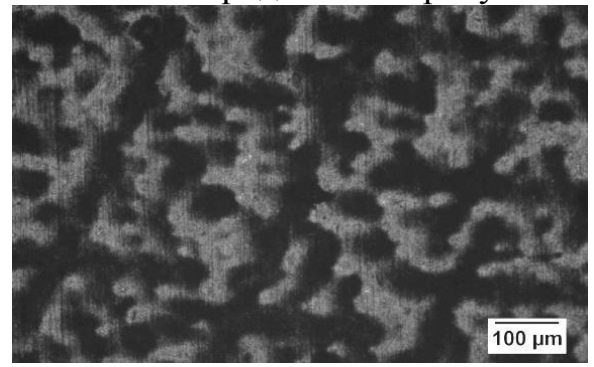


е

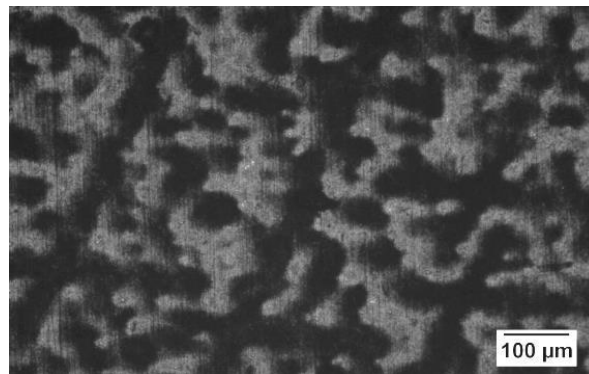
Продовження рисунка 3.48



е

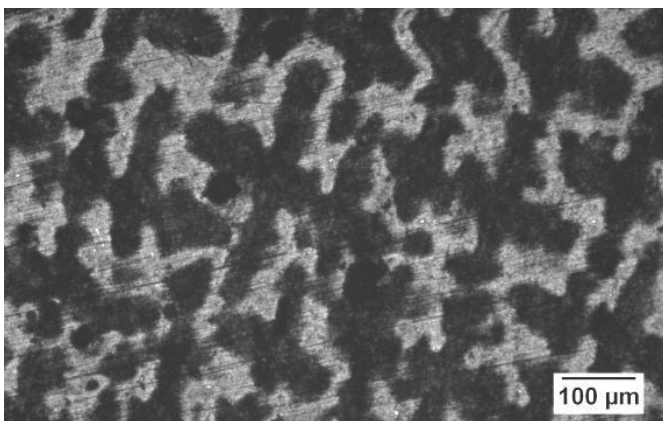


ε

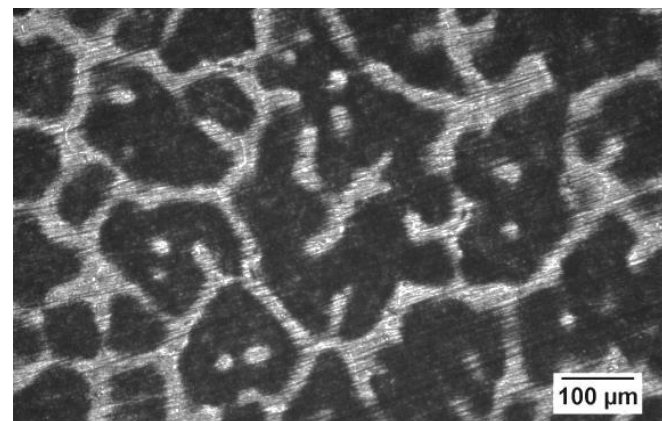


ж

Рисунок 3.48 – Мікроструктури сталі 4X4H5M4Φ2 гартованої за температури 1100 ± 5 °C та відпущеної за різних температур (°C). а – 180 ± 10 , б – 210 ± 10 , в – 250 ± 10 , г – 300 ± 10 , д – 350 ± 10 , е – 450 ± 1 , ε – 465 ± 1 , ж – 470 ± 1

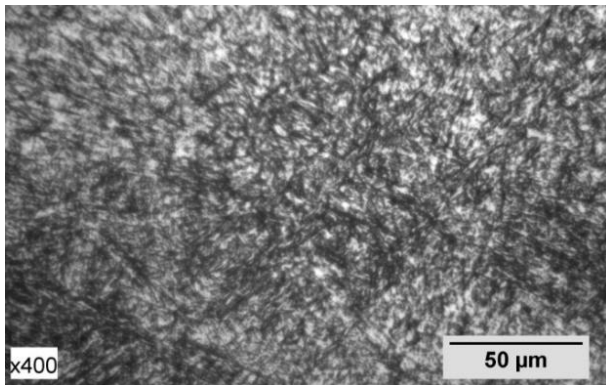


а

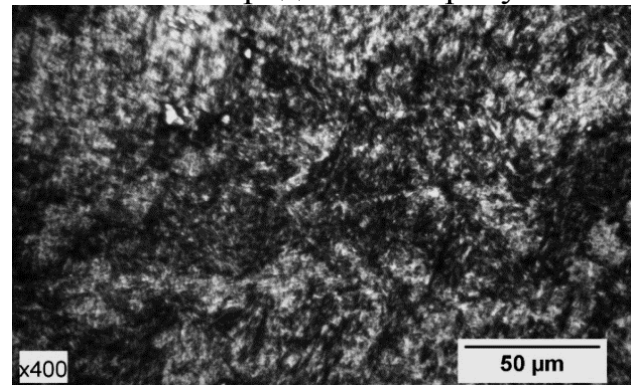


б

Продовження рисунка 3.49

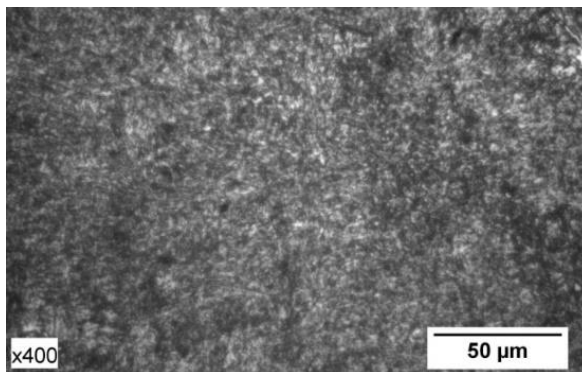


В

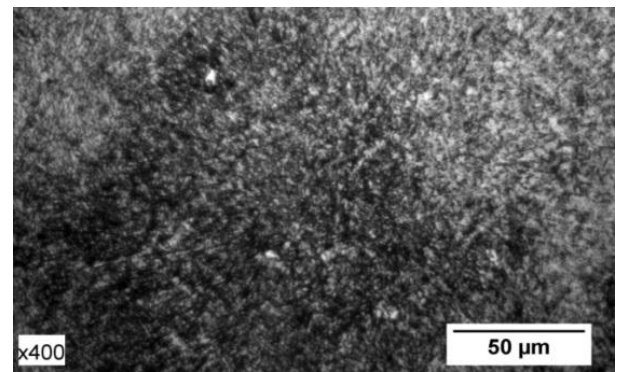


Г

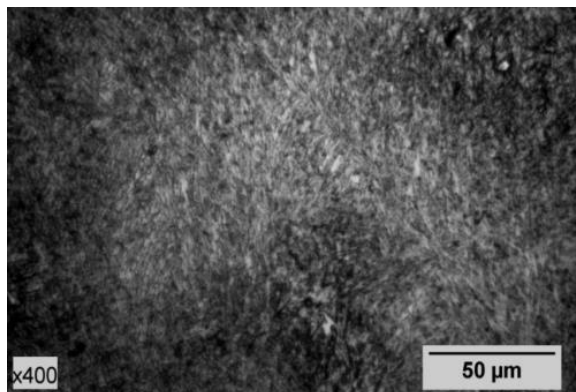
Рисунок 3.49 – Мікроструктури сталі 4X4H5M4Φ2 гартованої за температури 1100 ± 5 °C та відпущеної за різних температур (°C). а – 475 ± 1 , б – 490 ± 1 , в – 500 ± 1 , г – 520 ± 1



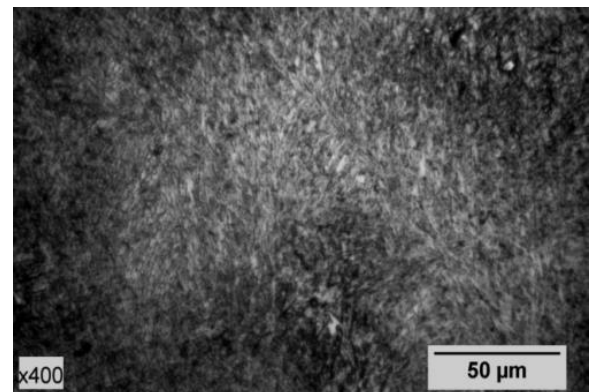
а



б



в



г

Рисунок 3.50 – Мікроструктури сталі 4X4H5M4Φ2 загартованої за температури 1100 ± 5 °C та відпущеної за різних температур (°C). а – 540 ± 1 , б – 580 ± 1 , в – 590 ± 1 , г – 600 ± 1

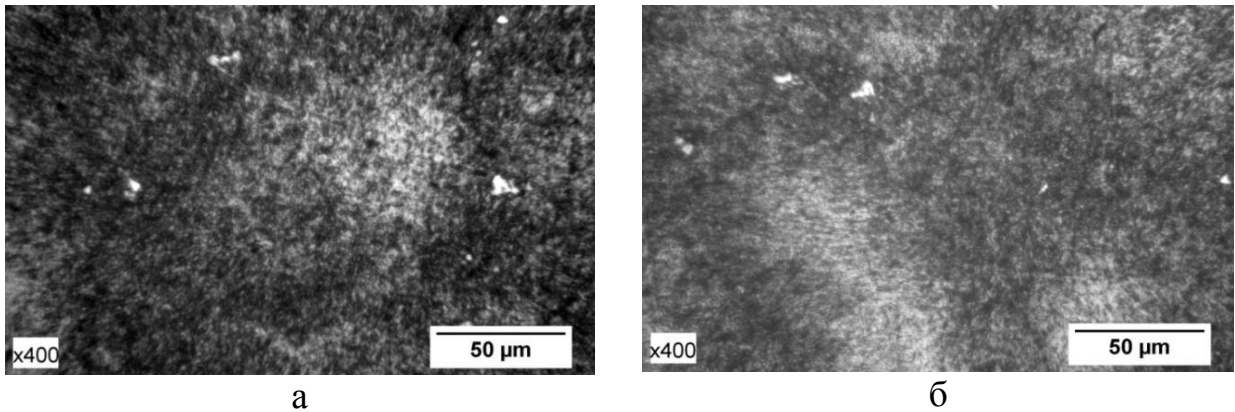


Рисунок 3.51 – Мікроструктури сталі 4Х4Н5М4Ф2 гартованої за температури 1100 ± 5 °С та відпущеної температур (°С): а – 630 ± 1 , б – 660 ± 1

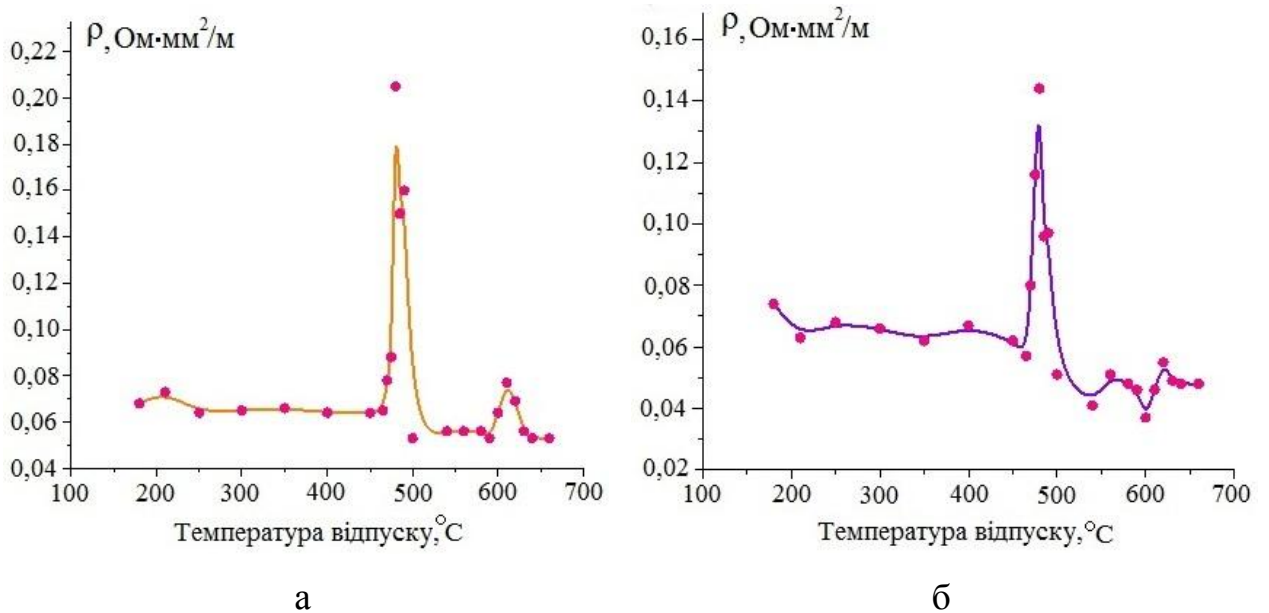


Рисунок 3.52 – Графік залежності питомого електричного опору за кімнатної температури з литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування за температури 1100 ± 5 °С від температури відпуску. а – товщина зразка 5 мм, б – товщина зразка 2,8 мм

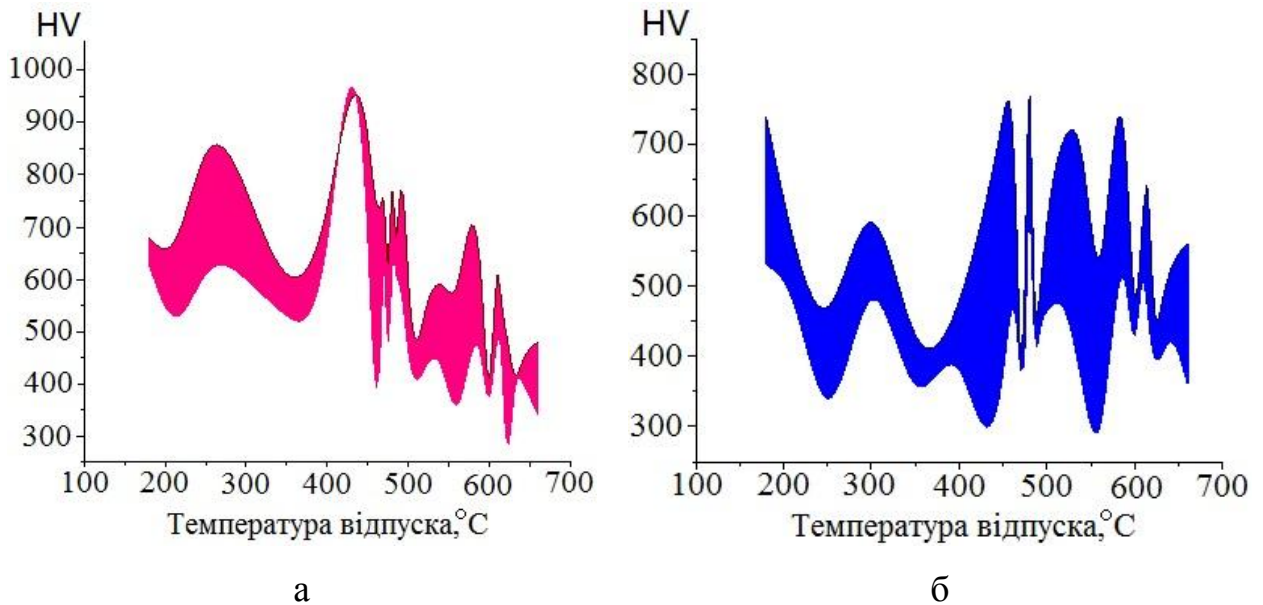


Рисунок 3.53 – Графіки залежності мікротвердості (HV) литої сталі 4X4H5M4Φ2 гартованої за температури 1100 ± 5 °C від температури відпуску.
а – світле поле; б – темне поле

Отже, результати визначення фізико-механічних властивостей литої сталі 4X4H5M4Φ2 представлені у табл. 3.11 та на рис. 3.54. Згідно з цими даними були встановлені інтервали температури відпуску гартованої сталі з основними характерними властивостями:

- 270 – 280 °C – зниження ударної в'язкості; підвищення мікротвердості світлого поля; зниження мікротвердості темного поля;
- 360 – 370 °C – підвищення ударної в'язкості; зниження мікротвердості світлого поля; зниження мікротвердості темного поля;
- 470 – 485 °C – зниження ударної в'язкості; підвищення твердості; підвищення питомого електричного опору; підвищення мікротвердості світлого поля; підвищення мікротвердості темного поля;
- до 550 °C – підвищення границі міцності; підвищення границі плинності; підвищення питомого електричного опору; зниження мікротвердості світлого поля; зниження мікротвердості темного поля;

– до 610 °С – підвищення ударної в'язкості; підвищення питомого електричного опору; підвищення мікротвердості світлого поля; підвищення мікротвердості темного поля;

– до 650 °С – мінімальне значення теплостійкості (40 HRC); зниження границі плинності; зниження мікротвердості світлого поля; зниження мікротвердості темного поля.

В результаті експериментальних досліджень було встановлено, що в різних інтервалах температур відбуваються наступні фазово-структурні зміни: 270-280 °С – виділяється $Fe_{2,4}C$ (ϵ -карбід), атоми вуглецю виходять з тетрагональної ґратки мартенситу за першою стадією розпаду, утворюється мартенсит відпуску, який у мікроструктурі представлений у вигляді темного поля, оскільки мікротвердість темного поля зменшується, а світле поле – це залишковий аустеніт та ϵ -карбід, мікротвердість світлого поля збільшується. За температури 300 °С – твердість сталі знижується (до 2 HRC). За температури 360 °С – за першою та одночасно другою стадією розпаду у твердому розчині залишковий аустеніт перетворюється в гетерогенну суміш, яка складається із перенасиченого α -твердого розчину та карбідної складової (мартенсит відпуску). Пояснюється це тим, що досить інтенсивне підвищення ударної в'язкості (до 500 кДж/м²), знижує мікротвердість світлого та темного поля зору. В інтервалі температур 465-490 °С – третя стадія, виділення дисперсних карбідних фаз, та ϵ -карбід перетворюється у карбід Fe_3C , карбідоутворюючі елементи Cr, Mo, V затримують процеси коагуляції, утворюються дисперсні карбідні фази у твердому розчині. Підтвердженням цього є підвищення твердості сталі і підвищення мікротвердості світлого та темного полів у мікроструктурі сталі. Інтенсивно знижується ударна в'язкість через те, що на межах зерен виділяються карбідні фази і питомий електричний опір має максимальне значення (в цьому температурному інтервалі має місце не обернена відпускна крихкість). За температури 550 °С – відбувається зменшення твердості та мікротвердості

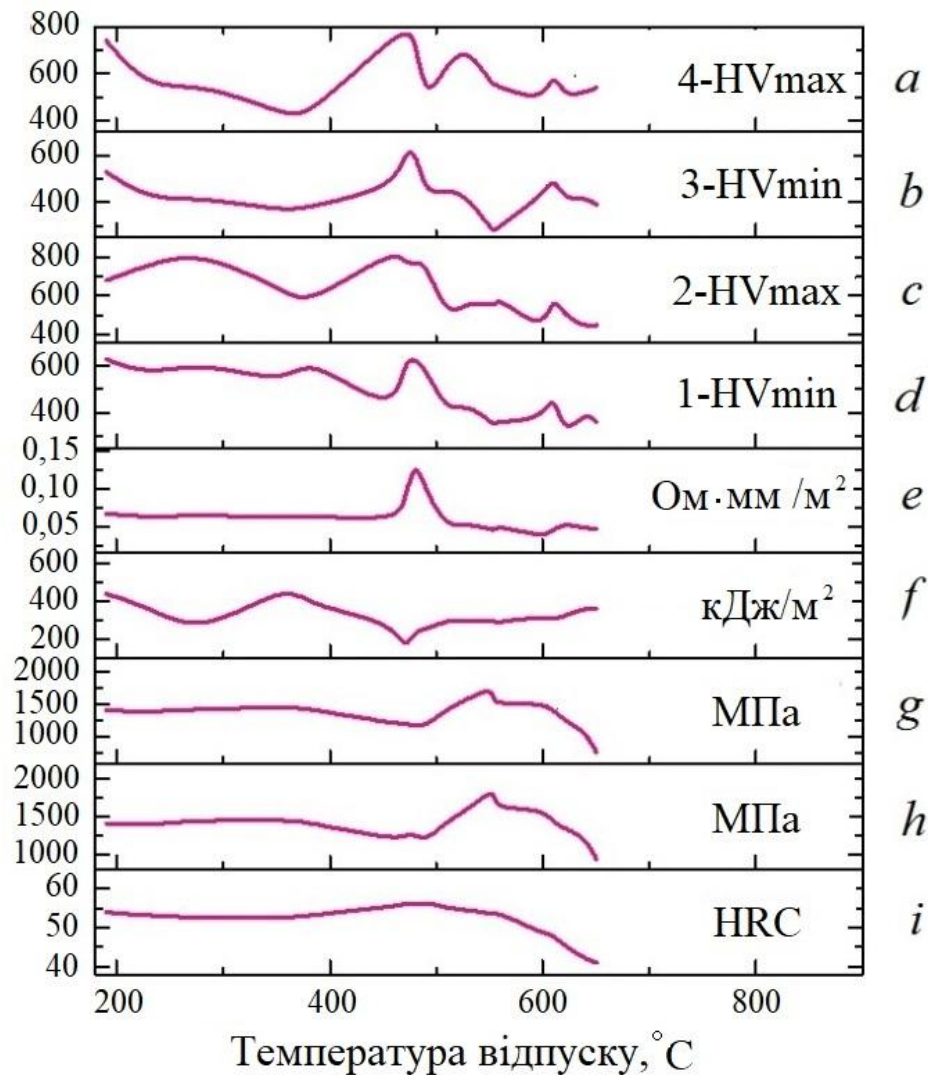


Рисунок 3.54 – Фізико-механічні властивості литої сталі з РАПЕ 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ та після термічної обробки (гартування 1095 ± 5 °С та відпуск від 190 до 660 °С). *a* – мікротвердість темного поля (максимальне значення 4 – HVmax), *b* – мікротвердість темного поля (мінімальне значення 3 – HVmin), *c* – мікротвердість світлого поля (максимальне значення 2 – HVmax), *d* – мікротвердість світлого поля (мінімальне значення 1 – HVmin), *e* – питомий електричний опір (Ом·мм²/м), *f* – ударна в'язкість (робота руйнування) на зразках тип І за ГОСТ 9454-78 (10x10x55 без надрізу) кДж/м², *g* – границя плинності з допуском на залишкову деформацію 0,2 % при розтягу (МПа), *h* – границя міцності при розтягу (МПа); *i* – теплостійкість (HRC)

металу у мікроструктурі світлого та темного полів, підвищення границі міцності та границі плинності (четверта стадія – розпад мартенситу відпуску, утворення трооститної структури, зниження межі міцності та межі плинності, зниження мікротвердості світлого та темного полів та твердості сталі, підвищується ударна в'язкість. До температури 650 °С – підвищується ударна в'язкість, теплостійкість є мінімальною (41 HRC), границя міцності становить 900 МПа та спостерігається відсутність оберненої відпускну крихкості.

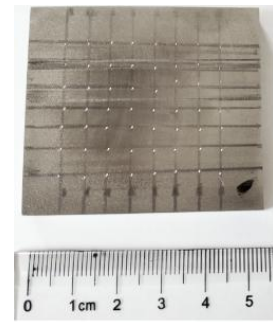
3.8 Побудова діаграм твердості литої сталі 4X4H5M4Ф2 після кінцевої термічної обробки

Твердість досліджуваної сталі після кінцевої термічної обробки можна прогнозувати за допомогою наступних діаграм. Щоб одержати експериментальні точки (твердість HRC) для побудови діаграм використовували зразки сталі 4X4H5M4Ф2 (рис. 3.55 а – г), які підлягали подальшій термічній обробці за вибраними оптимальними режимами (розміри зразка представлені на рис. 3.55 г). Твердість HRC визначали по всьому об'єму зразка термічно-обробленої сталевної заготовки. Діаграми розподілу твердості HRC по площині перетину зразка дослідженої сталі (рис. 3.56, рис. 3.57), після розрізання заготовки (рис. 3.55 в). Визначену твердість закладали у комп'ютерну програму "Origin", та будували діаграми розподілу твердості відносно розмірів зразка за площиною (рис. 3.56, рис. 3.57). Було показано, що розподіл твердості на поверхні зразка зі сталі 4X4H5M4Ф2 після гартування від температури 1092±5 °С та відпуску за температури 592±5 °С (охолодження на повітрі) нерівномірний. Найменша величина твердості 40,0-41,5 HRC була зафіксована з боку відкритої поверхні зразка, на якій відбулося знеуглецювання, а найбільше значення твердості становили 41,5-42,5 HRC. Крім того, у середині зразка спостерігалися зони з

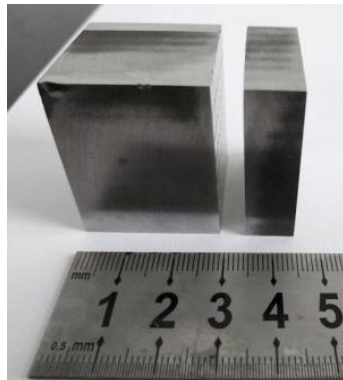
пониженою твердістю. Загалом же аналіз діаграм показав розподіл твердості в об'ємі зразка.



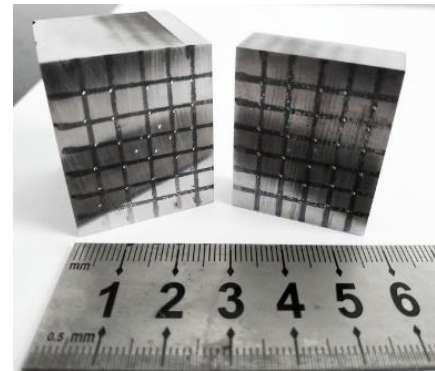
а



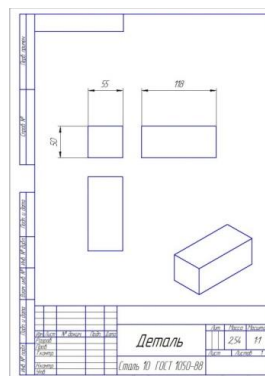
б



в



г



г

Рисунок 3.55 – Підготовка литої сталі 4X4H5M4Ф2 для проведення термічної обробки (гартування та відпуск) та встановлення кінцевих значень твердості (HRC) для подальшої побудови діаграми по твердості. а, в – заготовка для проведення термічної обробки дослідженої сталі; б, г – вирізаний зразок із заготовки (а, в) з відбитками алмазного конуса для визначення твердості; г – креслення деталі

Дослідження діаграм дозволило встановити, що при зміні температури гартування від 1092 ± 5 °С до 1098 ± 5 °С при однаковому значенні температурного режиму відпуску (592 ± 2 °С за ізотермічної витримки 2 години та наступному охолодженні на повітрі), призвело до збільшення зон з вищою твердістю у об'ємі зразка. Так різниця температури гартування сталі у 6 °С збільшує середнє значення твердості від 49,25-49,69 HRC до 49,70-50,60 HRC (рис. 3.56, рис. 3.57). Таким чином, згідно наведених експериментальних даних лита сталь 4Х4Н5М4Ф2, одержана за ЕШКЛ з урахуванням оптимізованих режимів кінцевої термічної обробки, здатна працювати при температурно-силових умовах експлуатації 550-650 °С.

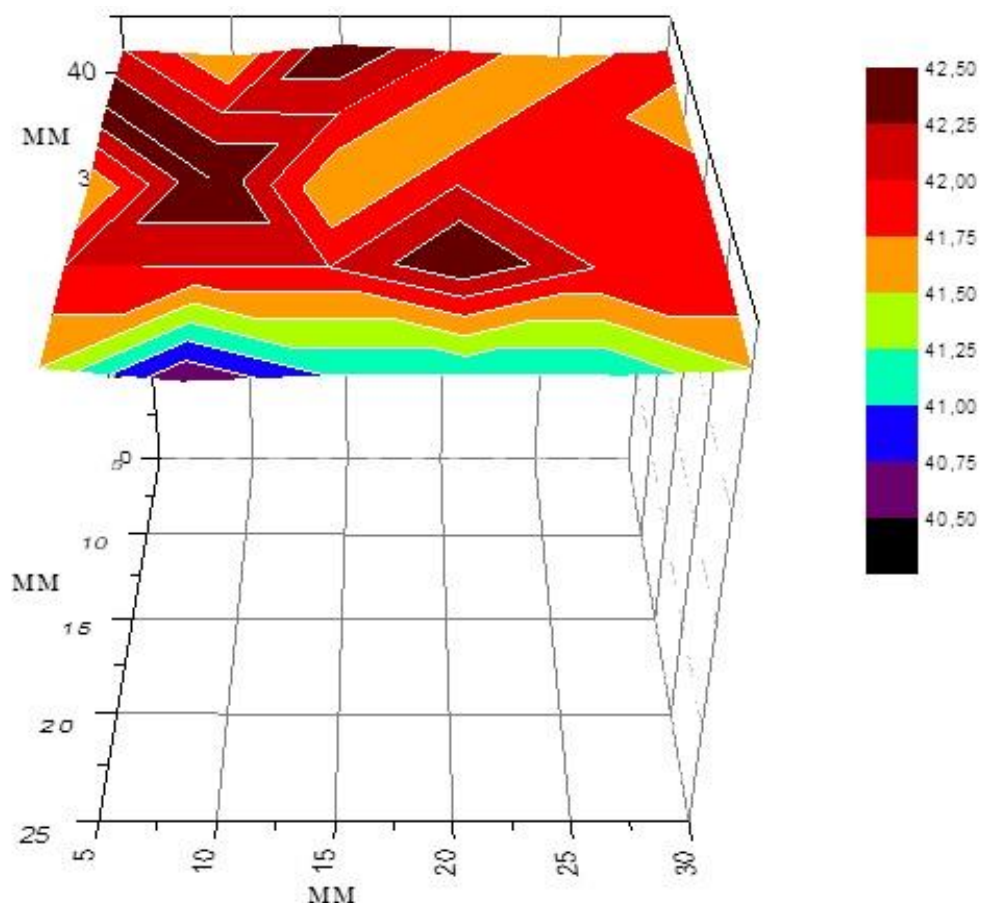


Рисунок 3.56 – Діаграма розподілу твердості (HRC) по площині перетину зразка дослідженої литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування за температури 1092 ± 5 °С та відпуску 592 ± 5 °С при ізотермічній витримці 2 години з охолодженням на повітрі

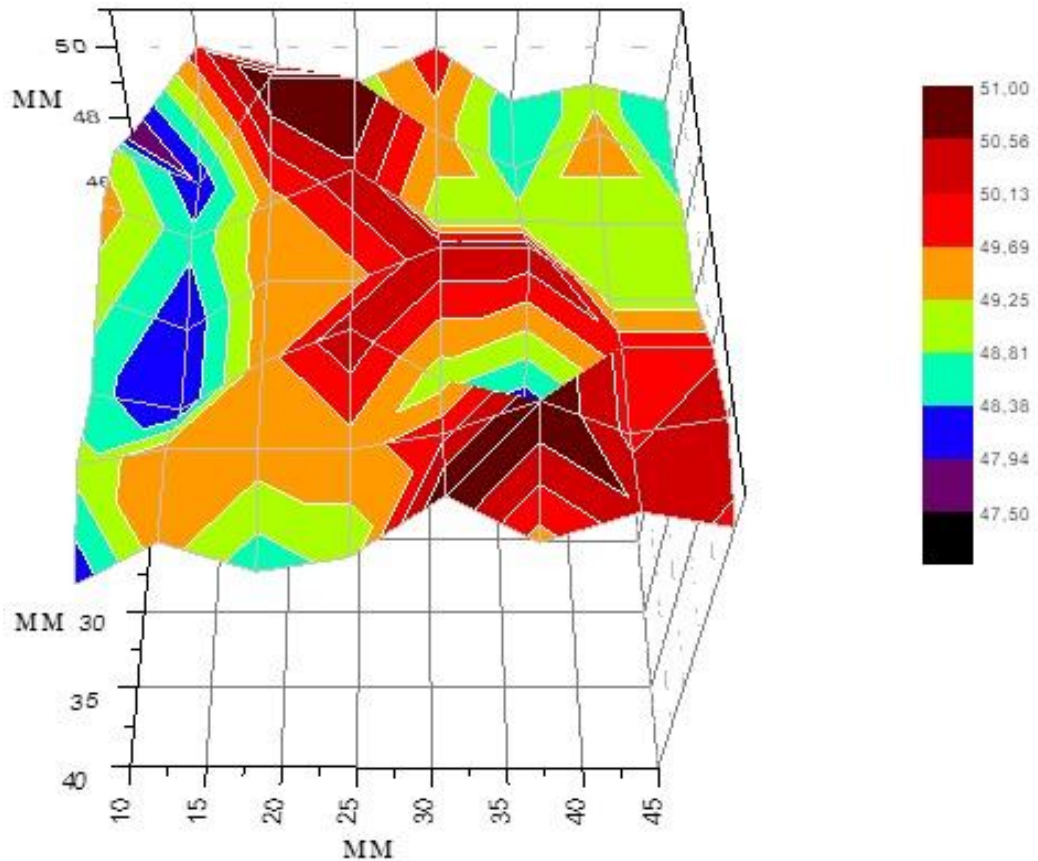


Рисунок 3.57 – Діаграма у залежності між твердістю (HRC) та розміру площини зразка дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2 після гартування за температури 1098 ± 5 °C та відпуску за температури 592 ± 5 °C при ізотермічній витримці 2 години з охолодженням на повітрі

У відповідності до діаграм середнє значення твердості в об'ємі зразка становить 49 HRC і для виготовлення штампового інструменту при остаточній термічній обробці є достатньою для експлуатації. Таким чином, для сталі 4X4H5M4Ф2 режим гартування 1100 ± 5 °C (охолодження в оливі) є оптимальним, тобто у порівнянні з температурою гартування сталі 4X3H5M3Ф (1030 ± 10 °C) розроблена температура гартування є суттєво вищою. Якщо використовувати таку сталь 4X3H5M3Ф для гарячого деформування за температур 900-950 °C в процесі виготовлення трубних заготовок із мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1, то гартування сталі від температури 1030 ± 10 °C з урахуванням проведеного відпуску за температур

580±5 °С є достатнім, оскільки теплостійкість сталі становить 44-45 HRC (табл. 3.6). Проте в процесі гарячого деформування міді нижче критичної температурної точки сталі A_{c1} , слід враховувати оптимальний температурний режим гартування та відпуску сталі. Під час експлуатації цієї сталі за температур до критичної точки A_{c1} в процесі деформування міді теплостійкості недостатньо і тому виникла необхідність корегувати хімічний склад та оптимізувати термічну обробку. Застосування розробленої технології та хімічного складу сталі забезпечило підвищення її теплостійкості на 2 HRC, у порівнянні зі сталями 4X5MΦ1C та 3X3M3Φ сортового прокату, а границя міцності знаходиться практично на одному рівні в залежності від температурних режимів остаточної термічної обробки (табл. 3.13).

Таблиця 3.13

Фізико-механічні властивості штампових сталей за кімнатної температури

Марка сталі	T, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	HRC
4X5MΦ1C*	600	1470	1670	47,0
3X3M3Φ*				47,0
4X4H5M4Φ2 **		1500	1600	49,0

Примітки: * – сортовий прокат; ** – лита; **4X5MΦ1C** за ГОСТ 5950-2000, або H13 (США), температура гартування 1020 °С з охолодженням в оливі та відпуск при 580 °С з ізотермічною витримкою 2 години; **3X3M3Φ** за ГОСТ 5950-2000, або H10 (США), температура гартування 1040 °С з охолодженням в оливі та відпуск при 600 °С з ізотермічною витримкою 2 години; **4X4H5M4Φ2** температура гартування 1100 °С з охолодженням в оливі та відпуск при 600 °С; T – температура відпуску

Використання дослідженої литої сталі 4X4H5M4Φ2 для гарячого деформування міді марки M1 дозволило підвищити температуру експлуатації до 650 °С і розширити сортамент в бік збільшення розмірів для виготовлення

шин, або каліброваного отвору матриці штампового інструменту. Оскільки для литої сталі 4X3H5M3Ф температура гартування і відпуску відповідають 1030 ± 10 °С і 590 ± 10 °С, відповідно. Для підвищення теплостійкості дослідженої сталі було прийняте рішення підвищити температуру гартування дослідженої сталі до температури первинної рекристалізації. Було встановлено оптимальну температуру гартування литої сталі 4X4H5M4Ф2 – 1100 ± 10 °С та відпуску – 590 ± 5 °С (додаток Б). Первинна рекристалізація сталі виникає за температури 1110 °С. Встановлено, що теплостійкість досліджуваної литої сталі 4X4H5M4Ф2 підвищилася на 30 °С (при 650 °С, HRC 40 за кімнатної температури), у порівнянні із сталлю 4X3H5M3Ф. Тобто було доведено, що сталь з РАПЕ можна використовувати за різних температурних режимів експлуатації.

3.9. Висновки до глави 3

1. Завдяки використанню сталей з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, які мають аустенітну структуру в інтервалі експлуатаційних температур, вдалось відмовитись від штампових сталей з високою теплостійкістю.

2. Розроблені наукові основи керування структурою та фізико - механічними і експлуатаційними властивостями комплексно-легованих доевтектоїдних штампових сталей з вмістом нікелю від 4 до 5 % (типу 4X3H5M3Ф), при одержанні зливків методом електрошлакового лиття у кокіль та термічної обробки, що дає позитивний синергетичний ефект при гарячому деформуванні мідно-нікелевих сплавів.

3. На відміну від існуючих традиційних штампових сталей (4X3M3Ф, 4X5MФ1С, 3X3M3Ф), за рахунок введення до 5 % нікелю у штампову сталь (4X3M3Ф) для гарячого деформування, вдалось знизити критичну температурну точку A_{c3} і забезпечити існування аустенітної структури в

інтервалі експлуатаційних температур гарячого деформування мідно - нікелевих сплавів.

4. Застосування технології електрошлакового кокільного лиття дозволило одержати структуру сталі з тонкодисперсною карбідною складовою, відсутністю карбідної евтектики грубої скелетоподібної форми, та спростити енергоємні режими термічної та деформаційної обробок, які проводили для сталі традиційного методу виробництва, а саме відмовитися від дифузійного відпалу за температури 1100 °С, який проводили для зниження хімічної неоднорідності в об'ємі сталі, та кування заготовок за температури 1150-1180 °С, яке проводили для подрібнення грубої карбідної фази.

5. В результаті проведеного дослідження сталі марки 4X3H5M3Ф були встановлені критичні температурні точки $A_{c1} = 700 \pm 10$ °С, $A_{c3} = 840 \pm 10$ °С, $A_{r1} = 230 \pm 20$ °С та $A_{r3} = 380 \pm 20$ °С, які дозволили розробити режим неповного відпалу за температури 750 °С при якому завдяки частковій перекристалізації вдалось одержати у структурі кулеподібний, а не пластинчастий, перліт, що дозволило покращити її технологічні властивості, а саме, оброблюваність різанням, тобто підготувати сталь до механічної обробки.

6. В результаті проведеного високотемпературного X-променевого фазового аналізу вперше встановлено нелінійну залежність збільшення вмісту аустеніту у сталі 4X3H5M3Ф за кімнатної температури у структурі сталі існує 2,70 % аустеніту, а при температурі 800 °С його кількість збільшилася до 90 %. Одержана залежність кількості аустеніту від температури описується експоненціальною залежністю близькою до закону Арреніуса.

7. Показано, що штампова сталь 4X3H5M3Ф не потребує оптимізації остаточної термічної обробки (гартування та відпуску) для підвищення її теплостійкості, оскільки інструмент, що розігрівається до початкової

температури 300-350 °С має структуру мартенситу відпуску, що дає можливість гарантувати експлуатацію у робочій частині матриці з досягненням температури вище критичної точки A_{c3} (850 °С), завдяки чому сталь стабільно буде працювати в аустенітній області при гарячому деформуванні мідно-нікелевих сплавів.

8. Вперше була показана можливість застосування литої штампової сталі 4X4H5M4Ф2, розробленої для високотемпературної деформації мідно - нікелевих сплавів для деформування міді, з інтервалом експлуатаційних температур від 550 до 650 °С, у якому не проявляється відпускна обернена крихкість.

9. Рекомендовано підвищити температуру гартування литої штампової сталі 4X4H5M4Ф2 до температури початку первинної рекристалізації для підвищення її теплостійкості.

10. Була побудована діаграма фазового стану для сталі 4X4H5M4Ф2 у середовищі „CALPHAD,, за умови термодинамічної рівноваги, яка дозволила встановити межі термодинамічно-рівноважного існування аустеніту та спрогнозувати наявність різних фаз у сталі, їх кількість та температурний інтервал існування.

11. Показано, що підвищення теплостійкості сталі 4X4H5M4Ф2 було забезпечене підвищенням температури гартування, при якій в аустеніті розчинилася більша кількість карбідної фази типу $M_{23}C_6$, а при наступному відпуску ця карбідна фаза менше виділялася та коагулювала.

12. Оптимальні режими термічної обробки (гартування від температури 1100 ± 10 °С та відпуск за температури 590 ± 5 °С) штампової сталі 4X4H5M4Ф2 дозволили підвищити її теплостійкість до температури 650 °С. При цьому встановлено, що на структуру сталі та її теплостійкість впливало середовище охолодження після відпуску з використаних різних середовищ охолодження після відпуску (на повітрі, в оливі та з піччю), найкращим виявилось охолодження на повітрі.

4 ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕФОРМОВАНОЇ СТАЛІ 4Х4Н5М4Ф2

Штампові сталі, які були одержані за традиційною технологією ливарного виробництва, зберігають сітку та великі розміри карбідної евтектики у структурі металу. Сталі мають низьку пластичність, знижену ударну в'язкість та міцність. Тому, необхідно проводити термомодеформаційну обробку (кування) для покращення литої структури та підвищення механічних властивостей термічно зміцнених сталей.

Технологія електрошлакового переплаву дає змогу скоротити термомодеформаційну обробку. Проте, зливки зі сталі 4Х4Н5М4Ф2, які мали розміри \varnothing 180-200 мм (рис. 2.3 в, г), були одержані за технологією електрошлакового кокільного лиття (рис. 2.3 а, б), і мають потребу в технологічній операції, а саме, в куванні для виготовлення великогабаритних деталей типу коліс екструдерів масою 47 кг та 59 кг та діаметром \varnothing 400 мм. Кування проводили за температури 1160 ± 20 °С (рис. 4.1). Для покращення механічної обробки кованої дослідженої сталі проводили неповний відпал за температури 750 ± 20 °С (рис. 4.2). Властивості деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після неповного відпалу були набагато вищі за властивості литої сталі і становили: границя міцності – 1190-1200 МПа, границя плинності – 1050-1060 МПа, твердість 38-39 HRC при зменшенні ударної в'язкості (1300 кДж/м^2), табл. 3.6, табл. 4.1. Однак, незважаючи на підвищення міцності та твердості дослідної деформованої сталі, заготовки для виготовлення деталей великих розмірів задовільно оброблялись різанням (рис. 4.3).

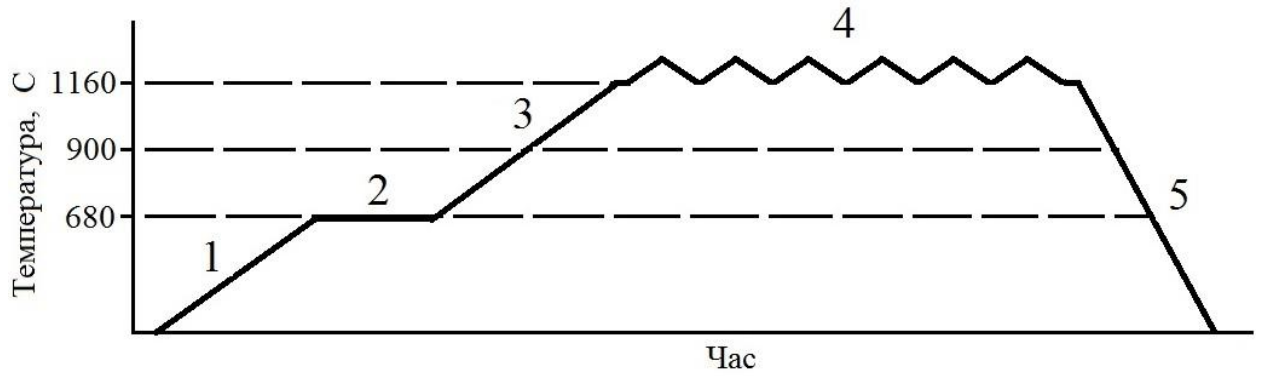


Рисунок 4.1 – Технологічна схема термодформаційної обробки (кування) сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ. 1 – швидкість нагріву до 10 °С/хв, 2 – ізотермічна витримка 1 год, 3 – швидкість нагріву до 10 °С/хв, 4 – ізотермічна витримка 3,5 год, 5 – охолодження на повітрі

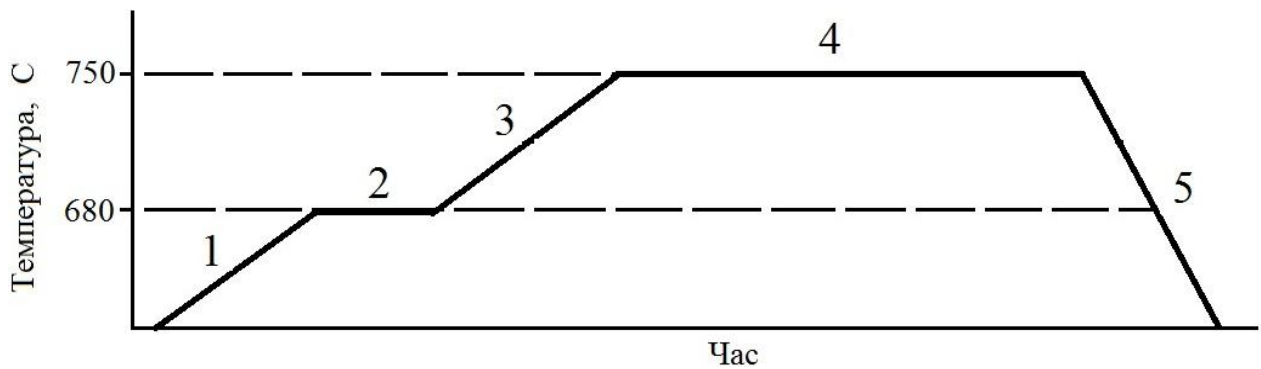


Рисунок 4.2 – Технологічна схема термічної обробки (відпалу) деформованої (кованої) сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ. 1 – швидкість нагріву до 10 °С/хв, 2 – ізотермічна витримка 1 год, 3 – швидкість нагріву до 10 °С/хв, 4 – ізотермічна витримка 2 год, 5 – охолодження на повітрі

Таблиця 4.1

Механічні властивості деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після відпалу за температури 750 ± 20 °С

σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	φ , %	ψ , %	КС, кДж/м ²	HRC
1190-1200	1050-1060	21-22	5-6	1200-1300	38-39



Рисунок 4.3 – Механічна обробка заготовок (сталь 4X4H5M4Ф2), одержаних за ЕШКЛ, компанія «Futes Co., Ltd» м. Нінхай, провінція Чжецзян, КНР

Результати аналізу фазово-структурного стану сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної ЕШКЛ та термодформаційною обробкою (кування) за температури 1160 ± 20 °С і подальшим відпалом за температури 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год), показані на рис. 4.4 а. В цьому стані сталь складається з фериту ($a = 0,2872$ нм) та ~ 2 % карбїду типу M_6C ($a = 1,1050$ нм) (№ 1, табл. 4.2) перлітно-сорбїдної структури (рис. 4.4 а, рис. 4.5). Мікротвердість фериту становила HV 350-380, а перлітно-сорбїдної (ферит та карбїд) структури $> HV 450$ (рис. 4.5).

Щоб оптимізувати температуру гартування аналізованої сталі, здійснили серію експериментів, в яких змінювали температуру гартування та відпуску сталі (табл. 4.3, рис. 4.6 а – г, табл. 4.4). Дифракційні піки після гартування сталі подані розмитими лініями α -Fe, подібними для відпущеного мартенситу (рис. 4.4 б, в). Для наочності на рис. 4.4 б подано дифрактограму деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 після кування за температури 1060 ± 20 °С, відпалу при 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування від 1100 ± 5 °С з охолодженням в оливі. Відомо, що у сталях з вмістом вуглецю до 0,6 % розпад мартенситу частково відбувається вже під час охолодження при гартуванні. Тому на рентгенограмах не спостерігають розщеплення ліній,

характерних для тетрагональної ґратки мартенситу. Однією з важливих ознак присутності твердого розчину вуглецю в α -Fe є зміна параметра кристалічної ґратки з розмиванням лінії твердого розчину на основі ОЦК ґратки. В даному випадку період ґратки становить 0,2880 нм, що досить суттєво відрізняється від періоду ґратки фериту перед гартуванням (№ 2, табл. 4.2). Тому, можемо стверджувати, що ідентифікована фаза є мартенситом з малим співвідношенням осей (кубічний мартенсит). Крім мартенситу, незалежно від температури гартування сталі, рентгенографічно зафіксовано ~5 % аустеніту ($a = 0,3601$ нм), водночас карбїду не виявлено. Тобто, під час термодформаційної обробки сталі (кування та гартування) карбїдна складова в її структурі розчиняється, а при охолодженні в оливі з'являється метастабільна ґратка кубічного мартенситу із залишковим аустенітом. Температура гартування не змінює фазовий склад сталі (табл. 4.3), проте суттєво впливає на її механічні властивості (табл. 4.4). Встановлено, що за температури гартування вище 1110 °C відбувається первинна рекристалізація деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 і, як наслідок, інтенсивно знижується її ударна в'язкість (до 200 кДж/м²) при одночасному зростанні розміру субзерен (ОКР) (рис. 4.6 в, г, табл. 4.4). На основі результатів, наведених у табл. 4.4 встановлено, що за оптимальною температурою гартування деформованої сталі 1100±5 °C збігається значення твердості як в литому та деформованому станах дослідної сталі (рис. 4.7). Подальший відпуск сталі, загартованої від температури 1100±5 °C (рис. 4.4 в) з ізотермічним витриманням впродовж 4 год за температури 590±5 °C, призвів до розпаду залишкового аустеніту та зменшення періоду ґратки мартенситу ($a = 0,2876$ нм) (№ 3, табл. 4.2). Додаткові 2 год ізотермічної витримки при відпуску сталі за температури 600±5 °C не вплинули на вигляд дифрактограми (рис. 4.4 г) і досліджена деформована сталь 4X4H5M4Ф2 залишалася однофазною з тим же періодом ґратки (№ 4, табл. 4.2).

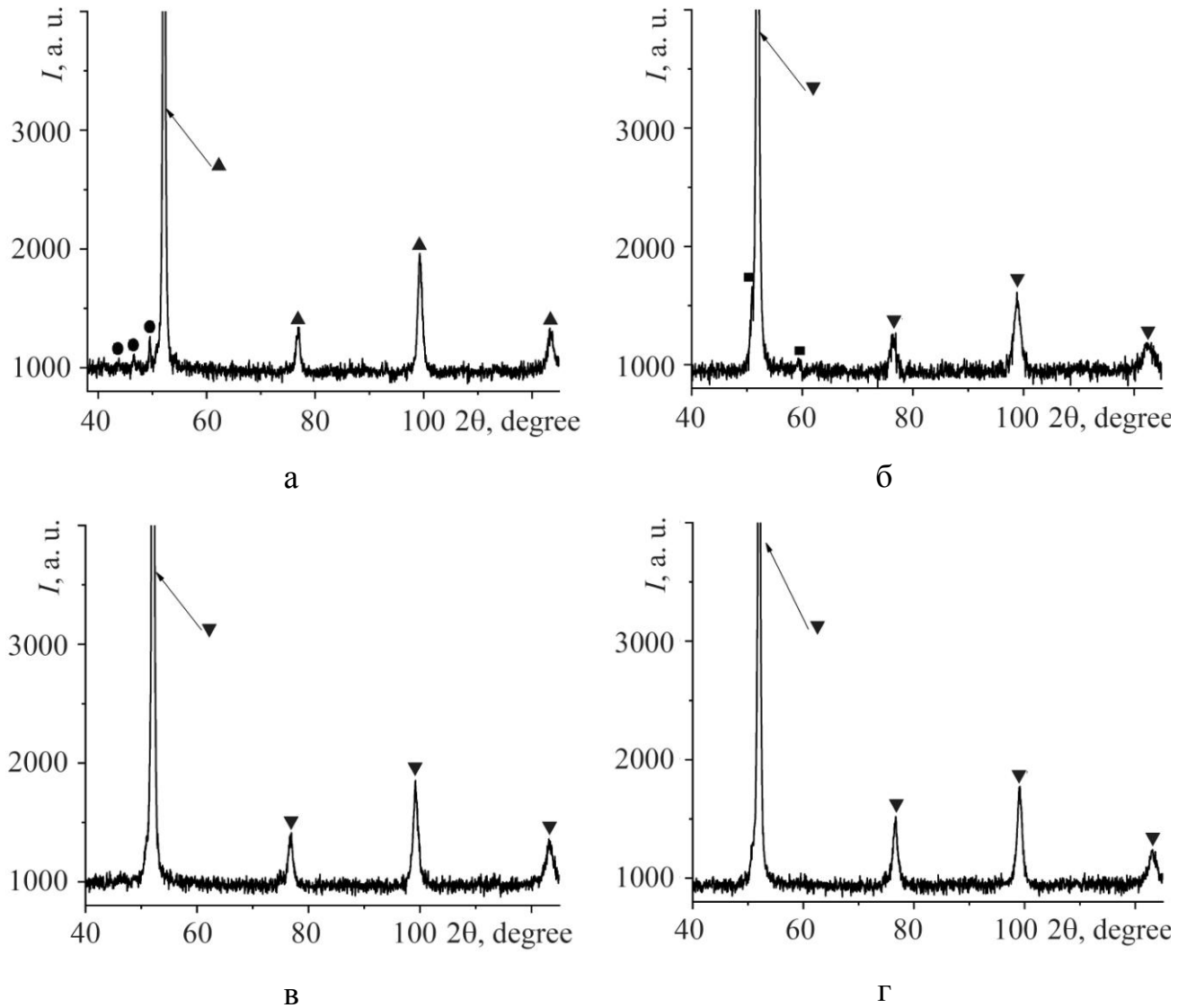


Рисунок 4.4 – Дифрактограми деформованої (кованої) сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної за ЕШКЛ та термодіформаційною обробкою. ● – Me_6C , ▲ – ферит (ОЦК), ▼ – мартенсит (α -Fe), ■ – аустеніт (ГЦК). а – кування за температури 1060 ± 20 °С та відпал 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год); б – кування за температури 1060 ± 20 °С, відпал 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100 ± 5 °С з охолодженням в оливі; в – кування за температури 1060 ± 20 °С, відпал при 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год, гартування 1100 ± 5 °С з охолодженням в оливі, відпуск за температури 590 ± 5 °С (ізотермічна витримка 4 год); г – після експлуатації колеса (екструдера)

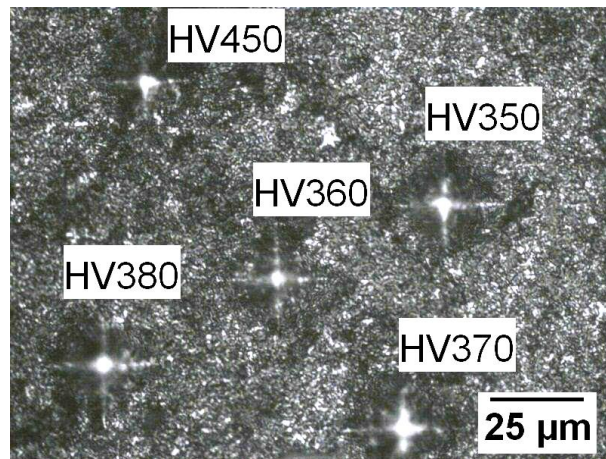


Рисунок 4.5 – Мікроструктура деформованої сталі 4X4H5M4Φ2, одержаної за ЕШКЛ та відпалом 750 ± 20 °С

Таблиця 4.2

Параметри фазово-структурних складових та механічні властивості за кімнатної температури з деформованих сталей залежно від термообробки

№	Фазовий склад	Характеристики елементів субструктури α -Fe			Механічні властивості		
		D , нм	$\Delta a/a$	a , нм	Твердість, HRC	σ_B , МПа	КС, кДж/м ²
1	2	3	4	5	6	7	8
1	Ферит – 98%, Me ₆ C – 2%	36,1	0,0021	0,2872	38-39	1190- 1200	1200- 1300
2	Аустеніт – 5%, α -Fe – 95%	24,2	0,0032	0,2880	55-56	–	–
3	α -Fe	27,8	0,0020	0,2876	48-49	1580- 1640	1100- 1300
4	α -Fe	32,0	0,0013	0,2876	46,5-47,5	1520- 1580	400- 700
5	Me ₇ C ₃ – 2%, α -Fe – 98%	33,0	0,0011	0,2875	37-38	1190- 1210	700- 900
6	Me ₇ C ₃ – 2%, α -Fe – 98%	34,0	0,0011	0,2875	36-37	1100- 1120	1200- 1800

Продовження таблиці 4.2							
7	α -Fe	52,7	0,0031	0,2879	47-48	1580- 1640	900- 1400
8	α -Fe	65,1	0,0029	0,2870	41-42	1350- 1400	2500- 2600

Примітки: D – розмір областей когерентного розсіювання; $\Delta a/a$ – спотворення ґратки; a – параметр кристалічної ґратки; № 1–7 – кована сталь 4Х4Н5М4Ф2; № 8 – кована сталь Н13 (ASTM); № 1. Кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год); № 2. Кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100±5 °С; № 3. Кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год); гартування 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год); № 4. Кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год); гартування 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год), відпуск 600±5 °С (ізотермічна витримка 2 год); № 5. Кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год); гартування 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год), відпуск 640±5 °С (ізотермічна витримка 2 год); № 6. Кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год, гартування 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год), відпуск 650±5 °С (ізотермічна витримка 2 год); № 7, 8. Після експлуатації виробу

Таблиця 4.3

Параметри структурних складників за кімнатної температури з деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 залежно від температури гартування

Температура гартування, °С	Фазовий склад	Характеристики елементів субструктури α -Fe		
		D , нм	$\Delta a/a$	a , нм
1050±5	Аустеніт – 5%, α -Fe – 95%	19,5	0,0020	0,2880
1070±5		20,4	0,0025	0,2880
1100±5		24,2	0,0032	0,2880
1110±5		27,6	0,0031	0,2883

Примітки: D – розмір областей когерентного розсіювання; $\Delta a/a$ – спотворення ґратки; a – параметр кристалічної ґратки

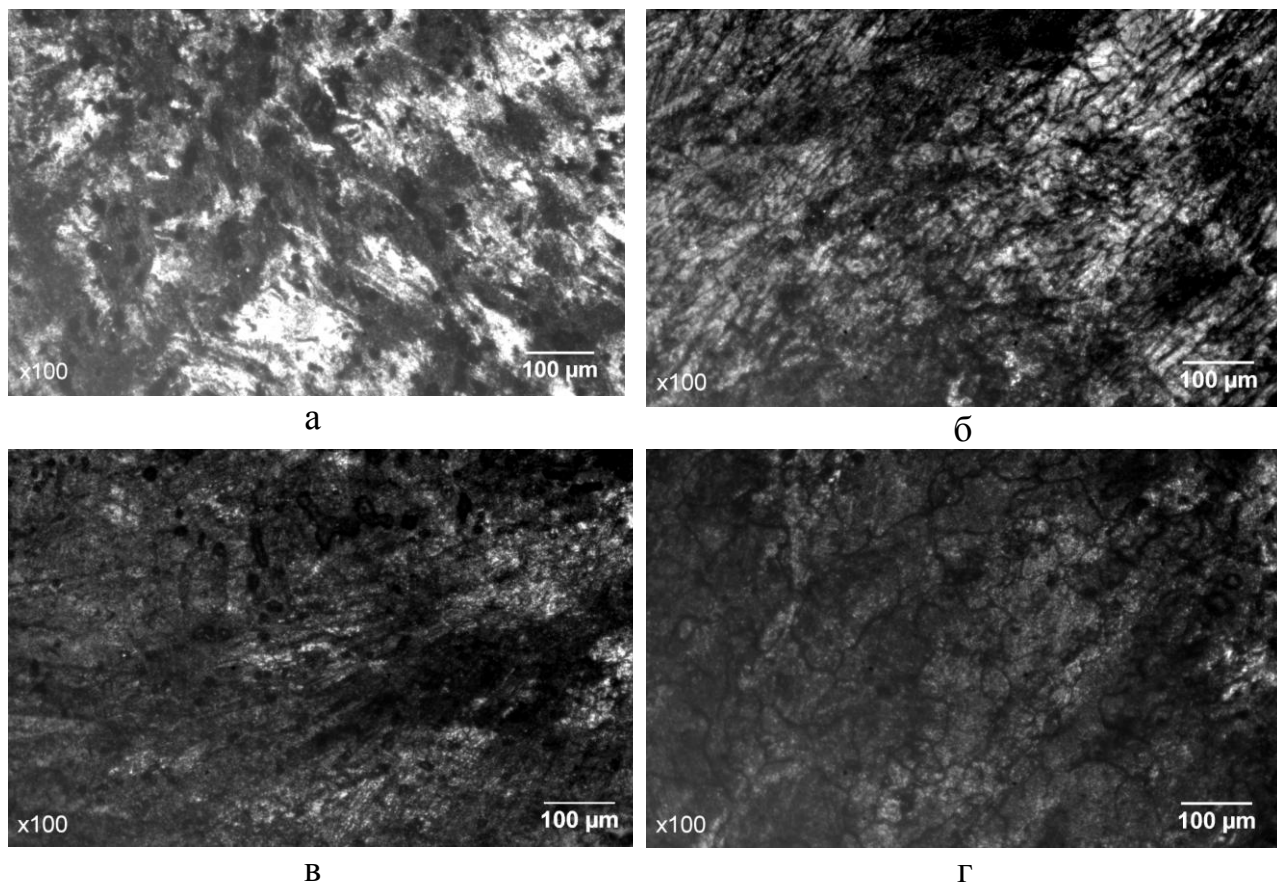


Рисунок 4.6 – Мікроструктури гартованої деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 за температур. а – 1150 ± 5 °С; б – 1070 ± 5 °С; в – 1100 ± 5 °С; г – 1110 ± 5 °С

Таблиця 4.4

Механічні властивості за кімнатної температури з деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 залежно від режимів термічної обробки

Термічна обробка	HRC	КС, кДж/м ²
Гартування 1050 ± 5 °С, відпуск 590 ± 5 °С*, відпуск 650 ± 5 °С**	35-36	1300-1500
Гартування 1070 ± 5 °С, відпуск 590 ± 5 °С*, відпуск 650 ± 5 °С**	35-37	800-1100
Гартування 1100 ± 5 °С, відпуск 590 ± 5 °С*, відпуск 650 ± 5 °С**	37-38	1200-1800
Гартування 1110 ± 5 °С, відпуск 590 ± 5 °С*, відпуск 650 ± 5 °С**	38-40	100-200

Примітки: * ізоермічна витримка - 4 год, ** - 2 год

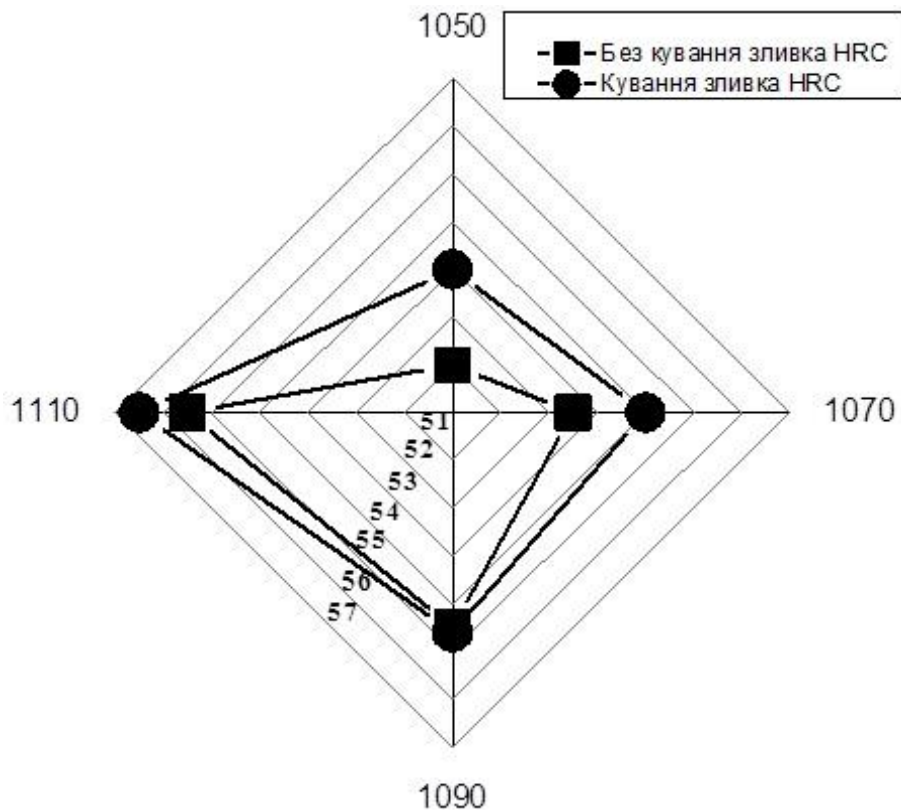


Рисунок 4.7 – Твердість (за кімнатної температури) сталі 4X4H5M4Ф2 за температур гартування 1050, 1070, 1090, 1100 °С

Висновки до глави 4

1. Для технології електрошлакового кокільного лиття є проблематичним одержування зливків великого діаметру, тому в результаті дослідження структури та властивостей сталі 4X4H5M4Ф2 для виготовлення крупногабаритних деталей (колес екструдерів) було рекомендовано проводити гаряче деформування (кування) сталі марки за температур 1160-1180 °С.

2. Розроблені режими термічної обробки (гартування від температури 1100±10 °С та відпуску за температури 590±5 °С) дозволили підвищити теплостійкість деформованої (кованої) сталі 4X4H5M4Ф2 до температури 630 °С при HRC₄₀, що забезпечило підвищення характеристик міцності та твердості, у порівнянні з кованою сталлю марки 4X5MФ1С, яка відноситься

до групи сталей з підвищеною теплостійкістю та в'язкістю, та використовується для гарячого деформування міді.

3. Встановлено, що підвищення температури відпуску деформованої (кованої) сталі 4X4H5M4Ф2 вище 630 °С спричинило утворення карбідної фази типу M_7C_3 , що призвело до її розміщення.

5 ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ЛИТОЇ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 4Х4Н5М4Ф2 ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ ТА АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ В ПРОЦЕСІ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НИЖЧЕ КРИТИЧНОЇ ТОЧКИ A_{C1}

Після гартування та відпуску сталі 4Х4Н5М4Ф2 за оптимальних режимів термічної обробки та додаткового нагріву, який моделює умови експлуатації оснащення, порівняли фазовий склад, кристалічну структуру та механічні характеристики литої та деформованої сталі, табл. 5.1 та табл. 5.2. Під час гартування карбідна складова в її структурі розчиняється, а при охолодженні в оліві фіксуємо метастабільну ґратку кубічного мартенситу із залишковим аустенітом. Ідентифікована фаза є мартенситом з малим співвідношенням осей (кубічний мартенсит). Зафіксовано ~96 та 95 % мартенситу ($a = 0,28828$ нм та $0,28800$ нм), відповідно лита та деформована (варіанти № 1 та № 10, табл. 5.2). Крім мартенситу, тут зафіксовано ~4 та 5 % аустеніту ($a = 0,36$ нм). Подальший відпуск гартованої сталі призвів до розпаду залишкового аустеніту та зменшення періоду ґратки мартенситу ($0,28772$ нм та $0,2876$ нм, відповідно № 2 та № 11, табл. 5.2). Дифрактограми гартованої сталі після відпуску в діапазоні 180-450 °С демонструють наявність 2-х основних фаз – аустеніту та мартенситу, а також карбідів систем: Fe – C, Cr – C та V – C (рис. 5.1). При збільшенні температури відпуску сателітний пік біля піку (110) мартенситу ($2\Theta = 44,5^\circ$) в діапазоні $2\Theta = 43-44^\circ$ зникає. На дифрактограмах, отриманих скануванням поверхні шліфа, як правило, представлені тільки сильні лінії складових фаз. Тому, за наявністю піків в районі $2\Theta = 24,9^\circ$ і $2\Theta = 21,5^\circ$ можна припустити, що в сталі після відпуску при температурах 280 і 475 °С формується, крім зазначених фаз, фаза системи «Fe–Ni». Хімічна формула цієї фази – $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$. Коефіцієнт збігу по позиції піків, отриманий при обробці дифракційної картини в програмі «Match» становить 0,845.

Таблиця 5.1

Варіанти досліджуваної сталі 4Х4Н5М4Ф2 при термомеханічних обробках

№ варіанта	Вихідний стан	Режими термічної і деформаційної обробки				Додатковий нагрів
		Кування	Відпал	Гартування	Відпуск	
1	лита	–	750°C, 2 h	1100°C, охол. в оліві	–	–
2					–	
3					590°C, 4h	475°C, 2 h
4					475°C, 2h	–
5					590°C, 4h	500°C, 2 h
6					500°C, 2h	–
7					590°C, 4h	630°C, 2 h
8						640°C, 2 h
9						650°C, 2 h
10	деформована	1070°C			–	–
11					–	
12					590°C, 4h	475°C, 2 h
13						630°C, 2 h
14						640°C, 2 h
15						650°C, 2 h

Примітка: h – ізотермічна витримка, год

Таблиця 5.2

Фазовий склад, кристалічна структура і механічні характеристики досліджуваних варіантів згідно до табл. 5.1 зі сталі 4Х4Н5М4Ф2

№	Фазовий склад, %	Параметри субструктури матриці			Механічні характеристики			
		D, нм	a, нм	$\Delta a/a$	HRC	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	КС, кДж/м ²
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	4A+96M	12,90	0,28828	0,004086	–	–	–	–
2	100 M	23,96	0,28772	0,00317	48-49	1600-1680	1430-1480*	300-330
3	100 M	24,83	0,28739	0,001449	49-51	1370-1470	1330-1390*	250-290
4	–	–	0,28823	–	–	–	–	–
5	100 M	29,01	0,28744	0,001261	–	–	–	–
6	–	–	0,28840	–	–	–	–	–
7	–	–	–	–	–	–	1050-1090**	–
8	–	–	–	–	–	–	850-890**	–
9	100 Ф	35,98	0,28751	0,001087	39-41	1060-1100	710-750**	330-370

Продовження таблиці 5.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9
10	5A+95 M	24,2	0,28800	0,0032	55-56	–	–	–
11	100 M	27,8	0,28760	0,002	48-49	1580-1640	1410-1450*	1100-1300
12	–	–	–	–	50-52	1580-1620	1090-1150*	190-230
13	–	–	–	–	–	–	810-850**	–
14	2Me ₇ C ₃ + 98 Φ	33	0,28750	0,0011	37-38	1190-1210	650-690**	700-900
15	2Me ₇ C ₃ + 98 Φ	34	0,2875	0,0011	36-37	1100-1120	530-570**	1200-1800

Примітки: А – аустеніт; М – мартенсит; Φ – ферит; D – розмір областей когерентного розсіювання; a – параметр кристалічної ґратки; $\Delta a/a$ – спотворення ґратки; № варіанта згідно з таблиці 5.1; * – за кімнатної температури, ** – за температури додаткового нагріву

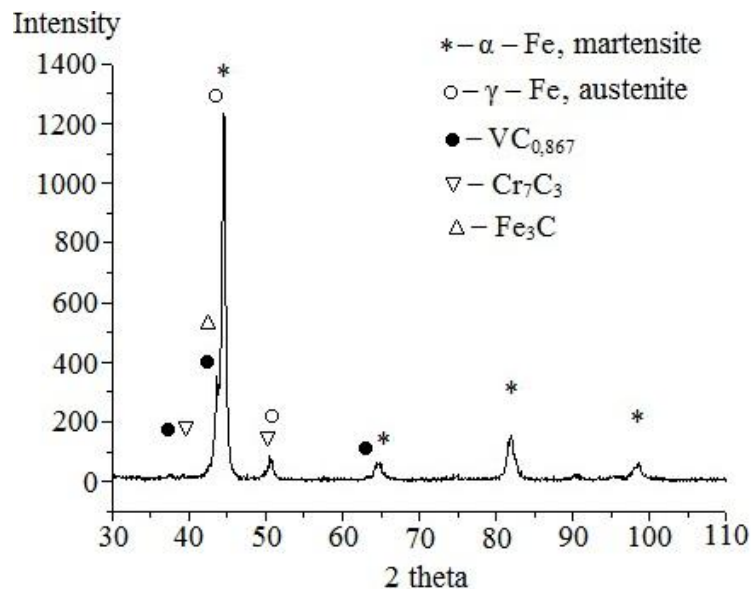


Рисунок 5.1 – Дифрактограма литої сталі з РАПЕ 4Х4Н5М4Φ2 після відпуску за температури 180° С з позначенням основних піків фаз

Відносна кількість (мас. %) мартенситу та аустеніту в сталі після відпуску за температури 180 °С становить 78 і 22 % відповідно. Наявність значної кількості пластичного аустеніту, що володіє відносно низькою твердістю, компенсує зростання твердості, що викликається зростанням кількості карбідних фаз при відпуску. З ростом температури відпуску відносна кількість залишкового аустеніту знижується (рис. 5.2). У зв'язку з

цим можна очікувати, що ударна в'язкість сталі може зменшуватися в діапазоні температур 475-500 °С (рис. 5.3). У цьому інтервалі температур так само відбувається зміна структури сталі (рис. 5.4 а, б). При аналізі кристалічної ґратки мартенситу основну увагу приділили її тетрагональності та еволюції параметрів при зміні температури відпуску в діапазоні температур 180-600 °С. Тетрагональності мартенситу в більшості випадків відображають кількість розчиненого вуглецю в α -залізі, і тим самим, фізико - механічні властивості мартенситу. З іншої сторони, цей параметр кристалічної ґратки мартенситу дозволяє судити про ступінь виділення вуглецю з твердого розчину, і, відповідно, збільшення кількості карбідних фаз. На параметри найінтенсивнішого піку мартенситу – (110) в нашому випадку можуть впливати накладення відображень інших фаз, тому були розглянуті відображення (211) та (220) (рис. 5.5 а, б).

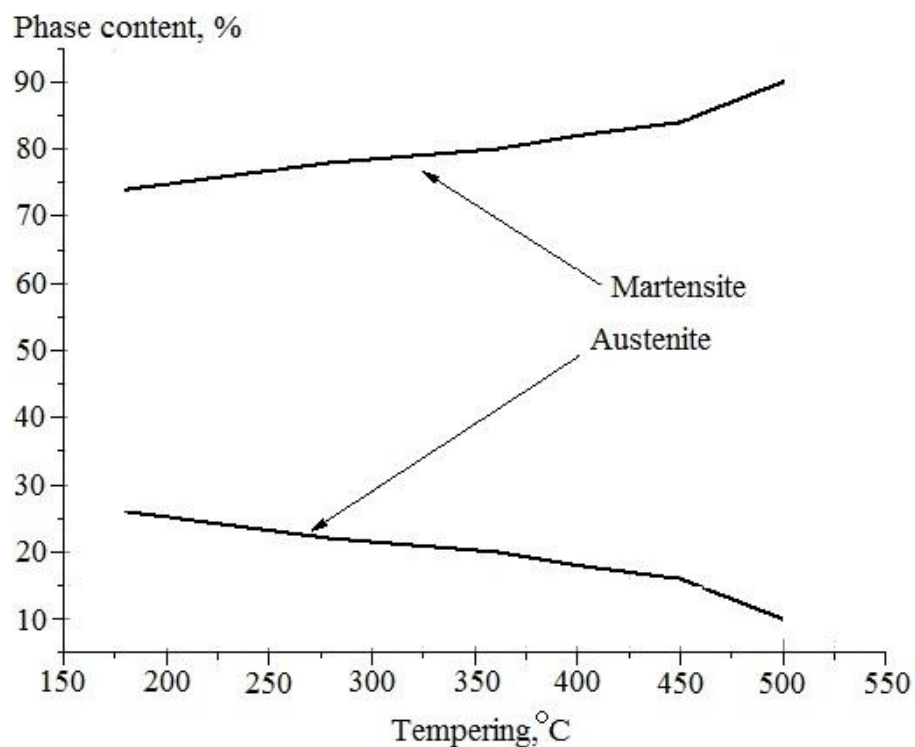


Рисунок 5.2 – Зміна відносного вмісту мартенситу і аустеніту при збільшенні температури відпуску литої сталі 4Х4Н5М4Ф2

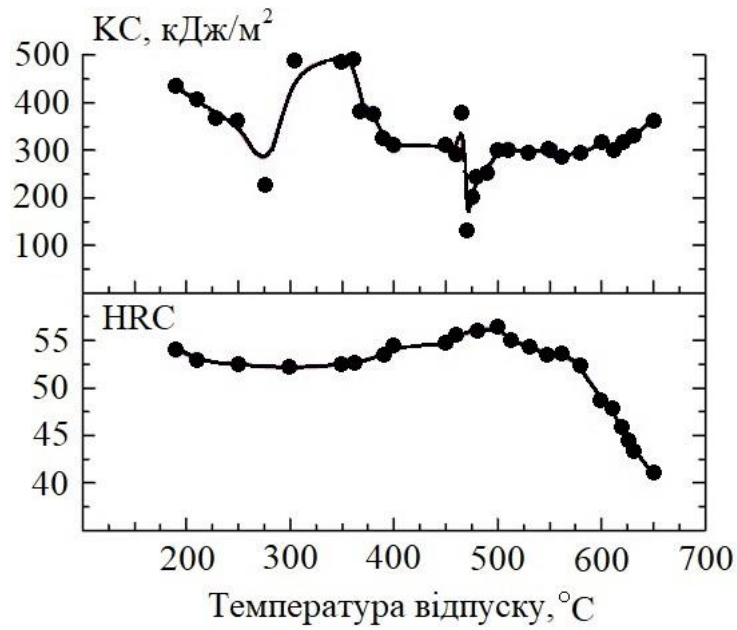


Рисунок 5.3 – Залежність ударної в'язкості (кДж/м²) і твердості (HRC) від температури відпуску литої сталі 4X4H5M4Ф2. Температура гартування сталі – 1100±5 °C

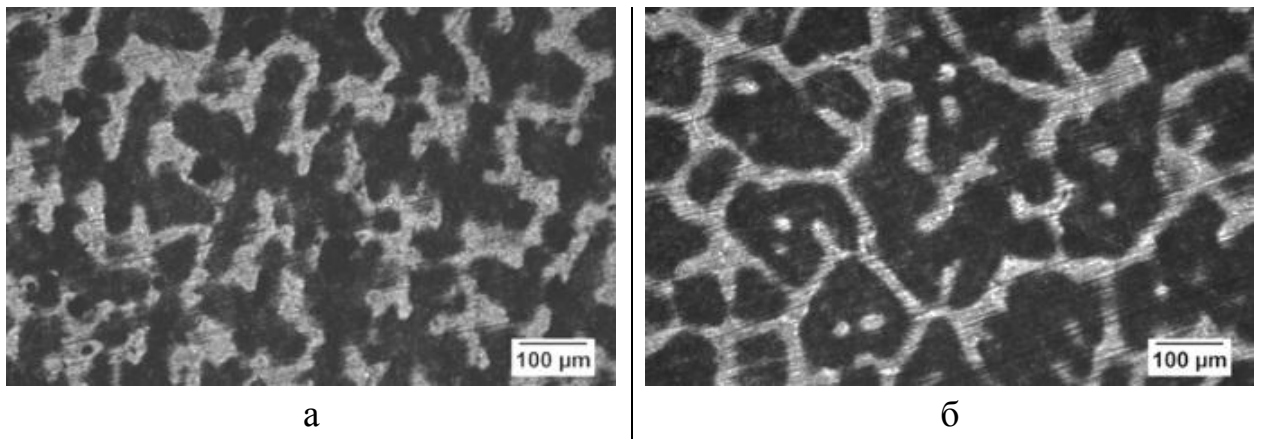
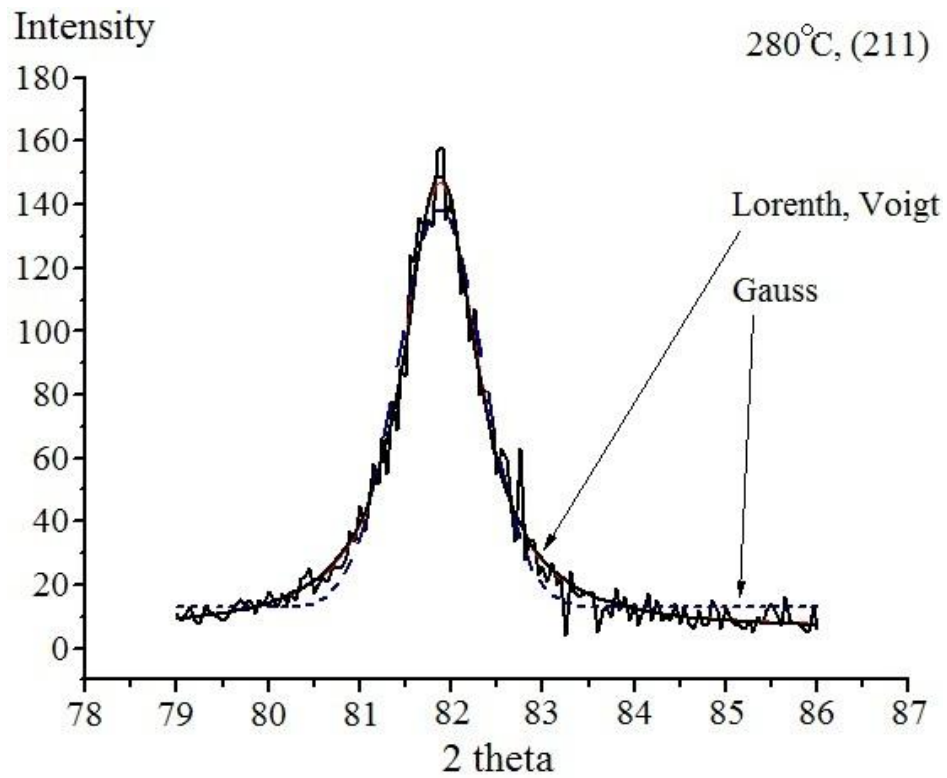
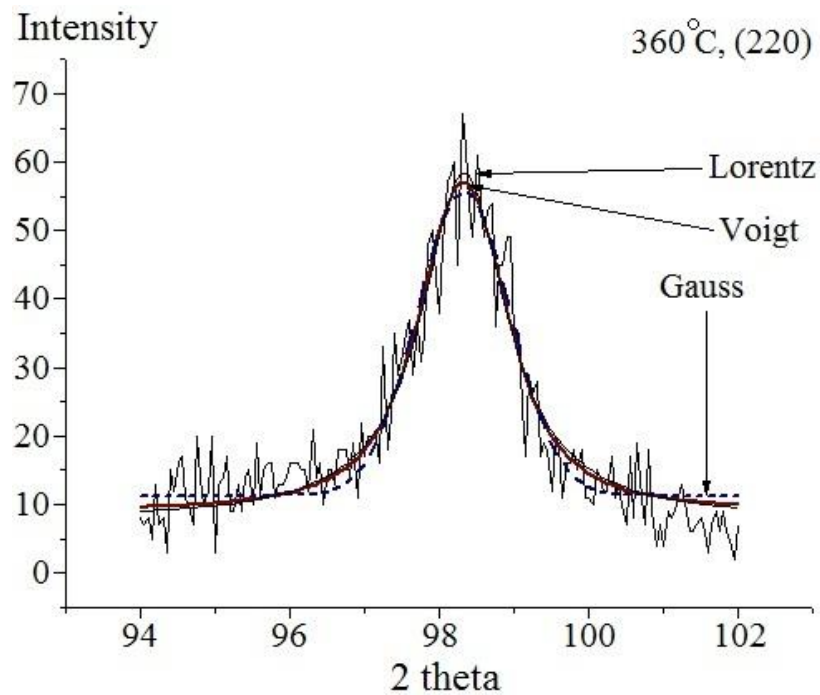


Рисунок 5.4 – Мікроструктури досліджуваної литої 4X4H5M4Ф2 сталі після відпуску за температури. а – 475 °C; б – 490 °C



a



б

Рисунок 5.5 – Фрагменти дифрактограм литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після відпуску, з накладенням розрахункових піків по Гаусу, Войту і Лоренцу.

а – $T = 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, пік (211); б – $T = 360\text{ }^{\circ}\text{C}$, пік (220)

У разі формування тетрагональної кристалічної ґратки названі відображення поділяються, відповідно, на дублети: (211) – (112) та (220) – (202) [302]. У разі формування твердого розчину заміщення на основі α -заліза в легованих сталях можливе зменшення параметра « c » елементарної ґратки до величини параметра « a » [303]. Отримані піки дифрактограм для всіх режимів відпуски не допускають поділу на названі дублети. Це свідчить про деформації кристалічної ґратки мартенситу, обумовленої сильними зв'язками «карбідотворених метал-вуглець». В результаті цієї деформації параметри « c » і « a » стають рівними, і елементарна чарунка переходить в ОЦК. Атомами, що заміщають залізо, служать атоми легуючих елементів. Раніше були отримані дані про відсутність, або малій величині і незмінності тетрагональних спотворень кристалічної ґратки сталей при вмісті вуглецю в ній в діапазоні 0,1-0,4 % мас. Таким чином, можна сказати, що параметр « a » елементарної комірки мартенситу в даному випадку можна розрахувати за формулою, яка застосовується для ОЦК чарунки. Результати розрахунку з використанням лінії (220) та згладжені β – сплайнами, представлені на рис. 5.6. Високі значення параметру « a » кристалічної ґратки мартенситу формуються при температурах відпуску в діапазоні 280-550 °С. Максимальне значення параметру кристалічної ґратки досягається за температурою 475 °С. Такі високі значення можна пояснити формуванням твердого розчину заміщення. При температурах, що лежать в зазначеному інтервалі, легуючі елементи в значній кількості розчинені в залізі. Отримані результати можна порівнювати з результатами, заснованими на іншому підході, який передбачає наявність незначної дублетності в середньовуглецевих сталях. Деякі автори повідомляють про відсутність, або незначною тетрагональністю кристалічної ґратки мартенситу при концентрації вуглецю в сталі до 0,4 % мас. Якщо передбачається існування зазначеного тетрагонального поділу рентгенівських відображень, то його величину прирівнюють до розширення дифракційних піків. Істинне фізичне розширення було

розраховано для випадку апроксимації піків зразка та еталона функцією Гаусса по формулі (5.1):

$$\beta = (B'^2 - B^2)^{1/2}, \text{ де:} \quad (5.1)$$

B' и B – ширина кривої розподілу інтенсивності на половині висоти максимуму (напівширина) досліджуваного зразка та еталона відповідно.

Еталоном служив зразок, відпалений за температурою 750 °С. Згладжена сплайном залежність зміни істинного розширення лінії (220) від температури відпуску представлена на рис. 5.7. Експериментальні значення величини напівширини зразка та еталона були отримані в результаті математичної обробки (апроксимації піків гауссіаном) дифрактограм в області відповідних кутів 2θ . Такі записи дифрактограм у відповідних інтервалах були одержані з кроком сканування $0,02^\circ$ та витримкою на точці 4 с. Відомо, що розширення рентгенівських ліній пов'язано також з дисперсністю кристалітів відповідної фази (D) та мікронапруженнями 2-го роду – мікровикривлюваннями кристалічної ґратки – $\Delta a/a$. У нашому випадку, очевидно, що у зв'язку з проходженням процесів карбідотворення та розпаду аустеніту, розширення може викликати всіма згаданими факторами. Зазначені характеристики субструктури мартенситу, що не містить легуючих елементів, змінюються переважно в області температур відпуску 100-450 °С. В інтервалі температур 400-450 °С мікровикривлювання зникають, а розмір кристалітів швидко росте, що різко зменшує вклад цих характеристик в розширення. Проте, наявність легуючих елементів гальмує зазначені процеси [304]. Необхідно відзначити, що ставлення інтенсивностей ліній тетрагонального дублета рівно 2: $I(202)/I(220) = 2$ Лінія (202) зміщена в бік менших кутів і тому зміщує центр ваги піку в тому ж напрямку. Істинне фізичне розширення лінії (220)/(202) мартенситу формується за температури

відпуску 475 °C (0,547 град.), близько до мінімальним значенням в температурному інтервалі 180-550 °C. Це може свідчити про малу кількість вуглецю в твердому розчині і низькому рівні спотворень кристалічної ґратки. При розрахунку параметра « a » з урахуванням міждублетної кутової різниці були використані суми експериментально визначених центрів ваги лінії (220) з величинами $\beta t/2$ для відповідної температурної точки. βt – істинне розширення лінії, отримане з дифрактограми матеріалу, відпущеного при температурі. Результати розрахунку, згладжені β – сплайнами, представлені на рис. 5.8.

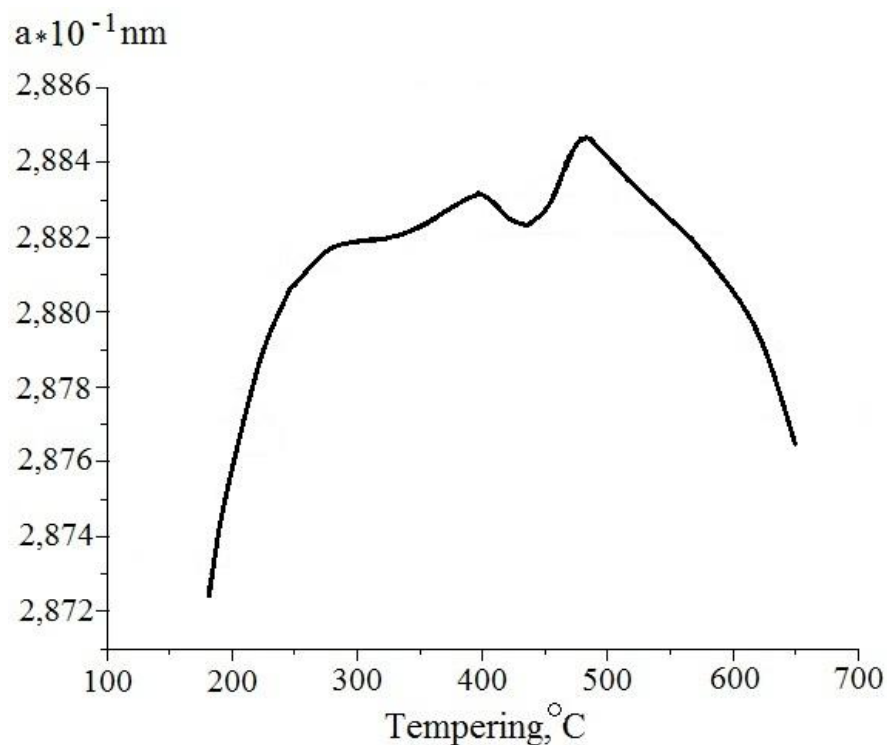


Рисунок 5.6 – Зміна параметра кристалічної ґратки мартенситу в залежності від температури відпуску литої сталі 4X4H5M4Ф2

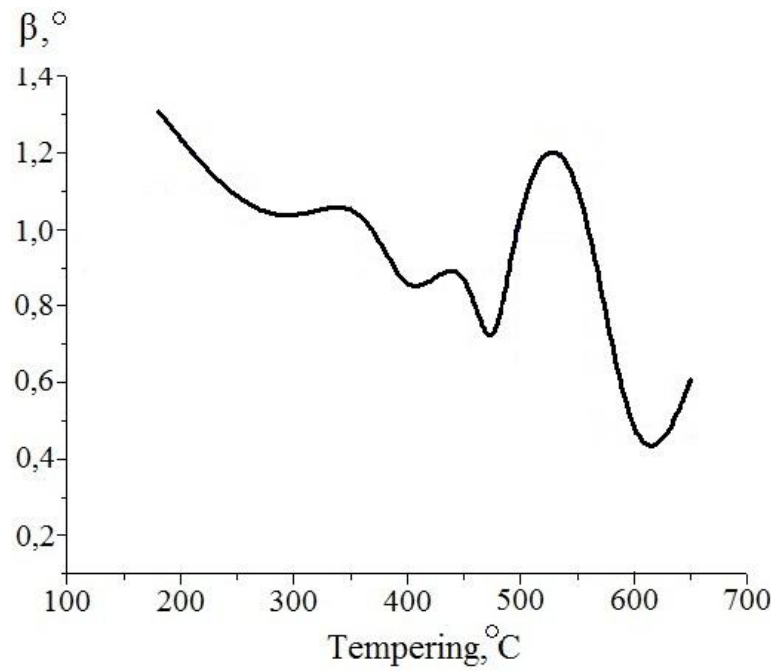


Рисунок 5.7 – Зміна істинного розширення лінії (220) мартенситу в залежності від температури відпуску литої сталі 4X4H5M4Φ2

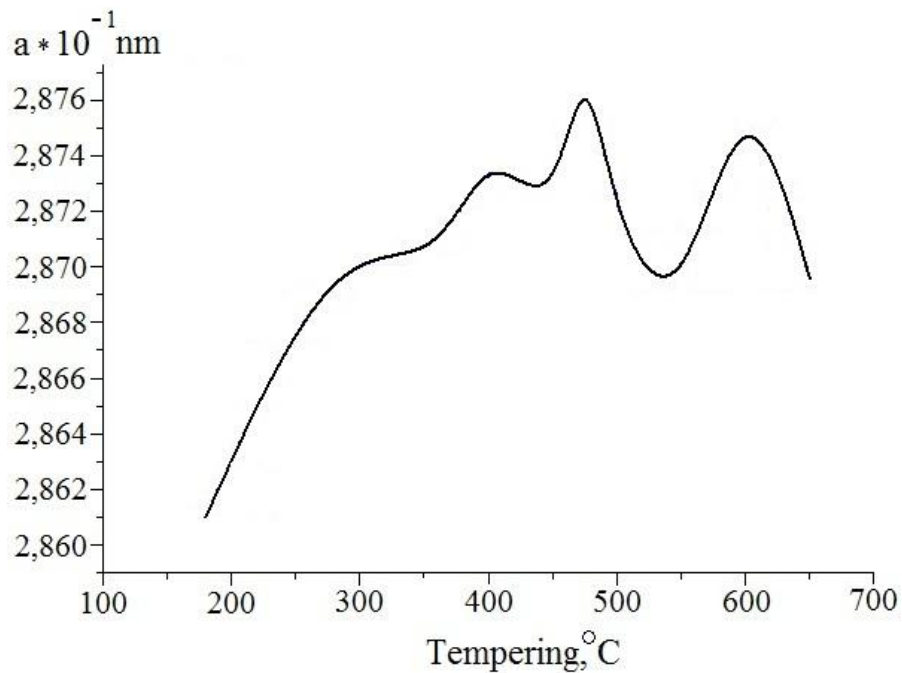


Рисунок 5.8 – Залежність параметра «a» елементарної кристалічної ґратки мартенситу литої сталі 4X4H5M4Φ2 від температури відпуску з урахуванням тетрагональності

Зазначені результати демонструють зниження параметру кристалічної ґратки мартенситу в усьому температурному інтервалі термообробки в порівнянні з розрахунком для випадку, $a = c$. Можна сказати, що теоретична формула Курдюмова для твердого розчину Fe–C показує зівставні результати. Відповідно до формули (5.2) параметр ґратки « a » пропорційно зменшується з ростом концентрації вуглецю:

$$a = a_0 - 0,015p, \text{ \AA}, \text{ де:} \quad (5.2)$$

p – масовий відсоток вуглецю;

a_0 – параметр ґратки фериту для вуглецевої сталі – 0,2861 нм (2,8610 Å).

Максимальне значення « a » – 0,2876 нм (2,8760 Å), рис. 5.6, може досягатись при $a_0 = 0,2877$ нм (2,8770 Å), якщо $p = 0,1$ % та при $a_0 = 0,2880$ нм (2,8800 Å), якщо $p = 0,3$ % мас. Параметр елементарної чарунки ОЦК заліза у використаній в роботі відпаленої сталі, розрахований за експериментальною дифрактограмою, складає, $a = 0,28722$ нм (2,8722 Å). Для сталі 40X пропонують $a_0 = 0,28725$ нм (2,8725 Å). При розрахунку за формулою для випадку $a_0 = 0,28722$ нм (2,8722 Å) ми отримуємо: (I) при $p = 0,1$ %, $a = 0,2871$ нм (2,8710 Å); (II) при $p = 0,3$ %, $a = 0,2868$ нм (2,8680 Å). Можна припустити, що для досліджуваної сталі додаткове зниження розрахункових значень параметру « a » обумовлено внеском в розширення рентгенівських піків факторів дисперсності кристалітів та мікровикривлювання кристалічної ґратки. Проте, цей факт не змінює головного результату, отриманого при побудові залежностей параметру кристалічної чарунки мартенситу від температури відпуску: максимальне значення цієї характеристики досягається за температури 475 °С. Максимальне значення параметру « a » відображає максимальну насиченість твердого α -твердого розчину на основі системи “Fe–C”. Це забезпечує підвищення опору кристалічної ґратки

деформації, і, тим самим, збільшення твердості мартенситу та його крихкості. Зазначені обставини призводять до зменшення ударної в'язкості сталі в діапазоні температур відпуску 450-500 °С. Максимальне насичення твердого розчину призводить до зміни його електромагнітних характеристик, у нашому випадку до збільшення питомого електричного опору, табл. 5.3, рис. 5.9.

Таблиця 5.3

Залежність питомого електричного опору від температури відпуску
ливої сталі 4Х4Н5М4Ф2

Температура відпуску, °С	Питомий електричний опір, Ом·мм ² /м	
	Товщина зразка 5,0 мм	Товщина зразка 2,8 мм
1	2	3
190 ± 10	0,068	0,074
210 ± 10	0,073	0,063
250 ± 10	0,064	0,068
300 ± 10	0,065	0,066
350±10	0,066	0,062
400±8	0,064	0,067
450±1	0,064	0,062
465±1	0,065	0,057
470±1	0,078	0,080
475±1	0,088	0,116
480±1	0,205	0,144
485±1	0,150	0,096
490±1	0,160	0,097
500±1	0,053	0,051
540±1	0,056	0,041
560±1	0,056	0,051
580±1	0,056	0,048
590±1	0,053	0,046
600±1	0,064	0,037

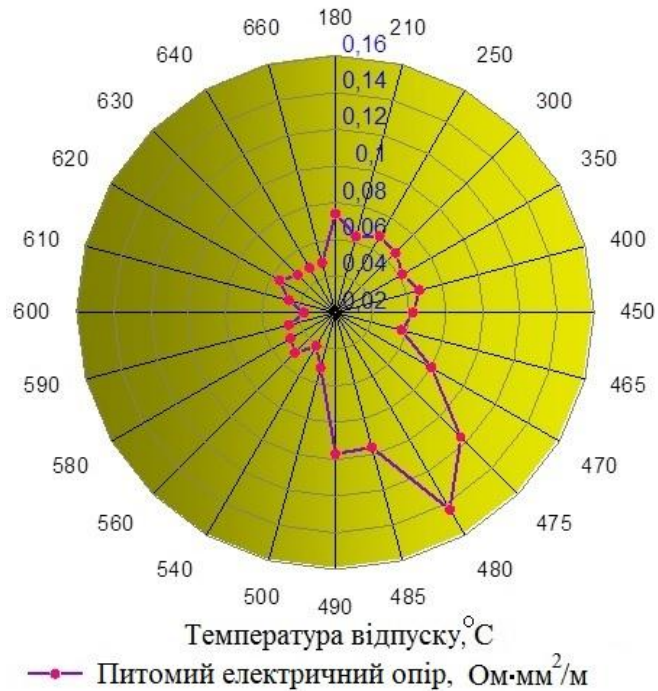


Рисунок 5.9 – Діаграма залежності питомого електричного опору за кімнатної температури з литої сталі 4X4H5M4Ф2 після гартування за температури 1100 ± 5 °С від температури відпуску (товщина зразка 2,8 мм)

Однак, узагальнена картина їх еволюції при зміні температури відпуску для досліджуваної сталі може бути отримана аналізом інтенсивності в діапазонах $2\theta = 43-44^\circ$ та $2\theta = 35-41^\circ$ (рис. 5.10). Перший діапазон кутів представляє, в основному, піки кристалітів системи «Fe–C». До них відносяться аустеніт та карбіди заліза. У другому знаходяться піки більш високотемпературних карбідів, зокрема, карбідів системи «V–C», «Mo–C». Пік (110) твердого розчину на основі α -Fe (мартенситу) збігається з піками інших, можливо присутніх фаз, зокрема, піками карбідів на основі системи «Fe–C», в том числі подвійного карбіду системи «Cr–Fe–C», наприклад типу $\text{Cr}_{15.58}\text{Fe}_{7.42}\text{C}_6$. Тому для оцінки співвідношення кількості карбідних фаз і матричного матеріалу – мартенситу були обчислені відносини інтенсивності піків в зазначених вище діапазонах 2θ до інтенсивності піку (211) твердого розчину на основі α -Fe. Для діапазону $2\theta = 43-44^\circ$ обчислено співвідношення $I(c)/I(211)$; для $2\theta = 35-41^\circ$ – $I(c2)/I(211)$. При аналізі еволюції карбідних фаз

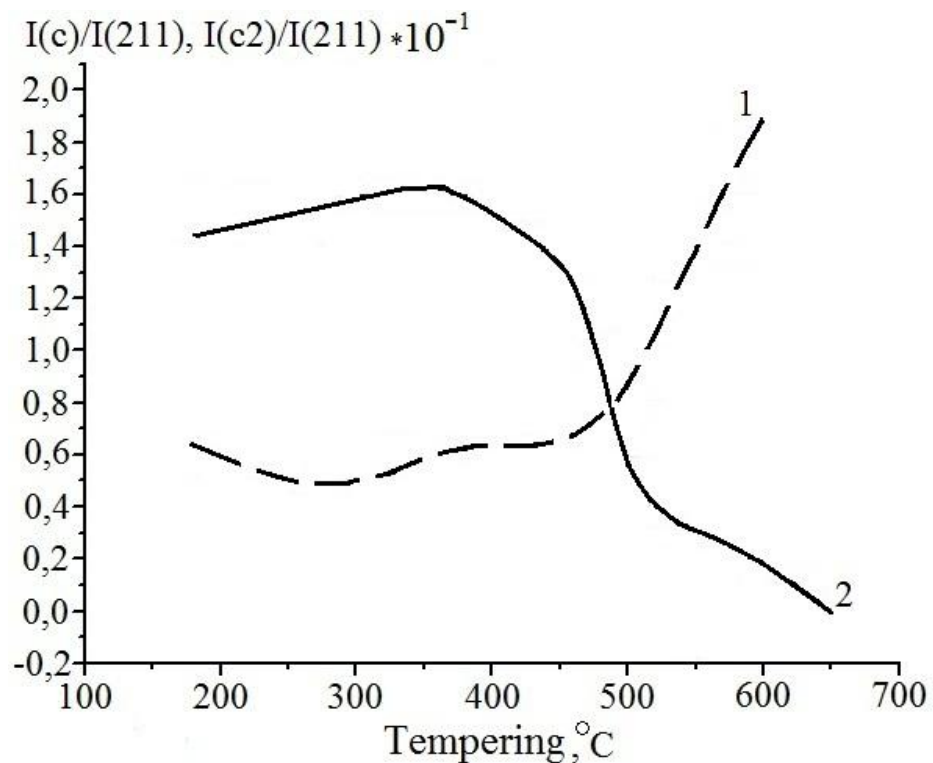
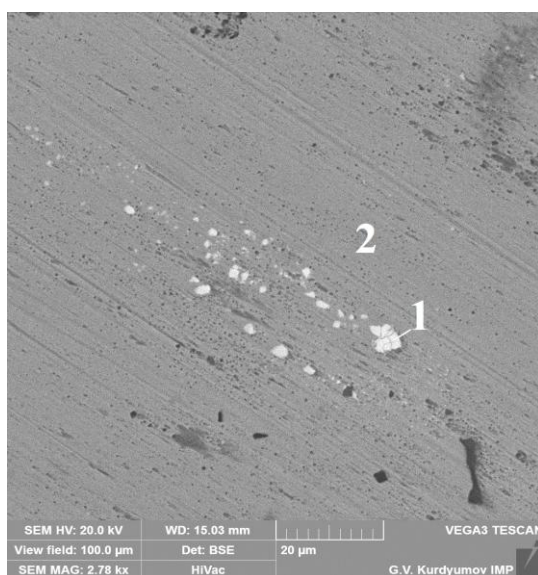


Рисунок 5.10 – Зміна відносних інтенсивностей піків в інтервалі 2Θ при зміні температури відпуску литої сталі 4X4H5M4Ф2. 1 – $2\Theta = 35-41^\circ$ – $I(c2)/I(211)$; 2 – $2\Theta = 43-44^\circ$ – $I(c)/I(211)$

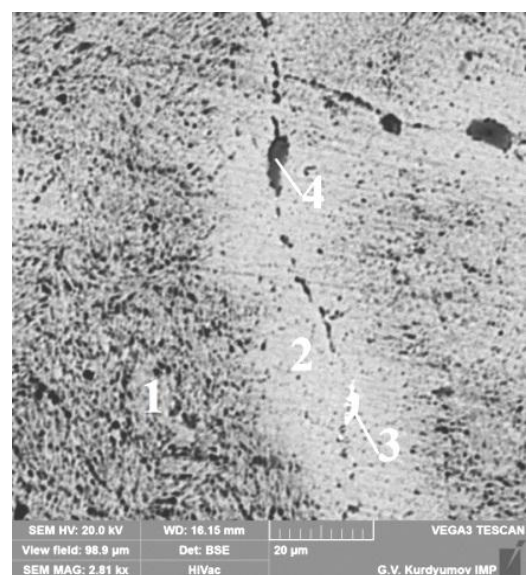
досліджуваної сталі необхідно сказати про різницю термодинамічних та фізико-механічних характеристик карбідів заліза, хрому та карбідів перехідних металів 4 – 5 груп. За температури плавлення карбіду хрому та заліза близькі за значеннями і знаходяться в діапазоні $1500-1890^\circ\text{C}$, тоді як карбід ванадію відноситься до високотемпературних карбідів і має температуру плавлення 2648°C . Карбід Fe_3C має мікротвердість 8-9 ГПа, а в разі утворення подвійного карбіда системи «Cr–Fe–C» його твердість досягає 12 ГПа. Мікротвердість карбідів ванадію, як і інших металів 4 – 5 груп помітно вища. Твердість карбіда ванадію в області гомогенності, близька по стехіометричному складу, змінюється в інтервалі 22-25 ГПа. Карбіди хрому демонструють проміжні значення твердості в діапазоні 17-19 ГПа [305, 306]. Результати аналізу відносних інтенсивностей показують істотний вплив температури відпуску на кількість та склад карбідних фаз. В

низькотемпературній області (Твідпуску = 200-350 °С) відносний вміст високотемпературних карбідів, що володіють високою твердістю невеликий. Інтенсивне зростання відносної кількості цих карбідів починається при температурі відпуску 450 °С. Це пов'язано з початком інтенсифікації дифузії легуючих елементів при цій температурі. Високі значення теплостійкості сталі, підданої відпуску в температурному інтервалі 450-500 °С, пов'язані, в тому числі, зі збереженням достатньої кількості низькотемпературних карбідів при збільшенні відносної кількості більш твердих, високотемпературних карбідів.

Встановлено, що зміна легуючих елементів матриці не відбувається (точка 1 та точка 2, рис. 5.11 а; табл. 5.4) після відпуску сталі а температур 450-500 °С. Під час проведення хімічного аналізу у точках вимірювання поверхні зразків, після відпуску, були встановлені типи карбідних фаз у структурі металу: білі ділянки складної форми відповідали карбідам M_6C (точка 1, рис. 5.11 а; точка 3, рис. 5.11 б; точка 3, рис. 5.11 в; точка 3, рис. 5.11 г; точка 2, рис. 5.11 г табл. 5.4; рис. 5.12 л – н), а чорні ділянки складної форми – MC (точка 4, рис. 5.11 б; точка 4, рис. 5.11 в; точка 4, рис. 5.11 г; точка 1, рис. 5.11 г; точка 1, рис. 5.11 д; табл. 5.4; рис. 5.12 л – н).



а



б

Продовження рисунка 5.11

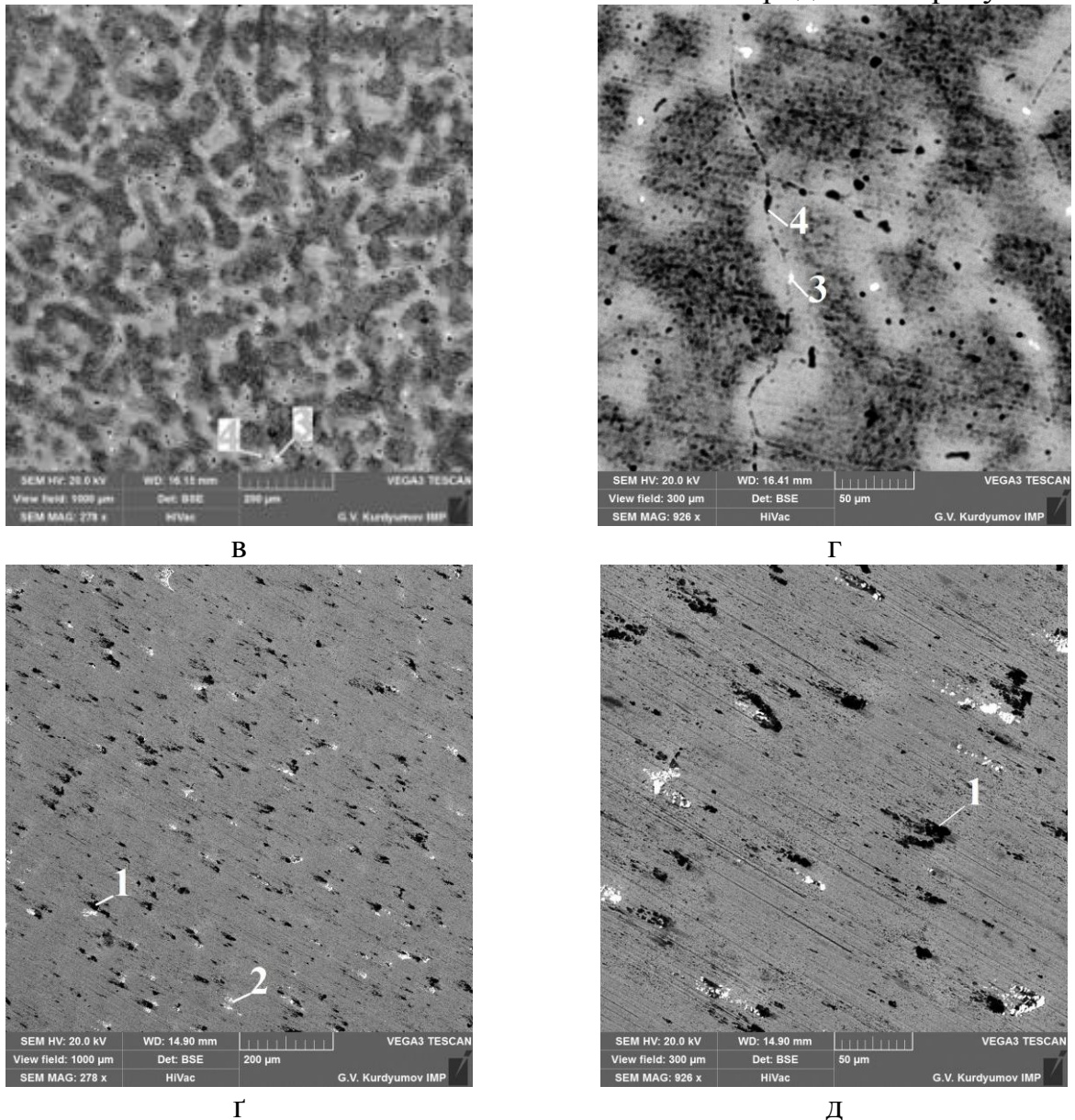
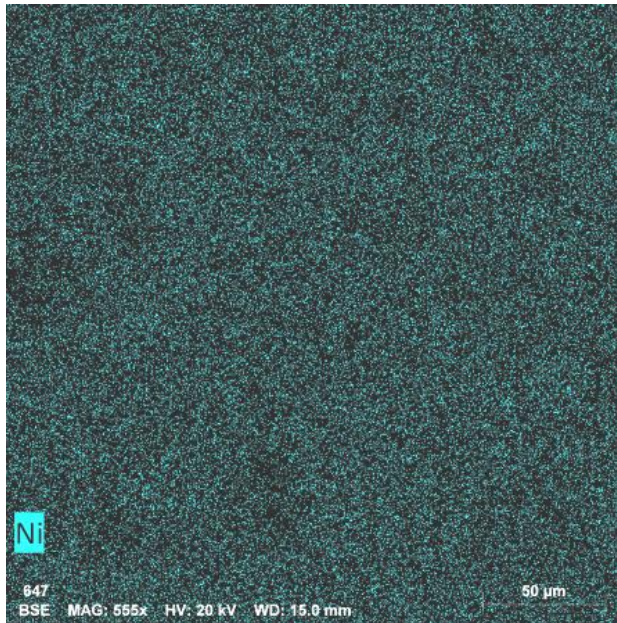


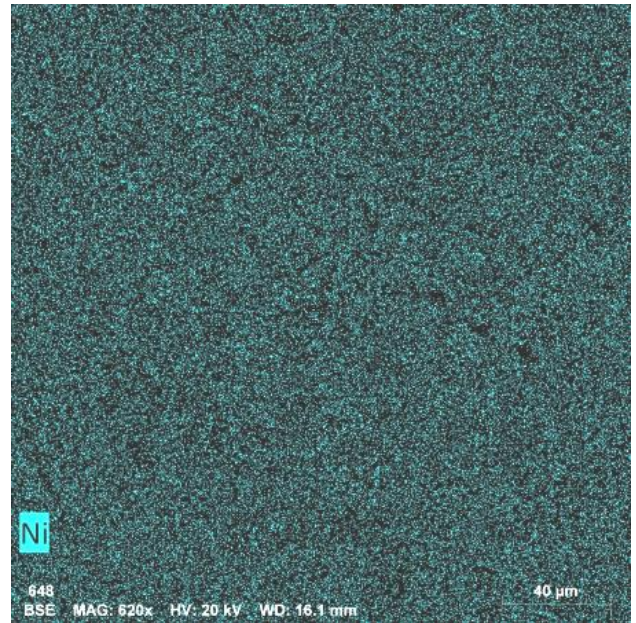
Рисунок 5.11 – Електронна структура литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержана за ЕШКЛ, гартована за температури 1100 ± 5 °С та відпуском за температури. а – 450 °С; б, в, г – 475 °С; г, д – 500 °С

Згідно [307], при гартуванні сталі карбід M_6C розчиняється у аустеніті, а після відпуску при підвищених температурах він виділяється із мартенситу. Карбід MC (який утворюється головним чином з ванадію) практично не розчиняється в аустеніті, проте, частина ванадію може переходити в карбід M_6C , якщо в сталі присутній молібден. Таким чином, можна

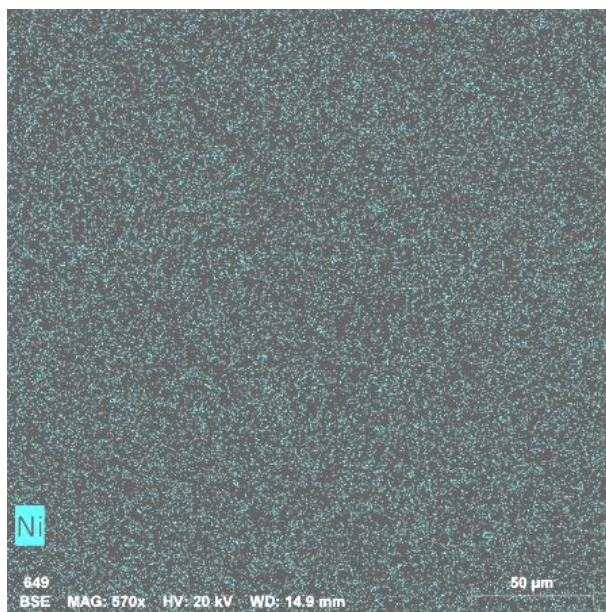
стверджувати, що карбідна фаза МС (окрім M_6C) була присутня у структурі металу до проведення термічної обробки (гартування) сталі.



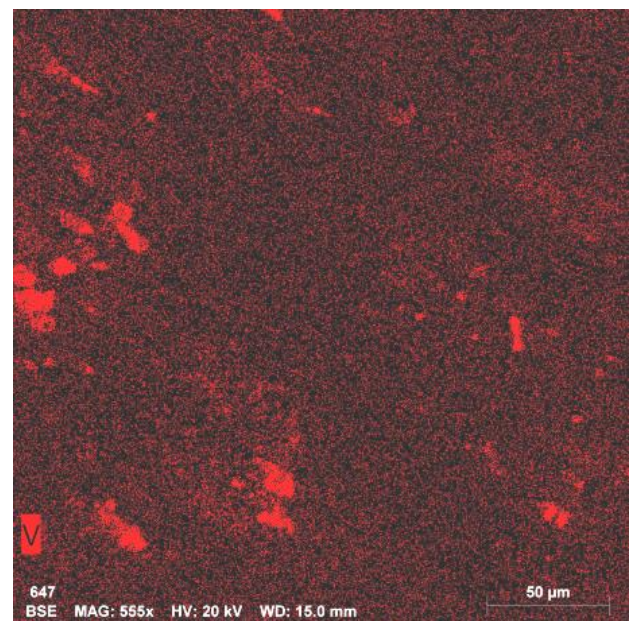
а



б

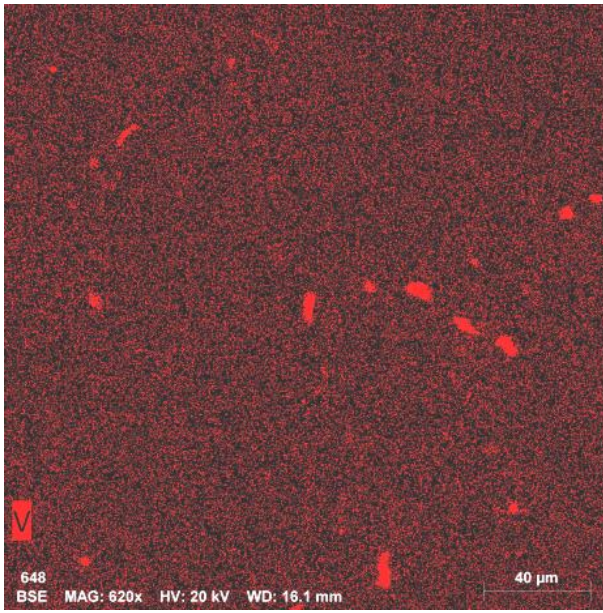


в

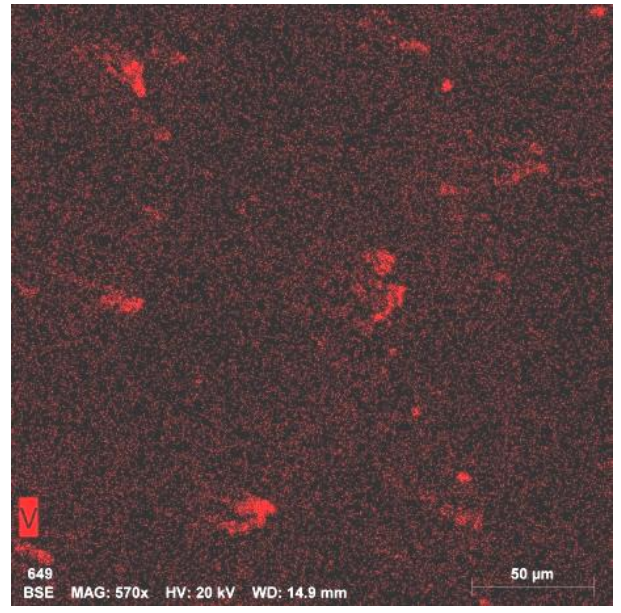


г

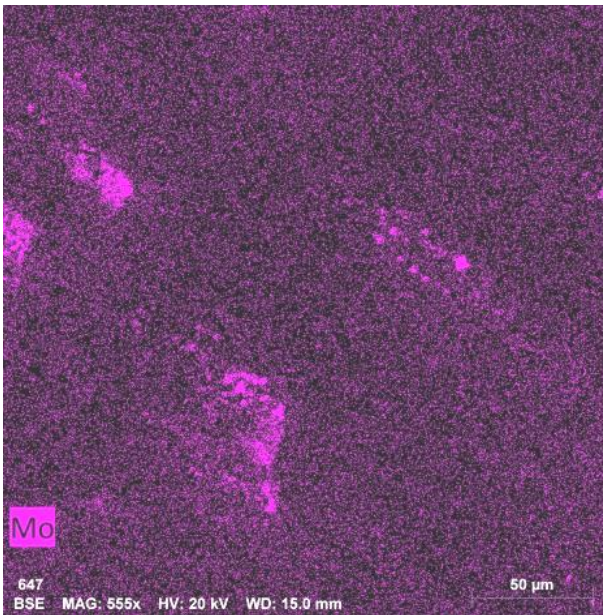
Продовження рисунка 5.12



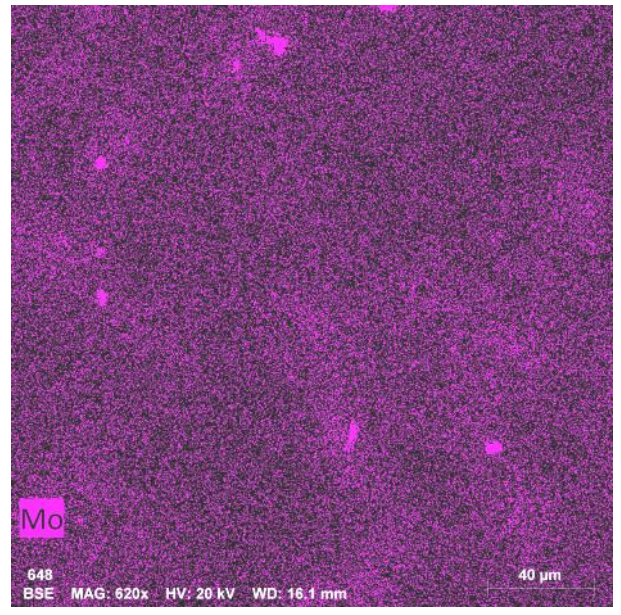
Г



Д

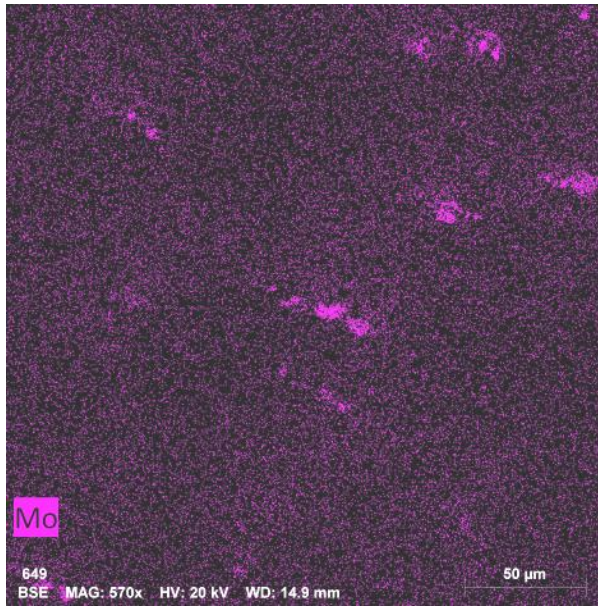


е

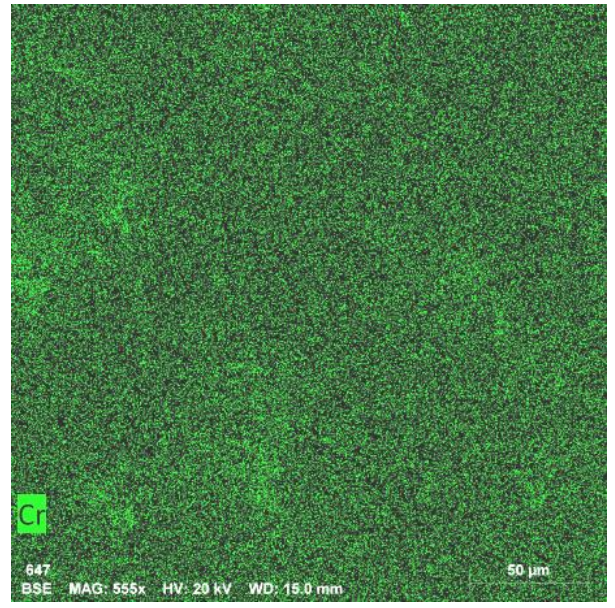


є

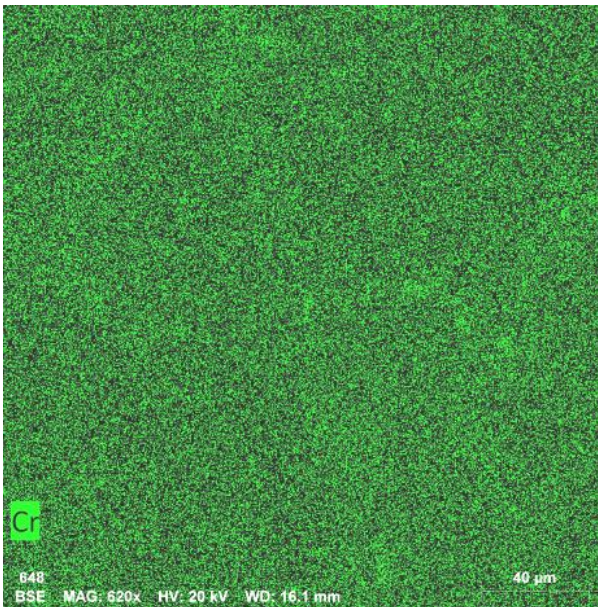
Продовження рисунка 5.12



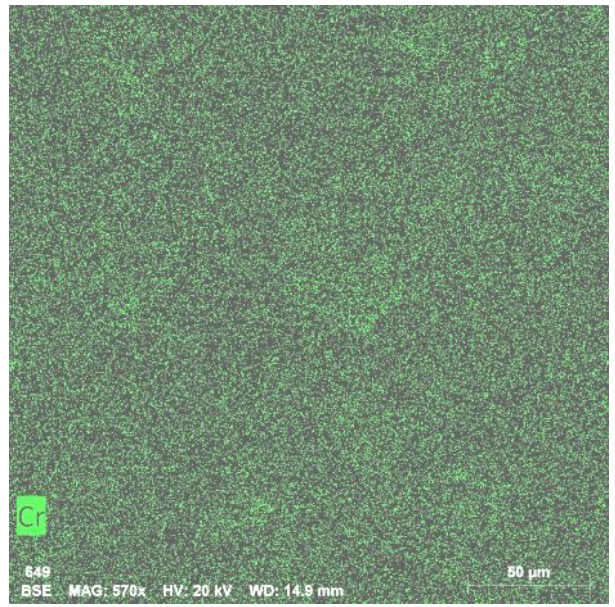
Ж



З

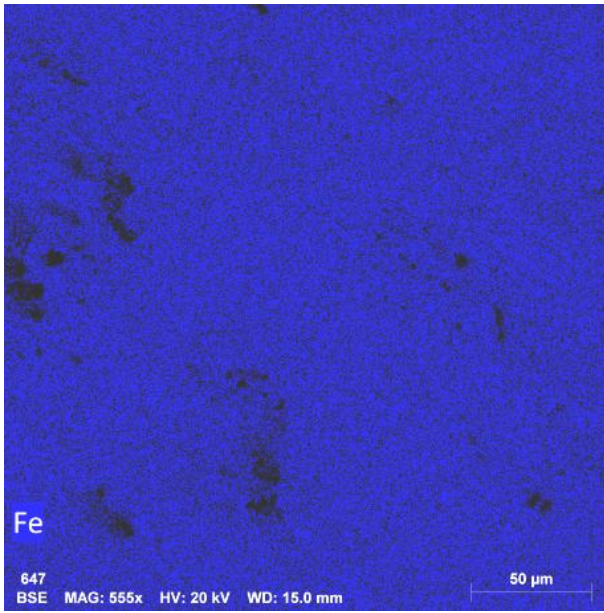


И

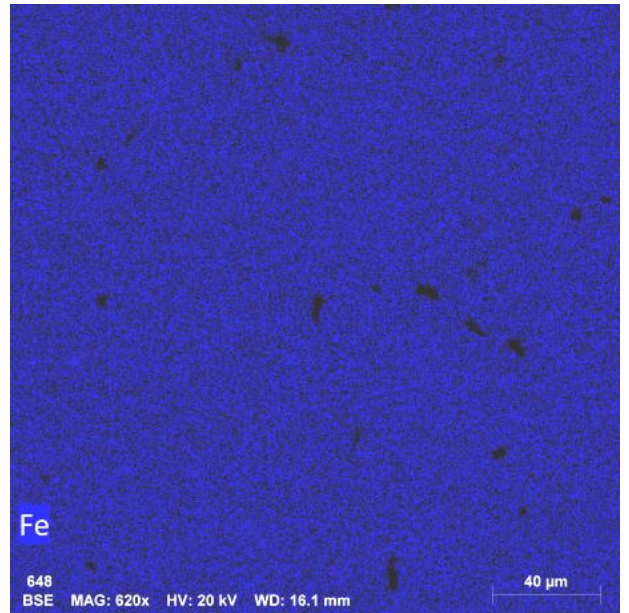


і

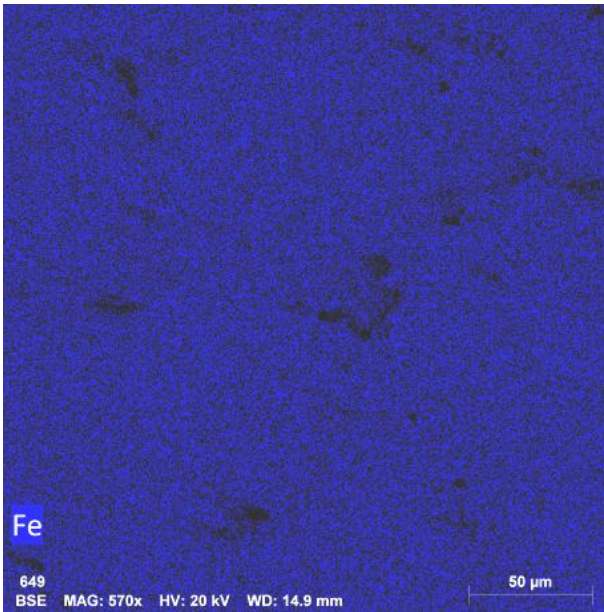
Продовження рисунка 5.12



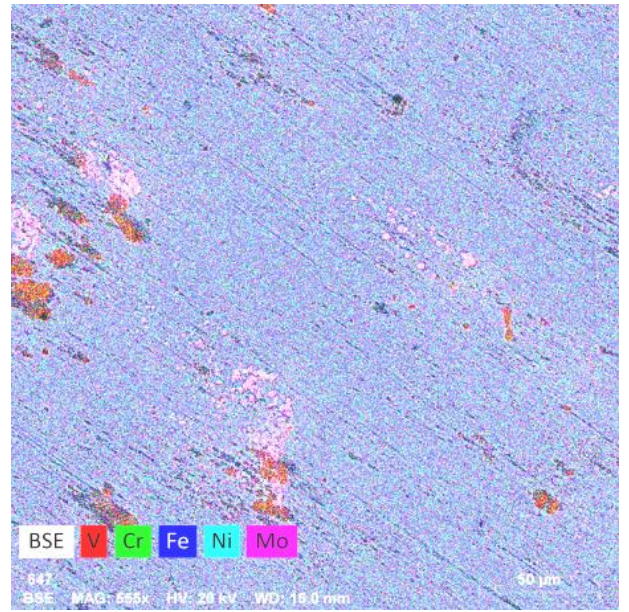
ї



й



к



л

Продовження рисунка 5.12

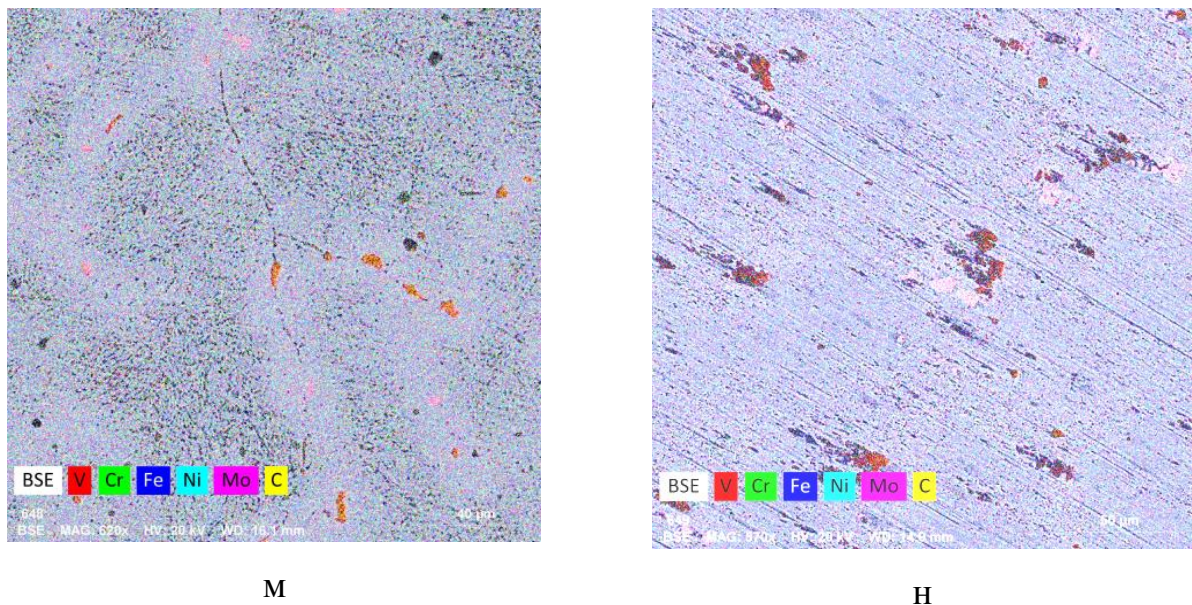


Рисунок 5.12 – Електронна структура (розподілення на перетині шліфа елементів SEI) литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержана за ЕШКЛ, гартована за температури 1100 ± 5 °С та відпуском за температури. а, г, е, з, і, л – 450 °С; б, г, д, є, и, й, м – 475 °С; в, д, ж, і, к, н – 500 °С; а, б, в – X-ray Ni- K_{α} ; г, г д – X-ray V- K_{α} ; е, є, ж – X-ray Mo- K_{α} ; з, и, і – X-ray Cr- K_{α} ; й, й, к – X-ray Fe- K_{α}

Таблиця 5.4

Локальний хімічний склад у позначених точках, параметри субструктури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, гартована за температури 1100 ± 5 °С при різних температурах відпуску

T, °C	Легуючі елементи (мас., %)					Рис. 5.11	Параметри субструктури	
	Ni	V	Mo	Cr	Fe		a, нм	Фаза
450	0,23	13,43	68,47	10,27	7,60	точка 1	0,28823	M ₆ C
	5,04	1,76	2,82	3,61	86,77	точка 2	0,28823	-
475	4,58	1,31	2,45	3,37	87,61	точка 1	0,28843	-
	4,58	1,29	5,51	4,43	83,48	точка 2	0,28843	M ₆ C
	1,54	8,15	49,67	7,51	33,13	точка 3	0,28843	M ₆ C
	0,16	86,72	4,36	3,53	5,23	точка 4	0,28843	MC
500	2,79	26,33	3,97	4,34	43,67	точка 1	0,28840	MC
	0,52	12,07	62,96	10,22	14,24	точка 2	0,28840	M ₆ C

Примітка: T – температура відпуску

В результаті експериментальних досліджень було встановлено, що за температури відпуску від 450 до 475 °С параметр кристалічної ґратки сталі збільшувався від 0,28823 до 0,28843 нм (табл. 5.4). Це пояснювалося тим, що відбувається утворення твердого розчину заміщення (хімічна формула фази $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$). Легуючий елемент Ni призводить до затримки процесів коагуляції з виділенням карбідної фази типу M_6C на межах зерен у твердому розчині, до зниження ударної в'язкості (120-180 кДж/м², рис. 5.3), підвищення питомого електричного опору (рис. 5.9) та до підвищення крихкості сталі. Максимальне значення параметру «а» кристалічної ґратки (0,28843 нм, табл. 5.4) підтверджує максимальну насиченість твердого розчину на основі системі Fe–C. Також було встановлено, що при різних температурах відпуску (450-500 °С) було виявлено рівномірний розподіл хрому, заліза та нікелю по матриці (рис. 5.12 а – в, з – і, ї – к). Параметр кристалічної ґратки поступово зменшується до 0,28840 нм (табл. 5.4) при температурі відпуску 475-500 °С, а ударна в'язкість та границя міцності збільшується до 270-300 Дж/см² та 1360-1380 МПа, відповідно (табл. 5.5). Відпускна крихкість (не обернена) литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 не спостерігається вище температури 500 °С.

Таблиця 5.5

Фізико-механічні властивості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, гартована за температури 1100±5 °С при різних температурах відпуску

Т, °С	Механічні характеристики		
	Твердість, HRC	σ_B , МПа	KCU, кДж/м ²
*Т1	54-55	1200-1230	250-270
**Т	–	–	380-410
*Т2	55-56	1230-1250	120-180
**Т2	–	–	280-320
*Т3	56-57	1360-1380	270-300
**Т3	–	–	450-470

Примітки: Т – температура відпуску, *Т1 – температура відпуску 450 °С, *Т2 – температура відпуску 475 °С, *Т3 – температура відпуску 500 °С, **Т1 – температура відпуску 590 °С та наступним нагрівом 450 °С, **Т2 – температура відпуску 590 °С та наступним нагрівом 475 °С, **Т3 – температура відпуску 590 °С та наступним нагрівом 500 °С

В роботі була встановлена оптимальна температура відпуску (590 ± 5 °С), що призвело до підвищення ударної в'язкості у два рази (табл. 5.5). Таким чином, повторний відпуск сталі при більш високій температурі зменшує схильність до відпускнуї крихкості в інтервалі небезпечних температур 450-500 °С. Встановлено також, що при відпуску за температур 550 °С, 570 °С та 610 °С з наступним повторним нагрівом, ударна в'язкість знаходиться на низькому рівні (рис. 5.13).

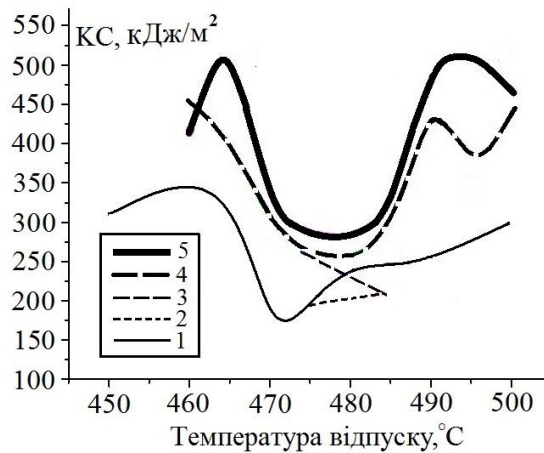


Рисунок 5.13 – Залежність ударної в'язкості литої сталі 4Х4Н5М4Ф гартованої за температури 1100 ± 10 °С та відпущеної за різних температур від температури повторного нагріву. 1 – відпуск 450-500 °С, 2 – відпуск 550 ± 1 °С, 3 – відпуск 570 ± 1 °С, 4 – відпуск 610 ± 1 °С, 5 – відпуск 590 ± 1 °С

Таблиця 5.6

Параметри фазово-структурних складових за кімнатної температури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після термічної обробки

Нагрів зразків 475 °С				
Фазовий склад	ОКР, нм	$e \approx (\Delta d/d)_{hkl}$	a , нм	a^* , нм
α -Fe	24,83	0,001449	0,28739	0,28823
Нагрів зразків 500 °С				
α -Fe	29,01	0,001261	0,28744	0,28840

Примітки: a – відпал 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100 ± 5 °С, відпуск 590 ± 5 °С (ізотермічна витримка 4 год), відпуск 475 та 500 °С; a^* – відпал 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100 ± 5 °С, відпуск 475 та 500 °С

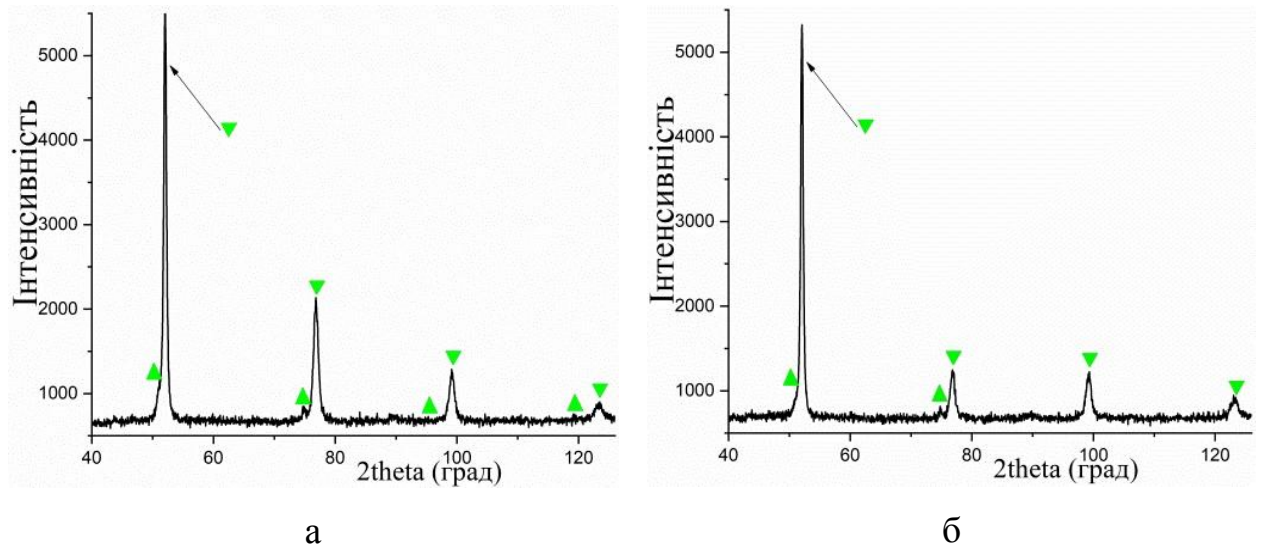


Рисунок 5.14 – Дифрактограми литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ та термічною обробкою (відпал 750 ± 20 °С, ізотермічна витримка 2 год, гартування 1100 ± 5 °С з охолодженням в оліві, відпуск за температури 590 ± 5 °С, ізотермічна витримка 4 год) з наступним нагрівом. ▲ – ферит (ОЦК); ▼ – мартенсит відпуску (α -Fe) = 0,29350 нм; а – за температури 475 ± 5 °С (ізотермічна витримка 2 год); б – за температури 500 ± 5 °С (ізотермічна витримка 2 год)

Встановлено, що оптимальним режимом термічної обробки є відпуск сталі за температури 590 °С і при повторному нагріві в інтервалі температур від 465 до 495 °С, ударна в'язкість підвищується у два рази до 300 кДж/м² (рис. 5.13, крива 5). В інтервалі температур не оберненої відпускну крихкості 475 - 500 °С, значення параметру (a , нм) кристалічної ґратки зменшуються за оптимальної температури відпуску сталі 590 ± 5 °С (табл. 5.6). Додаткові 2 години ізотермічної витримки при відпуску сталі за температур 475 - 500 °С вплинули на вигляд дифрактограми (рис. 5.14 а, б). В роботі було встановлено, що параметри кристалічної ґратки зменшуються за оптимальної температури відпуску сталі 590 ± 5 °С (№ 3 та № 5, табл. 5.2). Після нагріву гартованої литої сталі до 475 °С ударна в'язкість є вищою на 50 кДж/м², а межа плинності більша на 200 МПа порівняно з деформованою

сталлю (№ 3 та № 12, табл. 5.2). Встановлено, що ударна в'язкість деформованої дослідженої сталі за температур відпускнуї крихкості 450-500 °С інтенсивно знижується, а питомий електричний опір збільшується (окрім механічних характеристик міцності та твердості) (рис. 5.15), що є не бажаним фактором для виготовлення матриць для гарячого деформування кольорових металів та сплавів. І тому, більшу перевагу має досліджена лита сталь з урахуванням відсутності циклічних ударних навантажень при виготовленні екструзійних матриць. Для гартованої литої сталі 4X4H5M4Ф2 після підпуску за температури 650 °С, карбідна фаза типу Me_7C_3 у структурі металу відсутня, що супроводжується підвищенням її теплостійкості до 40 HRC за кімнатної температури (табл. 5.2, № 9), а це сприяє до підвищення експлуатації інструмента (матриці) для гарячого деформування міді. Якщо в процесі експлуатації матриць з литої сталі 4X4H5M4Ф2 температура нагріву буде становити < 450 °С (інтервал температур відпускнуї крихкості не оберненої становить вище 460 °С, рис. 5.16), то може бути використана для гарячого деформування алюмінієвого сплаву АК7ч.

Встановлено, що при підвищенні робочої температури >630 °С у деформованій сталі 4X4H5M4Ф2 вуглець виділяється з мартенситу у вигляді ромбічного карбиду типу Me_7C_3 з періодами ґратки $a = 0,4537$ нм; $b = 0,6892$ нм; $c = 1,191$ нм, що супроводжується зниженням її твердості (< 40 HRC), міцності та опору плинності (№ 14, табл. 5.2). Для литої сталі після нагріву до 650 °С фаза типу Me_7C_3 у структурі металу відсутня, що супроводжується підвищенням її твердості до 40 HRC (№ 9, табл. 5.2). Також границя плинності (при нагріванні зразків) лита сталь за температур 630-650 °С є підвищеною у порівнянні з деформованою (№ 7, № 8 та № 9 проти №13, № 14, № 15, табл. 5.2). Таким чином, сталь 4X4H5M4Ф2 можна пропонувати для матриці гарячого деформування міді. Використовувати з цієї сталі матриці, які піддають циклічним ударним навантаженням, недоцільно, оскільки ударна в'язкість у 5 разів менша, ніж деформованої (№ 9 проти №

15, табл. 5.2). Литу сталь 4Х4Н5М4Ф2 рекомендовано використовувати для гарячого деформування міді лише під час екструзії без ударних навантажень.

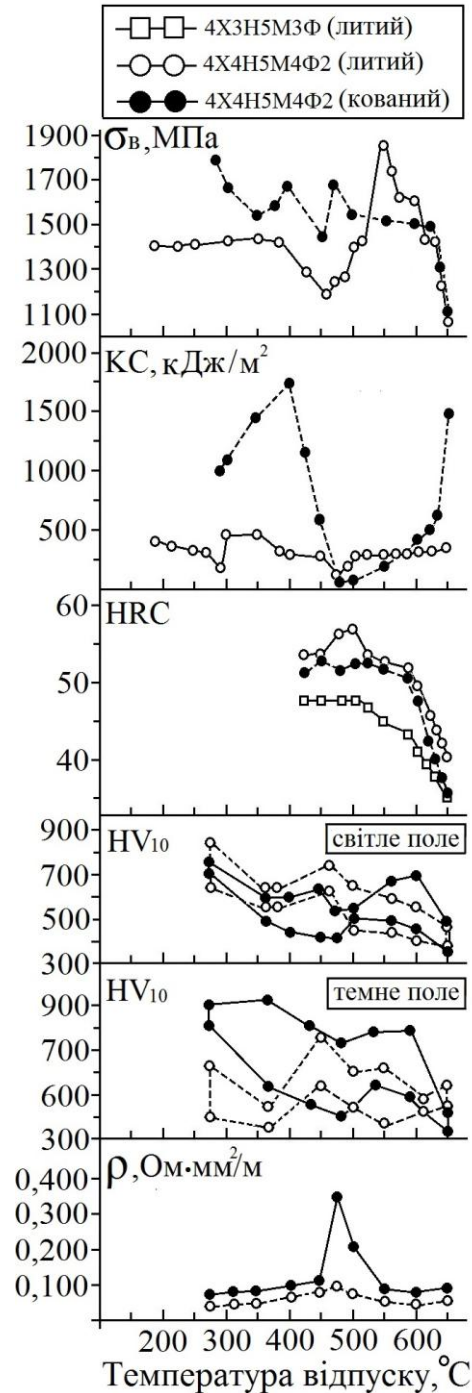


Рисунок 5.15 – Залежність від фізико-механічних властивостей за кімнатної температури та від температури відпуску досліджених сталей. *A* – границя міцності (МПа); *B* – ударна в'язкість (кДж/м²); *C* – твердість (HRC); *D* – питомий електричний опір (Ом·мм²/м)

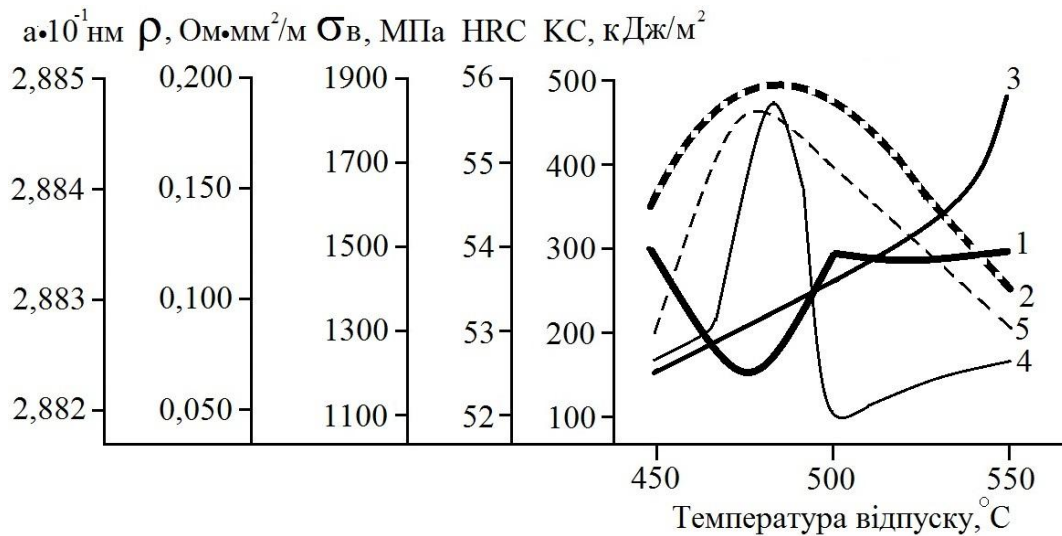


Рисунок 5.16 – Зміни параметрів литої сталі 4X4H5M4Φ2, гартованої за температури $1100 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ та відпуску. 1 – ударна в'язкість; 2 – твердість; 3 – границя міцності; 4 – питомий електричний опір; 5 – розмір кристалічної ґратки мартенситу

Висновки до глави 5

1. Встановлено, що температурний інтервал не оберненої відпускнуї крихкості (I роду) дослідженої литої та деформованої сталі 4X4H5M4Φ2 становив $450\text{-}500 \text{ }^\circ\text{C}$, а температура виникнення оберненої відпускнуї крихкості (II роду) становила $650 \text{ }^\circ\text{C}$, яка вища за температуру виникнення такої крихкості у кованої сталі ($630 \text{ }^\circ\text{C}$). Виникнення оберненої відпускнуї крихкості деформованої сталі 4X4H5M4Φ2 пов'язане з виділенням карбідної фази M_7C_3 , яка виділяється з підвищенням температури вище $630 \text{ }^\circ\text{C}$.

2. Вперше встановлено, що причина виникнення не оберненої відпускнуї крихкості литої сталі 4X4H5M4Φ2 при нагріванні пов'язана з виділенням карбідної фази типу M_6C на межах зерен та формуванням фази твердого розчину заміщення вуглецю на нікель з хімічною формулою $\text{Fe}_{0,93}\text{Ni}_{0,056}$.

6 ДОСЛІДНО-ПРОМИСЛОВІ ВИПРОБУВАННЯ ІНСТРУМЕНТІВ ЗІ СТАЛЕЙ 4Х3Н5М3Ф ТА 4Х4Н5М4Ф2 ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ, МІДНО-НІКЕЛЕВОГО ТА АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

6.1 Виготовлення трубних заготовок мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 у матрицях зі сталі з РАПЕ 4Х3Н5М3Ф, виготовлених за розробленою технологією

Режими експлуатації інструменту зі сталі з РАПЕ при гарячому деформуванні кольорових металів та сплавів були розроблені Н.В. Лебедевою та іншими [237]. У відповідності з розробленими рекомендаціями, матриці зі сталі з РАПЕ розігрівали до температур аустенізації, а потім охолоджували і ставили на прес за температури 350 °С і проводили гаряче деформування (рис. 6.1 а). При таких умовах експлуатації важко проконтролювати температуру матриці при охолодженні (інтервал рекомендованих температур 350-400 °С). Це є необхідною умовою одержання залишкового аустеніту в кількості більше 70 %.

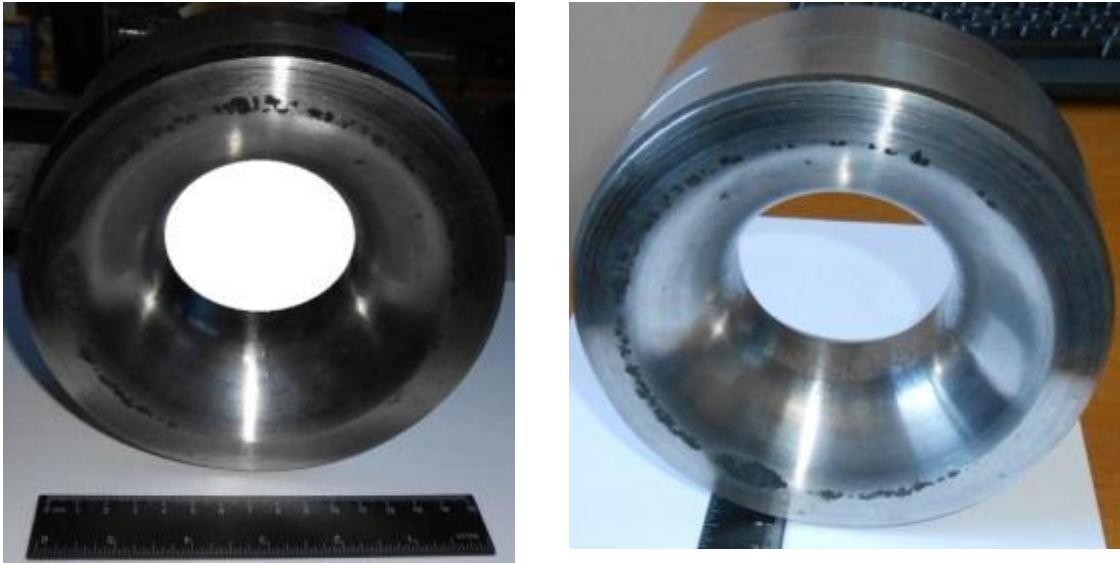


Рисунок 6.1 – Розігрів матриці з штампової сталі в процесі експлуатації для гарячого деформування кольорових металів та сплавів. а – запропоновано [231-237], б – рекомендовано автором

Деформування сплаву МНЖ 5-1 за температури нагріву вище 700 °С (критична точка A_{c1}) і нижче 850 °С (критична точка A_{c3}) не бажане, так як в цьому температурному інтервалі відбувається процес перекристалізації.

Завдяки використанню розроблених режимів термічної обробки, які були наведені вище (неповний відпал, гартування та відпуск) була виготовлена лита сталь 4Х3Н5М3Ф, з якої були виготовлені матриці для гарячого деформування кольорових металів і сплавів. На підприємстві ПАТ «Артемівський завод з обробки кольорових металів» (м. Бахмут, Україна) було проведено дослідно-промислове випробування матриць (рис. 6.2 а, б) з литої сталі 4Х3Н5М3Ф при виготовленні труб діаметром $\varnothing 67 \pm 0,1$ мм з мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1 за температурою деформування 900-950 °С. В якості вихідної заготовки використовували зливки діаметром $\varnothing 220$ мм, довжиною 370 мм, вагою 120 кг. Для того, щоб забезпечити роботу інструменту в інтервалі температур 850-950 °С (вище критичної точки A_{c3} , сталь в аустенітному стані) був проведений попередній нагрів матриці до температури 350 °С, а в процесі експлуатації температура її робочої частини розігрівалася вище температури 850 °С (рис. 6.1 б).

В даній роботі всього було виготовлено 7 матриць (рис. 6.2 а, б). На кожній з них було відпресовано в середньому до 20 тонн мідно-нікелевого сплаву. Порівняльний аналіз матриць для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву МНЖ5-1 при виготовленні труб показав, що використання литої сталі марки 4Х3Н5М3Ф підвищило в три рази ресурс експлуатації, у порівнянні з деформованою сталлю марки 3Х3М3Ф, яка використовувалася раніше на цьому підприємстві (додаток В). Було показано, що загальна стійкість матриць з дослідженої сталі підвищилася в 5 – 6 разів за рахунок подальшого її використання (після розточування отвору матриці і проведення остаточної термічної обробки) при виготовленні мідно-нікелевих труб більшого розміру.



а

Рисунок 6.2 – Матриця з литої сталі 4X3H5M3Ф після гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1:

(ПАТ «Артемівський завод з обробки кольорових металів», м. Бахмут, Україна). а – діаметр; б – товщина

6.2 Дослідно-промислове випробування литої сталі 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування (волочіння) міді М1

Для виготовлення дослідно-промислової партії матриць для гарячого деформування міді марки М1 (ГОСТ 859–2014) використовували установку електрошлакового кокільного лиття на підприємстві ТОВ «Спецлитъ» (м. Дніпро, Україна). Отримані зливки (маса одного зливка становило 100 кг) із сталі 4X3H5M3Ф (рис. 2.2 в, г). Під час виплавки ЕШКЛ для виготовлення дослідної сталі було прийняте рішення використовувати лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn і відходи штампової сталі марки 4X5MФ1С. Лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn виплавляли в індукційній печі і розливали в кокіль, в результаті чого, були отримані зливки (лігатури) масою 25 кг. Масовий склад шихти (лігатури) наведено та результати розрахунку шихтового матеріалу представлено у таблицях (табл. 2.1, табл. 2.4). Лігатуру виготовляли з урахуванням температури

розплаву в печі перед випуском 1550 °С, тривалість рафінування не перевищувала 20 хв.

Гаряче деформування міді проводили за температури вище 600 °С на підприємстві ТОВ «Спецлитъ» м. Дніпро, Україна (рис. 6.3 а – г). Тоді як раніше на цьому підприємстві використовували штамповий інструмент (матриці) зі сталі марки 4Х5МФ1С за ГОСТ 5950-2000. Аналогами цієї сталі є ЭП572 (СРСР), H13 (США), 4Cr5MoSiV1 (Китай), 1.2344 (Євросоюз, Німеччина), 2344 (Англія), Z40CDV5 (Франція), 4Cr5MoSiV1 (Швеція), F.5318 (Іспанія), UD14 (Італія), W302 (Австрія), 19554 (Чехія), K13 (Угорщина), 0VSiMoCr52 (Румунія), L40H5MF (Польща), SKD61 (Японія), STD61 (Південна Корея) які мають ідентичний хімічний склад. На цьому підприємстві були одержані зливки (масою 100 кг, діаметром 170 мм та довжиною 700 мм) зі сталі 4Х3Н5М3Ф за технологією ЕШКЛ. Ці зливки були піддані неповному відпалу для покращення механічної обробки різанням при виготовленні штампового інструменту. Виготовлений штамповий інструмент із досліджуваної сталі підлягав кінцевій термічній обробці (гартуванню та відпуску). У процесі роботи було використано матрицю для гарячого деформування міді марки М1 та одержані шини шириною 60 мм. У процесі роботи було визначено, що матриця за дві зміни при гарячому деформуванні (температури до 620 °С), дозволила спресувати близько 2000 штук. Порівняльна характеристика показала, що при дослідно-промисловому випробуванні штампового інструменту у вигляді матриці з литої дослідженої сталі ресурс експлуатації підвищився у чотири рази, у порівнянні з деформованою сталлю 4Х5МФ1С, яка використовувалась на цьому підприємстві (див. додаток Г).

Основні причини низької експлуатаційної стійкості матриці і кришки утримувача (рис. 6.4) пов'язані з литим станом, а саме відсутністю їх пластичного деформування та відсутністю оптимальних режимів термічної обробки сталі. Дослідження мікроструктури деформованої сталі 4Х5МФ1С

(традиційна технологія ливарного виробництва) показало наявність неоднорідності, сітки дендритної структури і ділянок евтектики (рис. 6.5 а, б). Мікроструктура металу з матриці штампового інструменту із деформованої сталі 4Х5МФ1С складалася з сорбідної структури із значною карбідною неоднорідністю: присутність ділянок підвищеної травимості (збагачених домішками) у вигляді сітки дендритної структури (рис. 6.5 а). Погіршення литої структури деформованої сталі 4Х5МФ1С пов'язано з отриманням зливків за ТТЛВ. Крім того, за робочих температур експлуатації (вище 650 °С) у структурі металу спостерігалось вклинення міді у штампову деформовану сталь 4Х5МФ1С (рис. 6.6 а – в). У місці виникнення дефекту було зроблено шліф, на якому показано наявність міді, яка вклинилася у тіло штампового інструменту (рис. 6.6 а – в). Спричинені дефекти мали вигляд мікротріщини, заповнених міддю, і тому, навіть при використанні сталі з РАПЕ 4Х4Н5М4Ф2 теплостійкість якої становить 650 °С при 41 НРС, для гарячого деформування міді за температури експлуатації вище 650 °С є не доцільним. У сучасному виробництві для заміни штампової сталі активно почали використовувати матриці для гарячого пресування міді – це нікель - хромовий жароміцний сплав, наприклад Inonel Alloy 718, аналог ХН45МВТЮБР за ГОСТ–5632, який має підвищену температуру експлуатації, і дозволяє використовувати його у більш потужних установках, у яких ресурс експлуатації інструменту становить близько 100 тон. Особливістю волочіння міді на обладненні підприємства (рис. 6.7) з використанням матриці штампового інструменту із деформованої сталі 4Х5МФ1С є те, що в разі появи домішок інших металів відбувається різке збільшення температури, яке впливає на матеріал матриці штампової сталі, на її поверхні утворюються мікротріщини. Це призводить до передчасного виходу з ладу штампового інструменту. Використовуючи розроблену сталь з РАПЕ, вдається уникнути появи такого виду браку штампового інструменту,

тому що структура матеріалу дозволяє стабільно його використовувати при більш високих температурах.

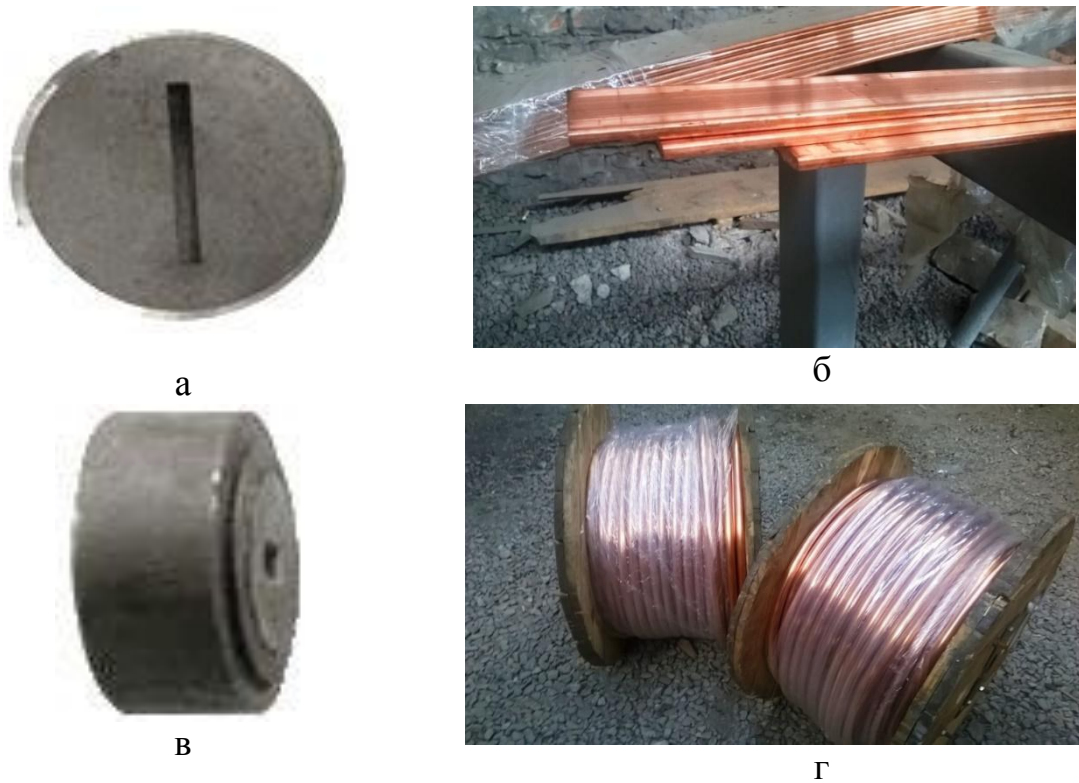


Рисунок 6.3 – Гаряче деформування (волочіння) міді марки М1 та виробу, одержані за його допомогою на підприємстві ТОВ «СпецЛитьє» (м. Дніпро, Україна). а – матриця для одержання шин з міді; б – шини з міді, одержані з використанням матриці (рис. а); в – матриця для одержання прутків з міді; г – катанка з міді, виготовлена з використанням матриці (рис. в)

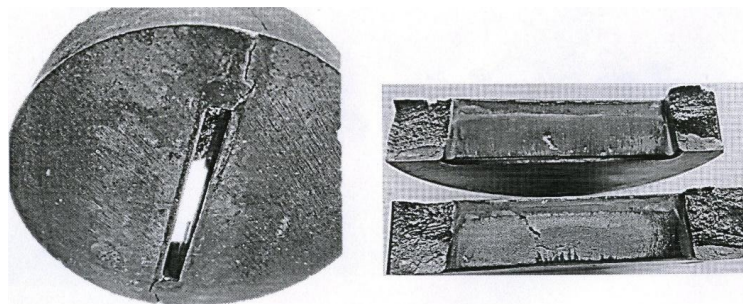
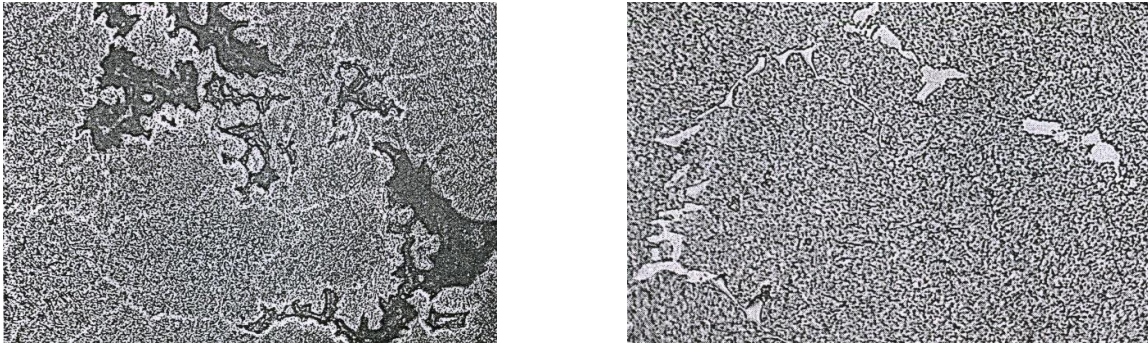


Рисунок 6.4 – Матриця із деформованої сталі 4X5MФ1С, виготовлена на підприємстві ТОВ «СпецЛитьє» (м. Дніпро, Україна)



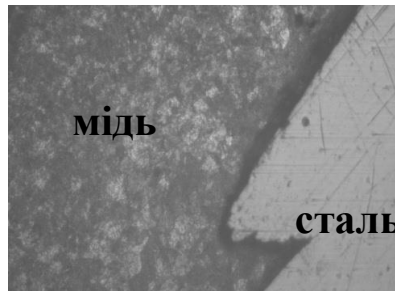
а

б

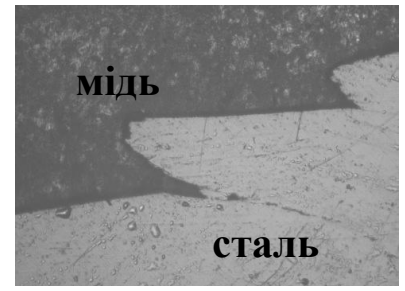
Рисунок 6.5 – Мікроструктури деформованої сталі 4X5MФ1С, виготовленої матриці на підприємстві ТОВ «СпецЛитьє» (м. Дніпро, Україна). а – в литому стані, x100, б – після гартування 1050 °С та відпуску 530 °С, x500



а



б



в

Рисунок 6.6 – Макроструктури деформованої сталі 4X5MФ1С після пресування міді марки М1. Розмір робочого отвору матриці 100x6 мм. Матриці використовували на виробництві Changzhou riye machine Co., Ltd, Chine. а – без травлення, x100; б, в, – травлення 10 % HNO₃; б – x200; в – x100

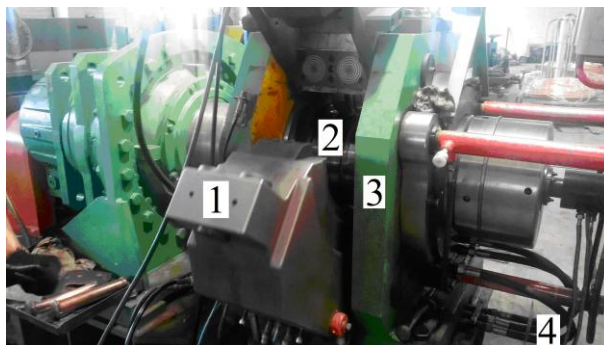


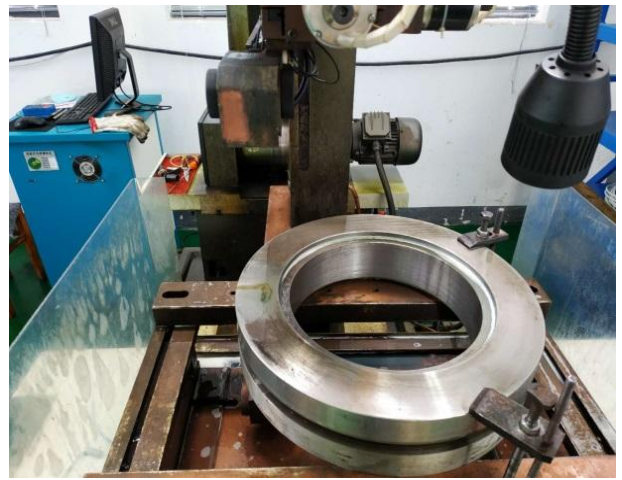
Рисунок 6.7 – Установка для волочіння кольорових металів, підприємство ТОВ «СпецЛитьє» м. Дніпро, Україна. 1 – матрицетримач, 2 – вал, 3 – станина, 4 – шланги для подачі охолоджуючої води

6.3 Дослідно-промислове випробування деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування (волочіння) міді марки М1

Після експлуатації деталей для гарячого деформування міді марки М1 (ГОСТ 859–2014) з деформованої (кованої) сталі 4Х4Н5М4Ф2 та деформованої (кованої) сталі Н13, що були досліджені в компанії «Futes Co., Ltd.» (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР), з цих матриць були вирізані зразки (рис. 6.8) та визначені їх властивості. У екструдерах з деформованої сталі Н13 виявили мікро- та макротріщини, тоді як для деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 розгарні тріщини відсутні при виготовленні > 60 тон виробів з міді (рис. 6.9 а, б). Сталь Н13 (аналог 4Х5МФ1С за ГОСТ 5950–2000) є близьким аналогом сталі з дослідженої, проте, з дещо нижчим вмістом молібдену та без нікелю. Дифрактограма цієї сталі аналогічна до досліджуваної сталі після їх експлуатації, проте, період її ґратки значно менший ($a = 0,2870$ нм) (№ 8, табл. 4.2). Аналіз параметрів субструктури показав, що під час відпалу деформованої дослідженої сталі розмір кристалітів зростає, а спотворення кристалічної ґратки зменшується (№ 1, табл. 4.2). Після її гартування спостерігали дрібні кристаліти (завбільшки ~ 25 нм) при суттєвій дефектності структури (№ 2, табл. 4.2). Встановлено, що після експлуатації екструдерів з деформованої дослідженої сталі розмір кристалітів збільшується (у півтора рази) та спотворюється кристалічна ґратка, порівняно з гартованою сталлю перед її експлуатацією (№ 2, № 7, табл. 4.2). Слід зазначити, що порівняльна з аналізованим матеріалом деформована сталь марки Н13 після експлуатації має ще більші розміри кристалітів за фактично таких же спотворень кристалічної ґратки (№ 8, табл. 4.2).



а



б

Рисунок 6.8 – Механічна обробка різанням колеса екструдера з деформованої (кованої) сталі 4X4H5M4Ф2 після експлуатації, компанія «Futes Co., Ltd.» (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР).

а – автоматизований комплекс для комп'ютерного програмування механічної обробки деталей, б – станок для механічної обробки



а



б

Рисунок 6.9 – Деталі (колеса екструдера) після дослідно-промислового випробування зі сталей. а – 4X4H5M4Ф2; б – Н13

Запропонований режим термічної обробки (рис. 6.10), що проводилась в компанії «Dazhong» (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР), дає змогу успішно експлуатувати деформовану сталь з РАПЕ за температури $< 630\text{ }^{\circ}\text{C}$ (нижчої за критичну температуру A_{c1}). При підвищенні робочої температури до $640\text{ }^{\circ}\text{C}$ та вище в сталі з РАПЕ, обробленій за таким режимом

термічної обробки, вуглець виділяється з мартенситу у вигляді ромбічного карбїду типу Me_7C_3 з періодами ґратки $a = 0,4537$ нм; $b = 0,6892$ нм; $c = 1,191$ нм (рис. 6.11), що супроводжується зниженням твердості (нижче 40 HRC за кімнатної температури) та міцності сталі (№ 5, № 6, табл. 4.2).

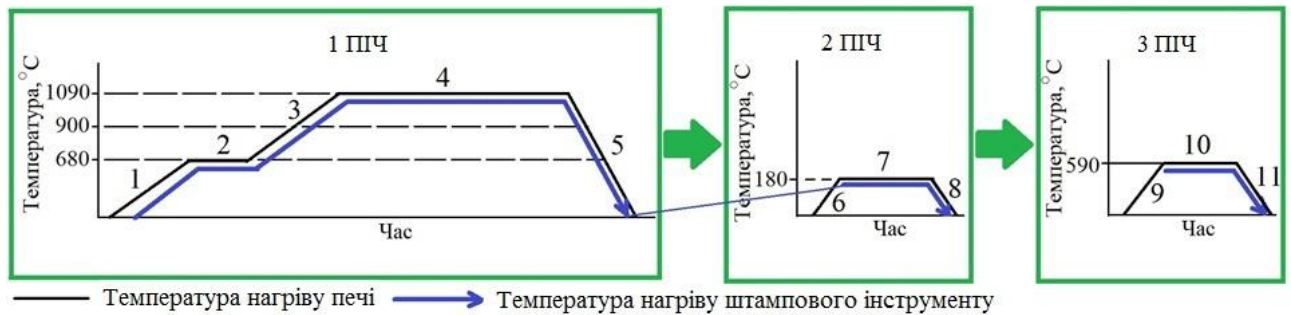


Рисунок 6.10 – Технологічна схема термічної обробки штампового інструмента з деформованої (кованої) сталі 4X4H5M4Ф2. 1, 2 – швидкість нагріву до $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$; 2 – температура $670\text{--}680\text{ }^{\circ}\text{C}$ ізотермічна витримка 120 хв; 3, 4 – швидкість нагріву до $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{хв}$; 4 – температура $1090\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ізотермічна витримка 180 хв; 5 – охолодження в оливі; 6, 7 – нагрів до температури $180\text{ }^{\circ}\text{C}$; 7 – температура $160\text{--}180\text{ }^{\circ}\text{C}$ ізотермічна витримка 120 хв; 8 – охолодження в печі; 9, 10 – нагрів до температури $590\text{ }^{\circ}\text{C}$; 10 – температура нагріву $590\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ізотермічна витримка 180 хв; 11 – охолодження на повітрі

Колеса екструдера з дослідженої сталі 4X4H5M4Ф2 в процесі гарячого деформування міді не нагрівались вище температури $630\text{ }^{\circ}\text{C}$. Підтвердженням цього є визначення механічних властивостей (за кімнатної температури) дослідженої сталі. Показано, що за температури відпуску $630\text{ }^{\circ}\text{C}$ твердість сталі знижується і, становить 40 HRC (після гартування $1100\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ та відпуску $590\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$), а також після гартування $1100\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$, відпуску $590\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ з наступним нагрівом інструменту до температури $630\text{ }^{\circ}\text{C}$, при якому твердість становила 40 HRC, границя міцності до 1300 МПа та ударної в'язкості до $600\text{ кДж}/\text{м}^2$ (рис. 6.12). Встановлено, що міцність, твердість та мікротвердість

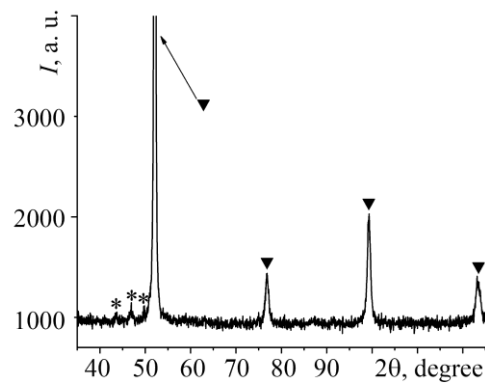


Рисунок 6.11 – Дифрактограма деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ та термодформаційною обробкою за режимом: кування 1060 ± 20 °С, відпал 750 ± 20 °С (ізотермічна витримка 2 год), гартування 1100 ± 5 °С, відпуск 590 ± 5 °С (ізотермічна витримка 4 год), відпуск 640 ± 5 °С (ізотермічна витримка 2 год). * – Me_7C_3 , ▼ – мартенсит (α -Fe)

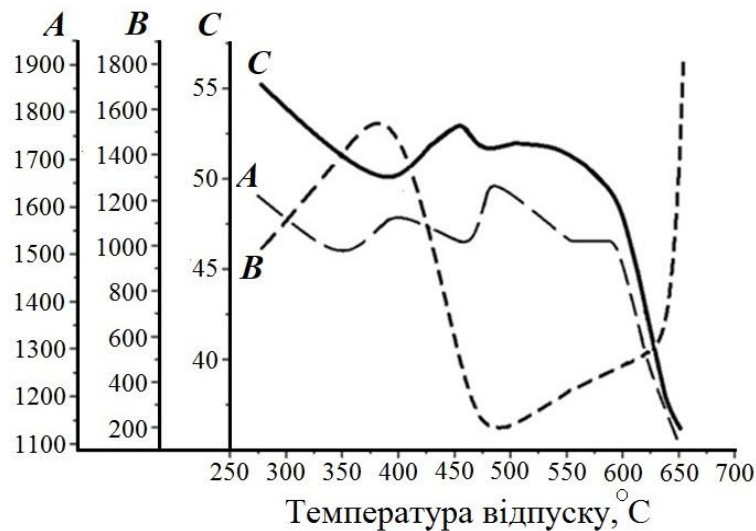


Рисунок 6.12 – Залежність механічних властивостей деформованої (кованої) сталі 4Х4Н5М4Ф2 від термічної обробки: гартування за температури 1100 ± 5 °С, відпуск 590 ± 5 °С, наступний нагрів (відпуск) за температур від 275 до 650 °С. А – границя міцності, МПа; В – ударна в'язкість, кДж/м²; С – твердість, НРС

деформованої (кованої) дослідженої сталі 4Х4Н5М4Ф2 були вищими, ніж у деформованої (кованої) сталі Н13, але ударна в'язкість дослідженої сталі

виявилась у два рази нижчою (табл. 6.1 та рис. 6.13 а, б). Її величина 900-1400 кДж/м² насправді є оптимальною для штампових сталей при гарячому деформуванні (ГОСТ 5950 – 2000).

Таблиця 6.1

Механічні властивості за кімнатної температури деформованих (кованих) сталей після експлуатації коліс екструдерів (гарячого деформування міді)

Марка сталі	σ_B , МПа	КС, кДж/м ²	Твердість, НРС
Н13 *	1350-1400	2500-2600	41,5-42,5
4Х4Н5М4Ф2	1580-1640	900-1400	47,5-48,5

Примітка: * - аналог сталі 4Х5МФ1С за ГОСТ 5950–2000

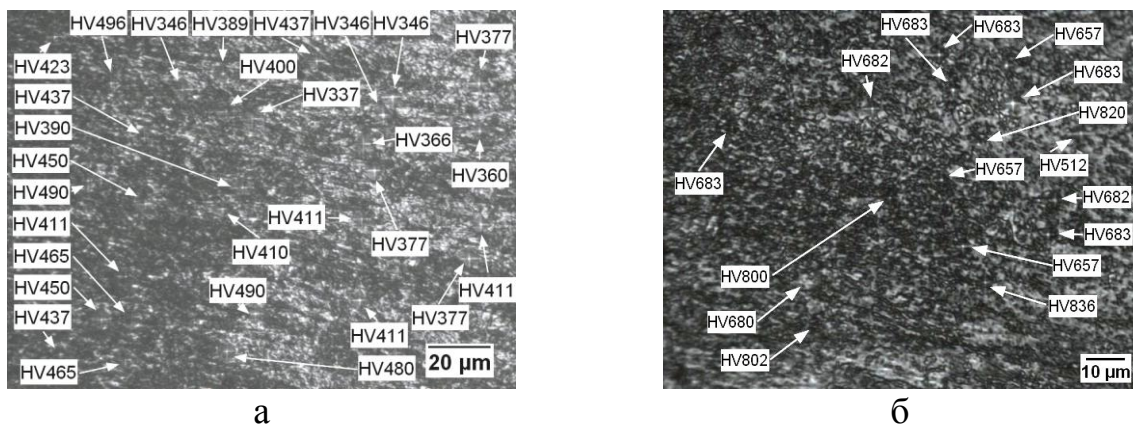


Рисунок 6.13 – Мікроструктура та мікротвердість після експлуатації деталей (колеса екструдера). а – деформована (кована) сталь Н13, б – деформована (кована) сталь 4Х4Н5М4Ф2

6.4 Дослідно-промислове випробування литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АКч7

Актуальним результатом роботи стало те, що досліджену сталь вдалося застосувати для проведення екструзії алюмінієвого сплаву. У сучасному виробництві використовують штамповий інструмент (матриці) для гарячого

деформування алюмінієвого сплаву при одержанні трубних заготовок (рис. 6.14 а, б).



а



б

Рисунок 6.14 – Одержання трубних заготовок алюмінієвого сплаву марки АК7ч з використанням матриць з штампової сталі для гарячого деформування. а – матриці з штампової сталі, б – трубні заготовки алюмінієвого сплаву одержані з використанням наведених вище матриць

Були одержані зливки досліджуваної сталі 4X4H5M4Ф2 на підприємстві “Tiangong International Co., Ltd.” (Danyang city, Chine) з загальною масою 3000 кг (маса зливка 300 кг, розмірами: Ø 180-220 мм та довжиною 1100 мм), рис. 2.3 в, г. На цьому підприємстві проводили термічну обробку (відпал) зливок. Механічну обробку заготовок проводили у компанії „Futec Co., Ltd.,” (Ninghai city, Ninbo province, Chine), рис. 6.15, рис. 6.16.

Кінцеву термічну обробку (гартування, відпуск) виготовленого штампового інструменту (матриці) проводили у компанії „Dazhong,” (Ninghai city, Ninbo province, Chine). Матриці з литої сталі 4X4H5M4Ф2 були використані для дослідно-промислового випробування, а саме гарячого деформування алюмінієвого сплаву АК7ч у корпорації „New material technology Co., Ltd.,” (Kunshan city, Jiangsu province, Chine). Після експлуатації штампового інструменту були вирізані зразки (рис. 6.17) для дослідження структур та властивостей литої сталі 4X4H5M4Ф2 та

деформованої сталі марки Н13 (аналог 4Х5МФ1С), яка використовувалася раніше на підприємстві.

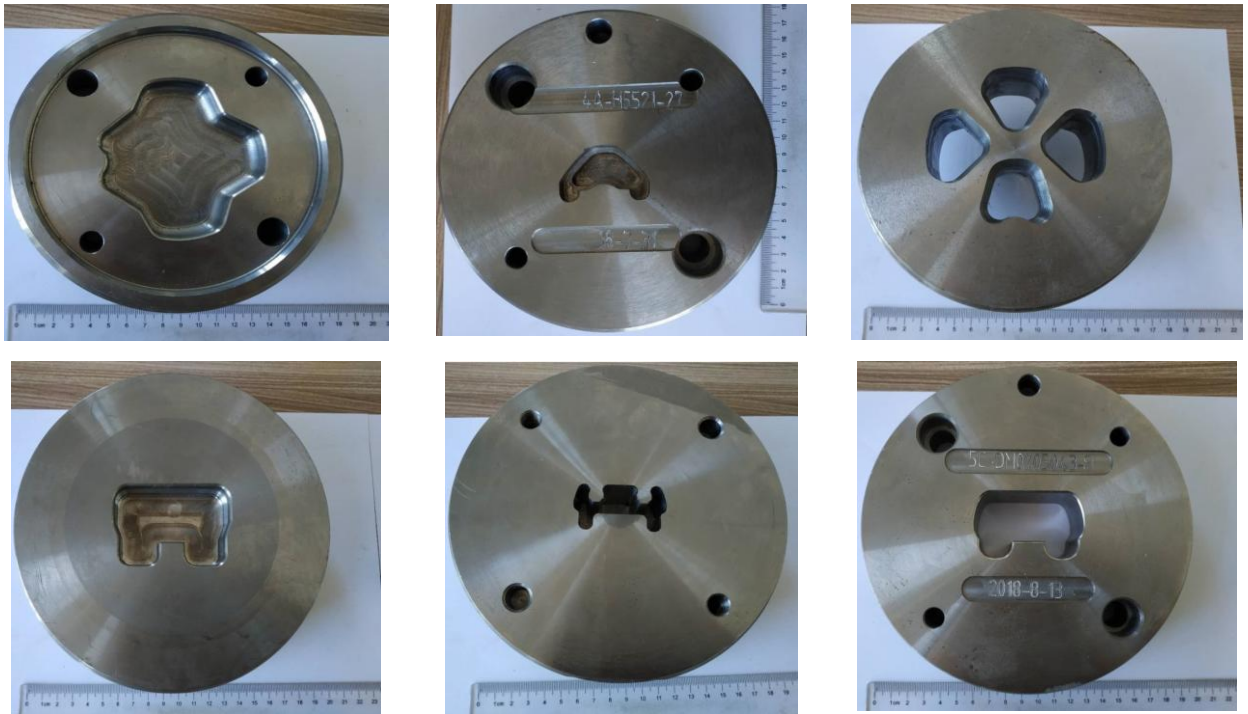


Рисунок 6.15 – Матриці із штампової литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч



Рисунок 6.16 – Матриці із штампової литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч



Рисунок 6. 17 – Матриці із штампових сталей марок 4Х5МФ1С (кована та азотована) та литої 4Х4Н5М4Ф2 (досліджуваної) після їх експлуатації

В роботі було встановлено, що після експлуатації матриці із литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 не перегрівалися вище температури 460 °С (початок відпускнуї крихкості), оскільки була знижена мікротвердість мартенситу відпуску у порівнянні з еталонним зразком (гартування 1100±5 °С, відпуск 595±5 °С, нагрів в інтервалі температури 460-500 °С), рис. 6.18 а, б.

Було проведене порівняльне дослідження мікроструктур сталей Н13 (аналог марки 4Х5МФ1С) та 4Х4Н5М4Ф2 (рис. 6.19 а – г). Сталь Н13, яка використовувалася на підприємстві, була прокована, а її поверхневий шар був азотований на глибину до 300 мкм. Структура деформованої сталі Н13 з робочої матриці складалася з дрібних зерен (менше 10 мкм), а карбідна складова при такому ж збільшенні не спостерігалася. Встановлено, що лита

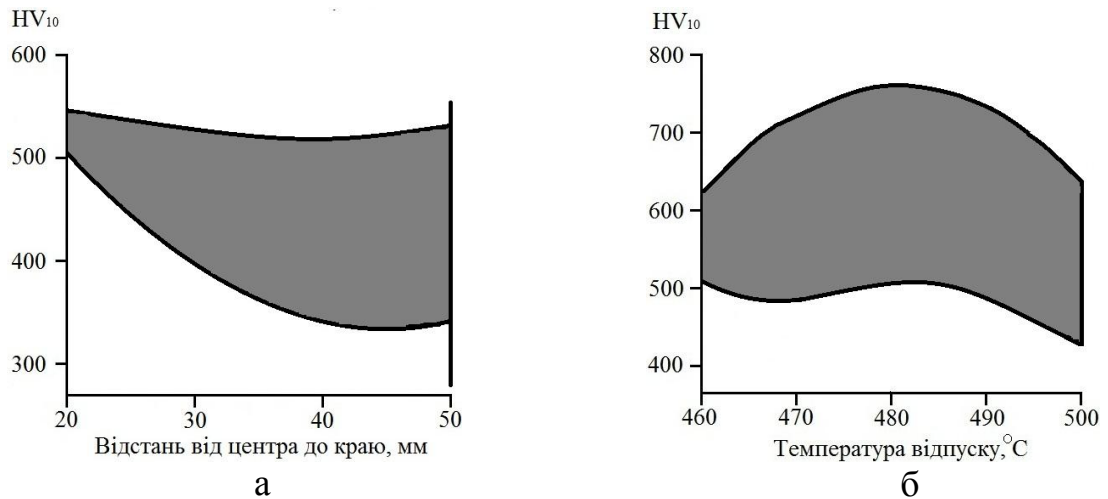


Рисунок 6.18 – Мікротвердість мартенситу литої сталі 4X4H5M4Φ2.

а – з матриці після гарячого деформування алюмінієвого сплаву АК7ч;
 б – еталонного зразка (гартування 1100 ± 5 °С, відпуск 595 ± 5 °С та нагрів в інтервалі температури відпускнуї крихкості 460-500 °С)

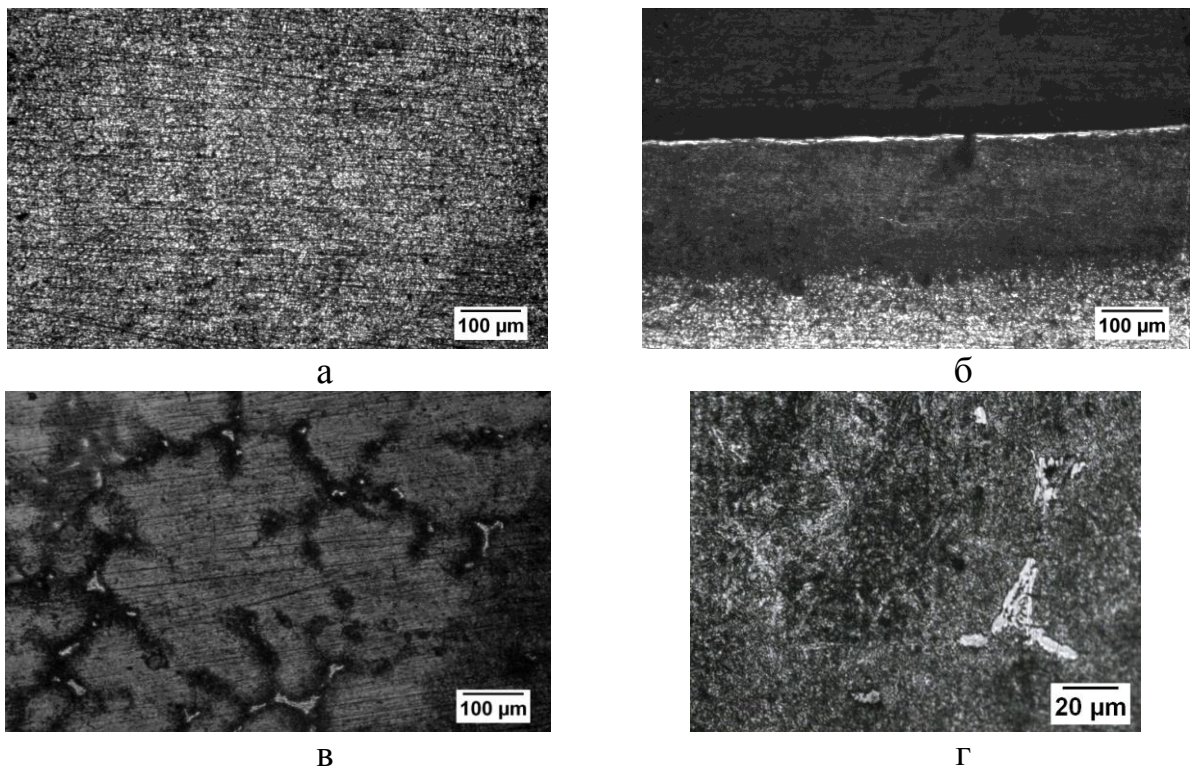
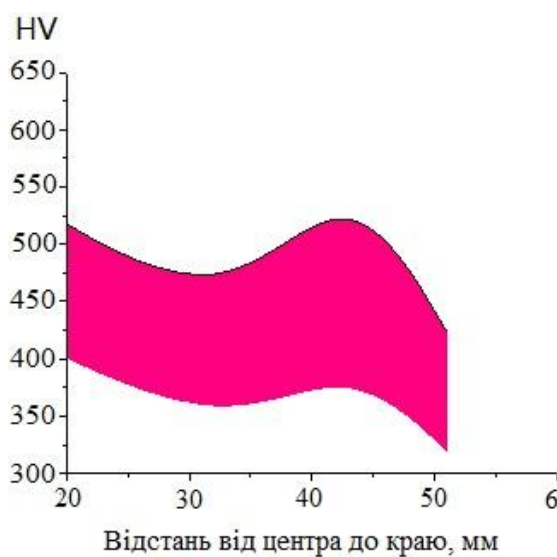


Рисунок 6.19 – Мікроструктури зразків із штампової сталі з матриці після експлуатації (гаряче деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч).

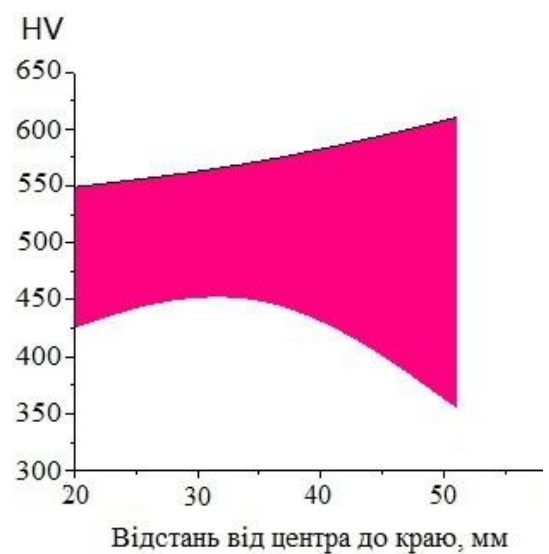
а, б – деформована сталь марки Н13 (аналог 4X5MΦ1С) з азотованою поверхнею, одержана ТТЛВ; в, г – лита сталь 4X4H5M4Φ2, одержана ЕШКЛ

сталь 4X4H5M4Ф2 мала великі розміри зерен, по межах яких була розташована карбідна складова (товщиною близько 20 мкм). Структура литої сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної з використанням ЕШКЛ, після експлуатації складалася з крупних зерен (більше 100 мкм), по межах яких спостерігалася виділена карбідна складова.

На зразках, вирізаних на різній відстані від робочої поверхні, були досліджені мікроструктури та мікротвердості світлої та темної складових (рис. 6.20 а – г). Так для сталі 4X4H5M4Ф2 мікротвердість на HV50 вища за сталь Н13. Ударна в'язкість деформованої сталі Н13 виявилася на порядок вищою за литу сталь 4X4H5M4Ф2 (2400-2800 та 95-137 кДж/м² відповідно), але її теплостійкість була нижчою приблизно на 2 HRC (табл. 6.2). Незважаючи на такі механічні властивості штамповий інструмент з литої сталі 4X4H5M4Ф2, за обсягом продукції (виготовлені деталі з алюмінієвого сплаву) знаходився на одному рівні з деформованою та азотованою сталлю Н13 (аналог марки 4X5МФ1С). Це може бути пов'язане з тим, що сталь у литому стані після оптимального режиму термічної обробки з урахуванням вищої температури гартування має більший опір зносу, ніж деформована (кована), що підтверджують одержані раніше результати [14].

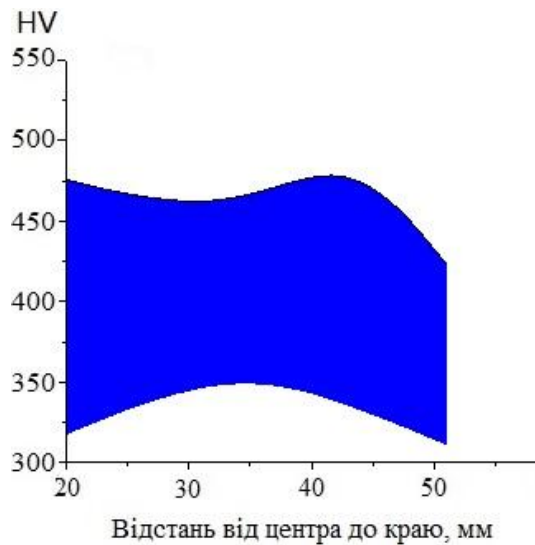


а

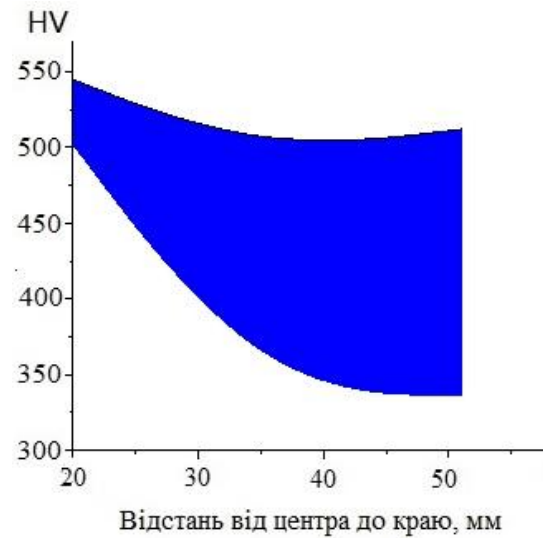


б

Продовження рисунка 6.20



В



Г

Рисунок 6.20 – Зміна мікротвердості у об'ємі штампової сталі після експлуатації (гаряче деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч). а, в – деформована (кована) сталь марки Н13 (аналог 4Х5МФ1С); б, г – лита сталь 4Х4Н5М4Ф2; а, б – світла сторона поля; в, г – темна сторона поля

Верхня матриця першої моделі з дослідженої литої сталі відпресувала більше 6000 кг, що було на рівні деформованої сталі Н13 (аналог марки 4Х5МФ1С). Друга модель матриці з литої сталі (як нижня, так і верхня деталь) відпресувала більше 6000 кг на рівні деформованої сталі Н13. Необхідно зауважити, що вперше досліджена лита сталь 4Х4Н5М4Ф2 мала структуру литого стану і її поверхня не була азотована, на противагу деформованій та азотованій сталі Н13. Твердість деформованої сталі Н13 становила 42-45 HRC, а досліджувана сталь мала твердість на 3 HRC вищу.

Таблиця 6.2

Фізико-механічні властивості сталей після гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч. Деталі було виготовлено з АК7ч загальною масою 6 тон

Марка сталі	Ударна в'язкість, кДж/м ²	Твердість, HRC
4X5MФ1С (деформована)	2400-2800	42-45
4X4H5M4Ф2 (лита)	95-137	43-47

Висновки до глави 6

1. В результаті проведених експлуатаційних досліджень матриць з литої штампової сталі, що відповідає марочному складу 4X3H5M3Ф, було встановлено, що при виготовленні трубних заготовок діаметром 60-70 мм з мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1 при температурі 900-950 °С стійкість інструменту збільшилася у три рази, у порівнянні з матрицями з деформованої сталі марки 3X3M3Ф, які були використані на підприємстві ПАТ «Артемівський завод з обробки кольорових металів», м. Бахмут, Україна.

2. В результаті проведених досліджень вдалось суттєво спростити режими експлуатації інструменту з дослідженої сталі з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації (легованої нікелем без додавання мангану та мікролегування азотом) при гарячому деформуванні мідно-нікелевих сплавів, що у нашому випадку полягало у нагріванні сталі до температур 350-450 °С, щоб досягти у процесі експлуатації розігріву робочої частини матриці до температури вище 900 °С. Зокрема, став непотрібним попередній нагрів за температури аустенізації вище критичної точки Ас₃ та охолодження до температур 350-450 °С, що використовували для сталей з

РАПЕ (з легуванням манганом та мікролегуванням азотом), щоб одержати у структурі сталі більше 70 % залишкового аустеніту.

3. Показано, що за рахунок підвищення теплостійкості сталі 4X4H5M4Ф2 (зменшення величини розгарних тріщин) стало можливим збільшення величини робочого профілю матриці та продовження гарячого деформування міді після повного циклу експлуатації матриці з певним діаметром.

4. На противагу існуючій думці, що для кожного технологічного процесу деформування бажано розробляти свою сталь, показано, що сталь з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації марки 4X4H5M4Ф2 після оптимізації режимів її термо-деформаційної обробки, може працювати в якості інструменту для гарячого деформування міді, алюмінію та їх сплавів, як вище критичної точки A_{c3} , так і нижче A_{c1} , тобто працювати в широкому діапазоні робочих температур.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі вирішена важлива науково-технічна проблема – розроблена сталь з РАПЕ з пониженою критичною температурною точкою A_{c1} для екстремальних температурно-силових режимів експлуатації (матриці, колеса екструдерів та інше), з підвищеними експлуатаційними властивостями інструменту без легування сталі дорогокоштуючими легуючими компонентами.

1. Внаслідок проведення великої кількості досліджень, що були присвячені сталям з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації, були сформульовані основні вимоги до структури сталі, - а саме забезпечення механізму регулювання аустенітного перетворення, що відбувається через легуванням нікелю, який, розчиняючись в залізі, знижує температуру поліморфного перетворення та розширює температурний інтервал існування γ -Fe, що дає змогу зберегти аустенітну структуру впродовж усього періоду високотемпературної експлуатації інструменту.

2. Побудовано діаграму ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту у сталі 4X4H5M4Ф2, яка дала можливість встановити оптимальний режим термічної обробки з одержанням перліто-сорбідної структури при відпалі та мартенситної структури при наступному гартуванні.

3. Побудовано діаграму фазового стану для сталі марки 4X4H5M4Ф2 у середовищі „CALPHAD,, за умови термодинамічної рівноваги, яка дозволила встановити межі термодинамічно-рівноважного існування аустеніту та спрогнозувати наявність різних фаз у сталі, їх кількість та температурний інтервал існування, яке враховує як термодинамічні показники (енергія Гіббса), так і властивості відповідного класу сталей, зосереджених у відповідних пакетах даних.

4. Встановлено, що при введенні у хімічний склад сталі 3X3M3Ф добавок нікелю (4X3H5M3Ф) вдалось знизити критичну температуру A_{c3} , що

разом з попереднім нагрівом штампового інструменту до температури 400...450 °С дало можливість, в процесі експлуатації при гарячому деформуванні мідно -нікелевих сплавів, досягти розігрів у робочій частині матриці вище критичної точки A_{c3} , при цьому сталь мала аустенітну структуру і відносилась до сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації.

5. За результатами високотемпературного X-променевого фазового аналізу було встановлено нелінійну залежність збільшення вмісту аустеніту у сталі марки 4X3H5M3Ф від кімнатної температури до 800 °С, яким відповідають 2,7 та 90 % аустеніту. Одержана залежність мала високий коефіцієнт детермінованості $R^2 = 0,98$, близької до закону Арреніуса.

6. Були встановлені критичні температурні точки сталі марки 4X3H5M3Ф ($A_{c1} = 700 \pm 10$ °С, $A_{c3} = 840 \pm 10$ °С, $A_{r1} = 230 \pm 20$ °С та $A_{r3} = 380 \pm 20$ °С) та було рекомендовано проводити неповний відпал між критичними точками A_{c1} та A_{c3} (температура 750 ± 20 °С), при якому відбувся процес часткової перекристалізації, внаслідок чого утворилася кулеподібна карбідна складова у структурі металу, яка забезпечила підвищення ударної в'язкості та полегшила механічну обробку сталі.

7. Підвищення теплостійкості сталі 4X4H5M4Ф2 забезпечувалося підвищенням температури гартування до температури початку первинної рекристалізації (1110 °С), при якій в аустеніті розчинилася більша кількість карбідної фази типу $M_{23}C_6$ і при наступному відпуску ця карбідна фаза менше виділялася та коагулювала.

8. За результатами дилатометричних досліджень була показана роль нікелю у підвищенні розгаростійкості штампової сталі за рахунок зменшення коефіцієнту термічного розширення при переході від мартенситу до аустеніту під час нагрівання загартованої сталі.

9. За рахунок введення до 5 % нікелю у хімічний склад литої сталі (без додавання мангану та мікролегування азотом) 4X3H5M3Ф, вдалось

забезпечити існування аустенітної структури в інтервалі експлуатаційних температур 900...950 °С при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1, що призвело до підвищення стійкості інструменту у три рази, у порівнянні з матрицями з деформованої сталі марки 3Х3М3Ф, яка використовувалась на виробництві.

10. Було встановлено, що виникнення оберненої відпускнуї крихкості деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2, пов'язане із утворенням на межах зерен карбідної фази типу M_7C_3 , при наявності якої знижується твердість нижче 40 HRC при відпуску за температури вище 630 °С і за цим механізмом відбувається її розміцнення.

11. Було встановлено, що досліджене явище виникнення необерненої відпускнуї крихкості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, яке полягало у формуванні твердого розчину заміщення (хімічна формула фази $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$) та показано, що легуючий елемент Ni призводив до затримки процесів коагуляції карбідної фази типу M_6C на межах зерен.

12. В результаті проведених досліджень було досягнуто скорочення енергоємних режимів термічної та деформаційної обробок, які використовували для штампових сталей підвищеної теплостійкості та в'язкості традиційного способу виробництва, а саме відмова від проведення дифузійного відпалу за температури 1100±20 °С та кування заготовок за температури 1170±20 °С і розробка режиму відпалу за температури 750±20 °С, що дозволило якісно підготувати сталь до механічної обробки.

13. Був скорегований хімічний склад литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 і розроблені режими її термічної обробки, що дозволило підвищити теплостійкість при одержанні виробів гарячим деформуванням (волочіння) міді за робочих температур < 650 °С.

14. Розроблені режими кінцевої термічної обробки (гартування та відпуск) литої сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 дали змогу гарантувати відсутність необерненої відпускнуї крихкості та успішно експлуатувати матриці для

гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч за робочої температури < 450 °С. А також розроблені режими термо-деформаційної обробки сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 дали змогу гарантувати відсутність оберненої відпускнуї крихкості та успішно експлуатувати крупно-габаритні деталі, у вигляді колес екструдерів, за робочих температур гарячого деформування міді марки М1 (< 630 °С).

15. Враховуючи одержані (наведені вище) результати було розроблено технологію виготовлення матриць із сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, які мали підвищений ресурс експлуатації в широкому інтервалі робочих температур – вище критичної точки A_{c3} (850 °С) для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву та нижче критичної точки A_{c1} (700 °С) для гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

- 1 Филимонов Ю.Ф. Штамповка прессованием / Ю.Ф. Филимонов, Л.А. Позняк. – М.: Машиностроение, 1964. – 188 с.
- 2 Производство и исследование быстрорежущих и штамповых сталей. Сборник докладов II научно-технического совещания по инструментальным сталям, г. Запорожье, 21-24 мая 1968 год (под ред. Л.О. Позняка) / Влияние электрошлакового и электроннолучевого переплавов на качество штамповой стали 4Х4М2ВФС (ДИ 22). – М.: Metallurgia, 1970. – С. 129-134.
- 3 Позняк Л.А. Основные принципы легирования обработки теплоустойчивых штамповых сталей: диссертация докт. техн. наук Л.А. Позняк / Запорожье: Министерство черной металлургии СССР Главспецсталь, Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов и ферросплавов, 1972. – 335 с.
- 4 Орлов Е.Д. Свойства новых сталей для штампов горячего деформирования / Е.Д. Орлов, Ю.В. Шахназаров. – Л.: ЛДНТП, 1975. – 28 с.
- 5 Позняк Л.А. Инструментальные стали / Л.А. Позняк, С.И. Тишаев, Ю.М. Скрынченко, Ю.Н. Кузьменко, Р.А. Зыкова, А.В. Ковальчук, А.И. Серебрянская, Н.А. Колосова, Б.Э. Натапов, И.А. Можарова, О.А. Распопина. – М.: Metallurgia, 1977. – 168 с.
- 6 Скрынченко Ю.М. Работоспособность и свойства инструментальных сталей / Ю.М. Скрынченко, Л.А. Позняк. – К.: Наукова думка, 1979. – 168 с.
- 7 Позняк Л.А. Штамповые стали / Л.А. Позняк, Ю.М. Скрынченко, С.И. Тишаев. – М.: Metallurgia, 1980. – 244 с.
- 8 Баглюк Г.А. Развитие работ в области горячей штамповки пористых порошковых заготовок / Г.А. Баглюк, Г.Е. Мажарова, Л.А. Позняк. – К.:

- АН УССР Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича, 1986. – 27 с.
- 9 Позняк Л.А. К вопросу о теплостойкости штамповых сталей для горячего деформирования. Разработка, производство и применение инструментальных материалов / Л.А. Позняк, В.И. Ульшин – К.: ИПМ АН УССР, 1987. – С. 55-57.
 - 10 Журавлев А.С. Штамповые стали для горячего и холодного деформирования. Структурные превращения и эксплуатационная стойкость экономнолегированной инструментальной стали 5Х2СФ для горячего формообразования / А.С. Журавлев, В.Г. Хорошайлов, А.П. Васильев, Е.Д. Орлов. – Л.: Знание, 1988. – С. 7-10.
 - 11 Позняк Л.А. Инструментальные стали. – К.: Наукова думка, 1996. – 488 с.
 - 12 Баглюк Г.А. Структура и свойства порошковых аустенитных штамповых сталей / Г.А. Баглюк, В.Н. Терехов, Ю.Ф. Терновой // Порошковая металлургия. – 2006. – № 7-8. – С. 26-30.
 - 13 Ульшин В.И. Теплостойкость инструментальных сталей // Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут», 2011. – 120-124 с.
 - 14 Гогаев К.А., Ульшин В.И. Порошковая металлургия инструментальных сталей / К.А. Гогаев, В.И. Ульшин. – Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины. – Д.: Ноулидж, 2012. – С. 60, 368.
 - 15 Мамонова А.А. Особенности формирования кристаллической структуры при горячей штамповке порошковых углеродистых сталей / А.А. Мамонова, Г.А. Баглюк // Порошкова металургія. – 2020. – №3/4. – С. 149-159.
 - 16 Тылкин М.А., Васильев Д.И., Рогалев А.М. – М. Высшая школа, 1977. – 496 с.

Штампы для горячего деформирования металлов

- 17 Дурягіна З.А. Сплави з особливими властивостями / З.А. Дурягіна, О.Я. Лизун, В.Л. Пілюшенко. – Л.: Львівська політехніка, 2007. – 236 с.
- 18 Меськин В.С. Основы легирования стали. – М.: Metallurgizdat. – 1959 – С. 480, 481, 491.
- 19 Захаров П.Б. Термическая обработка металлов. – С.: Машгиз, 1967. – С. 50, 52, 261, 262.
- 20 Козак Л.Ю. Пластичність металів і нестійкість кристалічної ґратки. Івано-Франківськ: Івано-Франків. нац. техн. ун-т нафти і газу, 2004. – 146 с.
- 21 Гапонова О.П. Сталі та сплави з особливими властивостями / О.П. Гапонова, А.Ф. Будник. – Суми: Сумський державний університет, 2014. – 240 с.
- 22 Ямшинський М.М. Окалиностійкість жаростійких сталей залежно від вмісту в них вуглецю / М.М. Ямшинський, Г.Є. Федоров // X Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні. Присвячено 120-річчю Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського», 2018. – С. 196-198.
- 23 Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Metallurgiya, 1969. – 752 с.
- 24 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallurgizdat. – 1961. – С. 55, 64, 422, 431.
- 25 D. Klobcar, L. Kosec, B. Kosec and J. Tusek, “Thermo fatigue cracking of die casting dies,” Engineering failure analysis, vol. 20, pp. 43-53, 2012.
- 26 Садовский В.Д. Остаточный аустенит в закаленной стали / В.Д. Садовский, Е.А. Фокина. – М.: Наука, 1986. – С. 103.
- 27 Changrong Chen, Yan Wang, Hengan Ou and Yueh-Jaw Lin, “Energy-based approach to thermal fatigue life of tool steels for die casting dies,”

- International journal of Fatigue, vol. 92, pp. 166-178, 2016.
- 28 A. Crüning, M. Lebsanft and B. Scholtes, "Cyclic stress-strain behavior and damage of tool steel AISI H11 under isothermal and thermal fatigue conditions," *Materials science engineering*, vol. 527, pp. 1979-1985, 2010.
 - 29 Гудермон Э. Специальные стали (перев. с немецкого под ред. М.Л. Бернштейна). – М.: Metallurgizdat, т. 1. – 1959. – С. 42-48, 150-153, 178-179, 201-204, 261-262, 286, 314-315, 441-455.
 - 30 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallurgiya, 1975. – С. 321, 584.
 - 31 Гуляев А.П. Metallovedenie. – М.: Государственное издательство оборонной промышленности. – 1948. – С. 208, 261.
 - 32 Гуляев А.П. Metallovedenie. – М.: Metallurgiya, 1977. – 647 с.
 - 33 Гудремон Э. Специальные стали (под ред. чл.-корр. АН СССР А.С. Займовского и канд. наук М.Л. Бернштейна). – М.: Metallurgiya, т. 2. –1960. – 1638 с.
 - 34 Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Metallurgiya, 1985. – С. 101, 103, 114, 140, 379, 382.
 - 35 Арзамасов Б.Н. Конструкционные материалы. Справочник. – М.: Машиностроение, 1990. – С. 661-662, 655-682, 677, 669.
 - 36 Меськин В.С. Основы легирования стали. – М.: Metallurgizdat, 1959. – С. 480, 481, 491.
 - 37 Захаров П.Б. Термическая обработка металлов. – С.: Mashgiz, 1967. – С. 50, 52, 261, 262.
 - 38 Арзамасов Б.Н. Materialovedenie. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 646 с.
 - 39 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallurgiya, 1983. – С. 315.
 - 40 Wei Min-xian, Wang Shu-qi, Wang Land, Chen Kang-min, "Effect of microstructures on elevated-temperature wear resistanse of hot working die

- steel,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 18, pp. 47-53, 2011.
- 41 Min-xian Wei, Shu-qi Wang, Land Wang, Xiang-hong Cui and Kang-min Chen, “Selection of heat treatment process and wear mechanism oh high wear resistant cast hot-forging die steel,” *Journal of iron and steel research international*, vol. 19, pp. 50-57, 2012.
- 42 M.X. Wei, S.Q. Wang, L. Wang, X.H. Cui and K.M. Chen, “Effect of tempering conditions on wear resistance in various wear mechanisms of H13 steel,” *Tribology international*, vol. 44, pp. 898-905, 2011.
- 43 Kalyan Das, J. Alphonsa, Manojit Ghosh, J. Ghanshyam, Ramakrishna Rane and S. Mukherjee, “Influence of pretreatment on surface behavior of duplex plasma treated AISI H13 tool steel,” *Surfaces and interfaces*, vol. 8, pp. 206-213, 2017.
- 44 Ямшинський М.М. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей і розрахунок параметричних діаграм / М.М. Ямшинський, Г.С. Федоров, Є.О. Платонов, К.С. Радченко // *Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»*. – Серія: *Машинобудування*. – № 1. – 2014 – С. 25-30.
- 45 V. Jayaseelan, K. Kalaichelvan and S. Vijay, “Lubrication effect on friction factor of AA6063 in forward extrusion process,” *Procedia engineering*, vol. 97, pp. 166-171, 2014.
- 46 M. Wan, F. Li, K. Yao, G. Song and X. Fan, “Theory, method and practice of metal deformation instability,” *Review materials*, vol. 16, P. 2667, 2023. <https://doi.org/10.3390/ma16072667>.
- 47 S.M. Ji, J.M. Choi and M.S. Joun, “Evaluation of the macroscopic formability of metallic materials using a cylinder compression test,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 23, pp. 2798-2809, 2023.
- 48 T. Xue, J. Yu, Z. Wang, P. Lin, D. Sun, B. Yan, Y. Zhang and S. Jiang, “Investigation on hot workability of Fe-6.5Si-2Cr-12Ni high-silicon steel

- based on processing map and microstructural evolution,” *Metallurgical and Materials Transactions*, pp. 1-17, 2023.
- 49 N. Raja, M. Sinha and G. Gautam, “Dynamic response and microstructural characterization of Al₃Zr/Al composite using 3D processing map,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, pp. 1-12, 2023.
- 50 M. Zhao, Y. Xu, J. Guo, X. Liao, D. Zhang and P. Han, “Hot deformation behavior and processing map of Cu-Bearing ship plate steels,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, pp. 1-8, 2023.
- 51 T. Mu, K. Zhang and Y. Li, “Study on thermal compression deformation behavior and constitutive model of homogenized Mg–5Zn–1Mn alloy” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 22, pp. 838-852, 2023.
- 52 Fang Chang, Chuan-De Li, Hong-Yu Yang, Feng Qiu, Shi-Li Shu, Liang-Yu Chen and Qi-Chuan Jiang, “Hot-work die steel with superior mechanical properties at room and high temperatures prepared via a combined approach of composition design and nanoparticle modification,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 25, pp. 1748-1760, 2023.
- 53 Неорганическое материаловедение. Материалы и технологии (под ред. Г.Г. Гнесина, В.В. Скорохода). – т. 2, кн. 2. – К.: Наукова думка, 2008. – 349-350 с.
- 54 Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. – М.: Металлургия, 1979. – С. 191, 193, 208, 255.
- 55 Криль Я.А., Геворкян Е.С., Луцак Д.Л. *Матеріалознавство*. – Л.: Новий Світ-2000, 2014. – 266 с.
- 56 Филинов С.А. *Справочник термиста* / С.А. Филинов, И.В. Фигер. – М.: Машиностроение, 1969. – С. 132-133.
- 57 Новиков И.И. *Термическая обработка металлов и сплавов* / И.И. Новиков, М.В. Захаров. – М.: Металлургиздат, 1962. – С. 301-303.
- 58 Федулов В.Н. Влияние количественного легирования инструментальных сталей для горячего деформирования на уровень их

- упрочнения // *Литье и металлургия*. – № 3. – 2015. – С. 127-129.
- 59 Лахтин Ю.М. *Материаловедение* / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение. – 1990. – С. 201, 206, 318-319.
- 60 D. Papageorgiou, C. Medrea and N. Kyriakou, “Failure analysis of H13 working die used in plastic injection moulding,” *Engineering failure analysis*, vol. 35, pp. 355-359, 2013.
- 61 Jian Zhou, Dang-shen Ma, Hong-xiao Chi, Zai-zhi Chen and Xiang-yang Li, “Microstructure and properties of hot working die steel H13MOD,” *Journal of iron and steel research international*, vol. 20, pp. 117-125, 2013.
- 62 Ji Xiong, Zhixing Guo, Mei Yang, Weicai Wan, Guangbiao Dong, “Tool life and wear of WC-TiC-Co ultrafine cemented carbide during dry cutting of AISI H13 steel,” *Ceramics international*, vol. 39, pp. 337-346, 2013.
- 63 Башнин Ю.А. *Технология термической обработки*. – М.: Металлургия, 1986. – С. 21, 353, 356, 358.
- 64 Гуляев А.П. *Металловедение*. – М.: Оборонгиз, 1963. – С. 315.
- 65 Глотка О.А. Структура і властивості інструментальної штампової сталі для гарячого деформування, легованої вторинним вольфрамом / О.А. Глотка, А.Д. Коваль // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, № 2. – 2010. – 33-35 с.
- 66 Глотка О.А. Термоциклювання штампової сталі 3Х2В8Ф, що виплавлена з використанням вольфрамового брухту / О.А. Глотка, А.Д. Коваль, В.Л. Грешта // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – № 2. – 2012. – 30-32 с.
- 67 Глотка О.А. Вплив легування вторинним матеріалом на карбідну фазу сталі 3Х2В8Ф // *Вісник приазовського державного технічного університету*. Серія: Технічні науки. Вип. 26. – 2013. – С. 71-74.
- 68 M. Nurbanasari, P. Tsakirooulos, E. Palmiere, “Influence of high temperature deformation and double tempering on the microstructure of a H21 tool steel,” *Materials Science and Engineering*, vol. 570, pp. 92-101,

- 2013.
- 69 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallurgizdat, 1955. – С. 35-37, 38, 437.
- 70 Винокур Б.Б. Структура конструкционной легированной стали / Б.Б. Винокур, В.Л. Пилюшенко, О.Г. Касаткин. – М.: Metallurgiya, 1983. – С. 98-99, 194.
- 71 Болгар А.С. Термодинамические свойства карбидов. – К.: Наукова думка, 1973. – С. 249.
- 72 Гуляев А.П. – М.: Metallovedenie, 1966. – С. 197, 198.
- 73 Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка – М.: Metallurgiya, 1982. – 312 с.
- 74 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallurgiya, 1968. – 568 с.
- 75 B. Kim, J. Sietsma and M. Santofimia, “The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures,” *Materials and Design*, vol. 127, pp. 336-345, 2017.
- 76 J. Tian, G. Xu, Z. Jiang, X. Wan, H. Hu and Q. Yuan, “Transformation Behavior and Properties of Carbide-Free Bainite Steels with Different Si Contents,” *Steel Research. International.*, vol. 90, 2018.
- 77 T. Sourmail and M. Millot-Meheux, “Thermal and mechanical stability of retained austenite in 1 % C bearing steels with varying Si contents,” *Materials Science and Technology*, vol. 32, pp. 1126-1132, 2016.
- 78 B. Kim, C. Celada, D. Martin, T. Sourmail, P. and Rivera-Diaz-Del-Castillo, “The effect of silicon on the nanoprecipitation of cementite,” *Acta Materialia*, vol. 61, pp. 6983–6992, 2013.
- 79 D. Delagnes, P. Lamesle, M. Mathon, N. Mebarki and C. Levailant, “Influence of silicon content on the precipitation of secondary carbides and fatigue properties of a 5 % Cr tempered martensitic steel,” *Materials Science and Engineering*, vol. 394, pp. 435-444, 2005.

- 80 Q. Zhou, X. Wu and N. Min, “Effect of Si addition on kinetics of martensitic hot-work die steel during tempering,” *Metals and Materials International*, vol. 17, pp. 547-552, 2011.
- 81 G. Wei, Y. Jianbo, T. Jialong, L. Jun, Y. Yang and J. Zhouhua, “The effect of nickel on the carbide precipitation behavior in Cr–Mo–V hot-working die steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 27, pp. 4452-4460, 2023.
- 82 Z. Jian, Z. Zhihao and X. Jianxin, “A bimproving strength and ductility of H13 die steel by pre-tempering treatment and its mechanism,” *Materials Science and Engineering*, vol. 752, pp. 101-143, 2019.
- 83 M. Svea, C. Scheu, H. Leitner, I. Siller and H. Clemens, “Correlation between heat treatment, microstructure and mechanical properties of a hot-work tool steel,” *International Journal of Materials Research*, vol. 100, pp. 86-91, 2009.
- 84 A. Krugljakow, S. Rogachev, N., Lebedeva, P. Sokolov, A. Arsenkin and V. Khatkevich, “On the nature of hot work hardening phenomenon in die steel with regulated austenitic transformation during exploitation,” *Materials Science and Engineering*, vol. 833, 142548, 2022.
- 85 Моисеев В.Ф. Штамповые стали для горячего и холодного деформирования. Возможности улучшения свойств штамповых сталей для горячего деформирования / В.Ф. Моисеев, С.А. Евстигнеева. – Ленинград.: Знание, 1988. – С. 4-7.
- 86 Кислик В.А. *Металловедение и горячая обработка металлов*. – М.: Трансжелдориздат, 1959. – С. 85, 88-90.
- 87 Ржевская С.В. *Материаловедение*. – М.: Гос. универс, 2003. – С. 143.
- 88 Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка*. – М.: Металлургия, 1964. – С. 67.
- 89 Самоходский А.И. *Материаловедение* / А.И. Самоходский, М.Н. Кунявский, Т.М. Кунявская, Н.Г. Парфеновская, Н.А. Быстрова,

1990. – М.: Металловедение, 1990. – С. 101-103, 261.
- 90 Кащенко Г.А. Основы металловедения. – М: МАШГИЗ, 1956. – С. 35-36, 282.
- 91 J. Marashi, E. Yakushina, P. Xirouchakis, R. Zante and Foster J. “An evaluation of H13 tool steel deformation in hot forging conditions,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 246, pp. 276-284, 2017.
- 92 Лейкин А.Е. Металловедение / А.Е. Лейкин, Б.И. Родин. – М.: Высшая школа, 1971. – С. 109, 113, 115.
- 93 Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1969. – С. 201.
- 94 Лахтин Ю.М. Металловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1980. – С. 195.
- 95 Травин О.В. Металловедение / О.В. Травин, Н.Т. Травин. – М.: Металлургия, 1989. – С. 177, 178.
- 96 Мороз Л.С. Тонкая структура и прочности стали. – М.: Металлургиздат, 1957. – С. 94.
- 97 Селяков Н.Я. / Н.Я. Селяков, Г.В. Курдюмов, Н.Т. Гудцов. – ЖПФ, т. 4, вып. 2. – 1927. – С.51.
- 98 Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Государственное издательство оборонной промышленности, 1948. – С. 207, 250.
- 99 Курдюмов Г.В. / Г.В. Курдюмов, Э.З. Каминский. – ЖПФ, т. 4, вып. 2. – 1929. – С 47.
- 100 Каминский Э.З. Проблемы металловедения и физики металлов / Э.З. Каминский, М.Д. Перкас. – сб. 1. – 1949. – С. 211.
- 101 Блантер М.С. Фазовые превращения при термической обработки. – М.: Металлургиздат, 1962. – С. 83, 85, 91.
- 102 Термическая обработка металлов (материалы конференции). – М.: Машгиз, 1952. – С. 4-6, 160.
- 103 Штейнберг С.С. Избранные статьи. – М.: Машгиз, 1950. – С. 22, 76.

- 104 Ильина В.А. Проблемы металловедения и физики металлов / В.А. Ильина, В.К. Крицкая, Г.В. Курдюмов. – сб. 3. – Metallurgizdat, 1952. – С. 93, 100.
- 105 Ивенсен А.А. / А.А. Ивенсен, Г.В. Курдюмов. – Вестник металлопромышленности. – № 9-10. – 1930. – С. 163.
- 106 Курдюмов Г.В. / Г.В. Курдюмов, Г. Закс. – Вестник металлопромышленности. – № 9-10. – 1930. – С. 165.
- 107 Кишкин С.Т. Изв. АН СССР, ОТН. – № 12. – 1946. – С. 1799.
- 108 Лахтин Ю.М. Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1972. – С. 231, 232, 236.
- 109 E. Virtanen, C. Van Tyne, B. Levy and G. Brada, “The tempering parameter for evaluating softening of hot and warm forging die steels,” *Journal of Materials Processing Technology*. – vol. 213, pp. 1364-1369. 2013.
- 110 Садовский В.Д. Фазовые и структурные превращения при нагреве стали / В.Д. Садовский, К.А. Малышев, Б.Г. Сазонов. – М.: Metallurgizdat, 1954. – С. 8, 65.
- 111 Qingchun Zhou, Xiaochun Wu, Nannan Shi, Junwan Li and Na Min, “Microstructure evolution and kinetic analysis of DM hot-work die steels during tempering,” *Materials science and engineering*, vol. 528, pp. 5696-5700, 2011.
- 112 Высоцкая В.Н. Металловедение / В.Н. Высоцкая, А.И. Ничипоренко. – М.: Metallurgizdat, 1956. – С. 230.
- 113 Арбузов М. / М. Арбузов, Г.В. Курдюмов. – ЖТФ. – 10. – 1940. – С. 1093-1100.
- 114 Кащенко Г.А. Основы металловедения. – М.: Машгиз, 1959. – С. 247.
- 115 Винокур Б.Б. Прочность и хрупкость конструкционной легированной стали / Б.Б. Винокур, В.Л. Пилюшенко. – К.: Наукова думка, 1983. – С. 101.
- 116 Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.:

- Металлургия, 1976. – С. 215-216.
- 117 Резницкий Л.М. Механическая обработка закаленных сталей. – М.: Машгиз, 1958. – С. 11-12.
- 118 Арзамасов Б.Н. Материаловедение: учебник для вузов. / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
- 119 Гороновский И.Т. Краткий справочник по химии / И.Т. Гороновский, Ю.П. Назаренко, Е.Ф. Некряч. – К.: Наукова думка, 1987. – 527 с.
- 120 E. Clementi, D. Raimond and W. Reinhard, “Atomic screening constants from SCF functions atoms with 37 to 86 electrons,” *Journal of Camical Physics*, No 4, pp. 1300-1307, 1967.
- 121 Свойства элементов в 2 частях. Ч.1. Физические свойства Справочник. – М.: Metallurgy, 1976. – 599 с.
- 122 Marcos Perez, Francisco Javier Belzunce, “The effect of deep cryogenic treatments on the mechanical properties of an AISI H13 steel,” *Materials science and engineering*, vol. 624, pp. 32-40, 2015.
- 123 Mahdi Koneshlou, Kavech Meshinchi and Farzad Khomamizaden, “Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical and wear behaviors of AISI H13 hot work tool steel,” *Cryogenics*, vol. 51, pp. 55-61, 2011.
- 124 Marcos Perez, Francisco Javier Belzunce, “A comparative study of salt-bath nitrocarburizing and gas nitriding followed by post-oxidation used as surface treatments of H13 hot forging dies,” *Surface and coatings technology*, vol. 305, pp. 146-157, 2016.
- 125 Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Metallurgy, 1986. – С. 295-299.
- 126 Степанова Н.Г. Материалловедение / Н.Г. Степанова, Р.М. Рябина. – М.: Издат. оборонной промышленности, 1953. – С. 59, 60.
- 127 Шмыков А.А. Справочник термиста. – М.: Машгиз, 1961. – С. 123.
- 128 Milan Tercej, Peter Panjan, Peter Cvahte, Peter Fajfar and Goran Kugler, “Increasing of service times of nitride and CrN coated dies for Al hot

- extrusion,” *Procedia engineering*, vol. 81, pp. 1952-1957, 2014.
- 129 Milan Tercej and Goran Kugler, “An approach to increasing the service lifetimes of nitride dies for aluminium hot extrusion: a case study,” *Wear*, vol. 376-377, part B, pp. 1779-1788, 2017.
- 130 Liliang Wang, Jie Zhou, Jurek Duszczak and Laurens Katgerman, “Identification of a friction model for the bearing channel of hot aluminium extrusion dies by using ball-on-disc tests,” *Tribology international*, vol. 50, pp. 66-75, 2012.
- 131 Lejla Lavtar, Tadej Muhic, Goran Kugler and Milan Tercej, “Analysis of the main types of damage on a pair of industrial dies for hot forging car steering mechanisms,” *Engineering failure analysis*, vol. 18, pp. 1143-1152, 2011.
- 132 Столбовий В.О., Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Дейнеко Л.М. Дослідження структури і властивостей штампових сталей для виготовлення трубного інструменту після проведення зміцнюючої термічної і хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів // *Металургійна та гірничорудна промисловість*. – 2021. – № 2. – 71-88 с.
- 133 Башнин Ю.А. *Технология термической обработки*. – М.: *Металлургия*, 1986. – С. 364.
- 134 Y. Zhang, Y. Zhou, J. Liu, K. Chen, J. Mo, X. Cui and S. Wang, “Comparative research on dry sliding wear of hot-dip aluminized and uncoated AISI H13 steel,” *Wear*, vol. 344-345, pp. 22-31, 2015.
- 135 Mustafa Sabri Gök, Yilmaz Küçük, Azmi Erdoğan, Mecit Öge, Erdoğan Kanca and Ali Günen Dry, “Sliding wear behavior of borided hot-work tool steel at elevated temperatures,” *Technology*, vol. 328, pp. 54-62, 2017.
- 136 S. Salim, M. Cevdet, “Investigation of the effect of boronizing on cast irons,” *Materials research bulletin*, vol. 37, pp. 971-979, 2002.
- 137 E. Garcia-Bustos, M. Figueroa-Guadarrama, G. Rodriguez-Castro, O. Gomez-Vargas, E. Gallardo-Hernandez and I. Campos-Silva, “The wear

- resistance of boride layers measured by the four-ball test,” *Surface and Coatings Technology*, vol. 215, pp. 241-246, 2013.
- 138 Amir Motallebzadeh, Emre Dilektasli, Murat Baydogan, Erdem Atar and Huseyin Cimenoglu, “Evaluation of the effect of boride layer structure on the high temperature wear behavior of borided steels,” *Wear*, vol. 328-329, pp. 110-114, 2015.
- 139 I. Campos, J. Oseguera, U. Figueroa, J. Garcia, O. Bautista and G. Kelemenis, “Kinetic study of boron diffusion in the paste-boriding process,” *Materials science and engineering*, vol. 352, pp. 261-265, 2003.
- 140 Huseyin Cimenoglu, Erdem Atar and Amir Motallebzadeh, “High temperature tribological behavior of borided surfaces based on the phase structure of the boride layer,” *Wear*, vol. 309, pp. 152-158. 2014.
- 141 Haopeng Yang, Xiaochun Wu, Guanghui Cao and Zhe Yang, “Enhanced boronizing kinetics and high temperature wear resistance of H13 steel with boriding treatment assisted by air blast shot peening,” *Surface and coatings technology*, vol. 307, pp. 506-516, 2016.
- 142 Yucel Birol and Duygu Isler Abrasive, “Wear performance of AlCrN – coated hot work tool steel at elevated temperatures under three-body regime,” *Wear*, vol. 270, pp. 281-286, 2011.
- 143 Штамповые материалы. Обработка и применение. Сборник статей под ред. Н.Т. Деордиева, Г.П. Большакова. – М.: Машиностроение, С. 131-138.
- 144 A. Bohlen, H. Freibe, M. Hunkel and F. Vollertsen, “Additive manufacturing of tool steel by laser metal deposition,” *Procedia CIRP*, vol. 74, pp. 192-195, 2018.
- 145 D. Cong, H. Zhou, Z. Ren, L. Ren, G. Liu, B. Lu, C. Meng and C. Wang , “Thermal fatigue resistance of H13 die steel repaired by partial laser surface remelting process,” *Materials Science and Technology*, vol. 30, No 3, pp. 257-384, 2014.

- 146 Jia Zx, Li Jq and Liu Lj, "Influence and application of laser parameters on unit of H13 steel by laser remelting process," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 79, pp. 551-568, 2015.
<https://doi.org/10.1007/s00170-015-6812-0>
- 147 M. Abdel-latif, K. Abdel-Ghany, N. El-Mahallawy, "Effect of Laser Speed on Microstructure and Mechanical Properties of AISI H13 Tool Steel Prepared by Laser Powder Bed Fusion Process," *J. of Materi Eng and Perform*, vol. 30, pp. 8821–8830, 2021.
<https://doi.org/10.1007/s11665-021-06321-y>
- 148 M. Safari, M. Moradi and J. Joudaki, "Experimental investigation of laser cladding of H13 hot work steel by Stellite," *Sadhana*, 2022.
<https://doi.org/10.1007/s12046-022-01909-z>
- 149 F. Fazliana, S. Aqida and A. Tahir, "Thermal stability of laser-clad tool steel with fine tungsten carbide particle addition," *Journal of Materials Engineering and Performance*, 6 February, 2024.
<https://doi.org/10.1007/s11665-024-09236-6>
- 150 Dalong Cong, Hong Zhou, Zhenan Ren, Zhihui Zhang, Haifeng Zhang, Chao Meng and Chuanwei Wang, "The thermal fatigue resistance of H13 steel repaired by a biomimetic laser remelting procees," *Materials and desing*, vol. 55, pp. 597-604, 2014.
- 151 Chao Meng, Hong Zhou, Ying Zhou, Ming Gao, Xin Tong, Dalong Cong, Chuanwei Wang, Fang Chang and Luquan Ren, "Influence of different temperatures on the thermal fatigue behavior and thermal stability of hot - work tool steel processed by a biomimetic couple laser technique," *Optic and Laser technology*, vol. 57, pp. 57-65, 2014.
- 152 Zhi-xin Jia, Yao-wei Liu, Ji-qiang Li, Li-Jun Liu and Hong-Lin Li Crack, "Growth behavior at thermal fatigue of H13 tool steel processed by laser surface meltining," *International journal of fatigue*, vol. 78, pp. 61-71, 2015.
- 153 Fritz Klocke, Kristian Arntz, Mahesh Teli, Kai Winands, Maximilian

- Wegener and Stella Oliari, "State-of-the-art laser additive manufacturing for hot-work tool steels," *Procedia CIRP*, vol. 63, pp. 58-63, 2017.
- 154 Dalong Cong, Hong Zhou, Miaoqiang Yang, Zihui Zhang, Peng Zhang, Chao Meng and Chuanwei Wang, "The mechanical properties of H13 die steel repaired by a biomimetic laser technique," *Optics and laser technology*, vol. 53, pp. 1-8, 2013.
- 155 Xin Tong, Ming-Jiang Dai and Zhi-hui Zhang, "Thermal fatigue resistance of H13 steel treated by selective laser surface melting and CrNi alloying," *Applied surface science*, vol. 271, pp. 373-380, 2013.
- 156 Ramona Hölker, Matthias Haase and Nooman Ben Khalifa, "Hot extrusion dies with conformal cooling channels produced by additive manufacturing," *Materialstoday: proceedings*, vol. 2, pp. 4838-4846, 2015.
- 157 Dalong Cong, Hong Zhou, Zhenan Ren, Haifeng Zhang, Luquan Ren, Chao Meng and Chuawei Wang, "Thermal fatigue resistance of hot work die steel repaired by partial laser surface remelting and alloying process," *Optics and lasers in engineering*, vol. 54, pp. 55-61, 2014.
- 158 Chao Meng, Hong Zhou, Haifeng Zhang, Xin Tong, Dalong Cong, Chuanwei Wang and Luquan Ren, "The comparative study of thermal fatigue behavior of H13 die steel with biomimetic non-smooth surface melting and laser cladding," *Materials and design*, vol. 51, pp. 886-893, 2013.
- 159 G. Telasang, J. Dutta Majumdar, G. Padmanabham and I. Manna, "Structure property correlation in laser surface treated H13 tool steel for improved mechanical properties," *Engineering*. – vol. 599, pp. 255-267, 2014.
- 160 Changhyok Choi, Adam Groseclose and Taylan Altan, "Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies," *Journal of materials processing technology*, vol. 212, pp. 1742-1752. 2012.
- 161 Mohamed Kchaou, Riadh Elleuch, Yannick Desplanques, Xavier Boidin and Gerard Degallaix, "Failure mechanisms of H13 die on relation to the forging process – a case study of brass gas valves," *Engineering failure analysis*,

- vol. 17, pp. 403-415, 2010.
- 162 Гуляев А.П. *Металловедение*. – М.: *Металлургия*, 1977. – 647 с.
- 163 Жолобов В.В. *Инструмент для горячего прессования металлов*. – М.: *Машиностроение*, 1965. – С. 9.
- 164 C. Radhakrishna and K. Prasad Rao, “The formation and control of laves phase in superalloy 718 welds,” *Journal of Materials Science*, vol. 32, pp. 1977-1984, 1997.
- 165 Q. Zhang, J. Yao and J. Mazumder, “Laser direct metal deposition technology and microstructure and composition segregation of Inconel 718 superalloy,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 18, pp. 73-78, 2011.
- 166 Z. Wang, K. Guan, M. Gao, “The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 513, pp. 518-523, 2012.
- 167 D. Paulonis and J. Schirra, “Alloy 718 at Pratt & Whitney historical perspective and future challenges,” *Superalloys 718*, pp.13-23, 2001. http://www.tms.org/superalloys/10.7449/2001/Superalloys_2001_13_23.pdf.
- 168 D. Leo Prakash, M. Walsh and D. Maclachlan, “Crack growth micro - mechanisms in the IN718 alloy under the combined influence of fatigue, creep and oxidation,” *International Journal of Fatigue*, vol. 31, pp. 1966-1977, 2009.
- 169 Gonza´lez-Ferna´ndez L., del Campo L., Perez-Saez R., “Normal spectral emittance of Inconel 718 aeronautical alloy coated with yttria stabilized zirconia films,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 513, pp. 101-106, 2012.
- 170 Xiaqing Wang, Xibing Gong and Kevin Cho, “Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts,” *Proceedings IMechE*, vol. 231, pp. 1890-1903 2017.
- 171 Joakim Johansson, Christer Persson, Gabriel Testa, Andrew Ruggiero,

- Nicola Bonora and Magnus Hörnqvist “Effect of microstructure on dynamic shear localisation in Alloy 718,” *Mechanics of Materials*, vol. 109, pp. 88-100, 2017.
- 172 Синюк О.Д. Дослідження особливостей зміни структури в пресових матрицях з нового штампового стопу ХН30ВМЮ / О.Д. Синюк, В.Я. Грабовський // Тиждень науки «Тези доповідей науково - практичної конференції, 15-19 квітня» Запоріжжя, 2013. – С.18.
- 173 Ya. Hrabovskyi, “Strukturupretvorennia matryts pry hariachomu presuvanni tytanovykh ta stalevykh profiliv,” *Metal Science and Treatment of Metals*, vol. 3, pp. 17-21, 2000.
- 174 Грабовський В.Я. Штампова сталь / В.Я. Грабовський, В.І. Канюка, Ю.Ф. Терновий, В.М. Терехов // Патент UA, № 42547, опубл. 15.10.2001, бюл. № 9. – 2001. – 3 с.
- 175 Грабовський В.Я. Перспективність використання, як заміників теплостійких штампових сталей, високоазотистих аустенітних хромо - марганцевих сталей з ванадієм та молібденом / В.Я. Грабовський, В.І. Канюка, О.В. Лисиця, А.В. Єршов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 2. – 2023. – С. 22-26. DOI10.15588/1607-6885-2023-3-3
- 176 Y. Jeon, M. Song, H. Kim and B. Cha, “Effect of hot-stamping process conditions on the changes in material strength,” *International Journal of Automotive Technology*, vol. 16, pp. 619-627, 2015.
- 177 B. Abdulhay, B. Bourouga and C. Dessain, “Experimental and theoretical study of thermal aspects of the hot stamping process,” *Applied Thermal Engineering*, vol. 31, pp. 674-685, 2011.
- 178 N. Li, J. Lin, D. Balint and T. Dean, “Experimental characterisation of the effects of thermal conditions on austenite formation for hot stamping of boron steel,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 231, pp. 254-264, 2016.

- 179 M. Abspoel, B. Neelis and P. van Liempt, "Constitutive behaviour under hot stamping conditions," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 228, pp. 34-42, 2016.
- 180 A. Merklein, J. Lechler, "Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 177, pp. 452-455, 2006.
- 181 A. Turetta, S. Bruschi and A. Ghiotti, "Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 177 pp. 396-400, 2006.
- 182 L. Golem, L. Cho, J. Speer and K. Findley, "Influence of austenitizing parameters on microstructure and mechanical properties of Al-Si coated press hardened steel," *Materials and desing*, vol. 172, P. 12, 2019.
- 183 K. Zheng, D. Politis, L. Wang and J. Lin, "A review on forming techniques for manufacturing lightweight complex-shaped aluminium panel components," *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 1, pp. 55-80, 2018.
- 184 H. Karbasian, A. Tekkaya, "Review on hot stamping," *Mater. Process. Technol*, vol. 210, pp. 2103-2118, 2010.
- 185 Ireneusz Wrobel, Adam Skowronek, Adam Grajcar, "Review on hot stamping of advanced high-strength steels," *Technological-metallurgical aspects and numerical simulation symmetry*, vol. 14, P. 969, 2022.
<https://doi.org/10.3390/sym14050969>;
<https://www.mdpi.com/journal/symmetry>
- 186 H. So, D. Fabmann, H. Hoffmann, R. Golle, M. Schaper, "An investigation of the blanking process of the quenchable boron alloyed steel 22MnB5 before and after hot stamping process," *Materials Processing Technology*, pp. 37-449, vol. 212, 2012.
- 187 J. Min, J. Lin and J. Li, "Investigation on hot forming limits of high strength steel 22MnB5," *Computational Materials Science*, vol. 49,

- pp. 326-332, 2010.
- 188 Zeran Hou, Yi Liu, Qi He, Jianfeng Wang and Junying Min, "Low- carbon- emission hot stamping: a review from the perspectives of steel grade," Heating process, and part design automotive innovation, vol. 6, pp. 324-339, 2023.
<https://doi.org/10.1007/s42154-023-00242-3>
- 189 Qi Rong, Victoria Yardley, Xuetao Li, Jiaming Luo, Guosen Zhu and Zhusheng Shi, "New developments and future trends in low-temperature hot stamping," Review Metals, vol. 10, P. 1652, 2020.
[doi:10.3390/met10121652](https://doi.org/10.3390/met10121652); www.mdpi.com/journal/metals
- 190 F. Huang, Q. Chen, H. Ding, Y. Wang, X. Mou and J. Chen, "Automotive steel with a high product of strength and elongation used for cold and hot forming simultaneously," Materials, vol. 14, P. 1121, 2021.
- 191 X. Wei, Z. Chai, Q. Lu, J. Hu, Z. Liu, Q. Lai, J. Wang and W. Xu, "Cr - alloyed novel press-hardening steel with superior combination of strength and ductility," Materials Science and Engineering Mater, P. 819, 2021.
- 192 M. Okayasu and L. Yang, "Influence of microstructure on the mechanical properties and hydrogen embrittlement characteristics of 1800 MPa grade hotstamped 22MnB5 steel," Journal of Materials Science, vol. 54, pp. 5061-5073, 2019.
- 193 Z. Wang, Q. Lu, Z. Cao, H. Chen, M. Huang and J. Wang, "Review on hydrogen embrittlement of press-hardened steels for automotive applications," Acta Metallurgica, vol. 36, pp. 1123-1143, 2022.
- 194 G. Lovicu, M. Bottazzi, F. D'Aiuto, M. De Sanctis, A. Dimatteo, C. Santus and R. Valentini, "Hydrogen embrittlement of automotive advanced high - strength steels," Metallurgical and Materials Transactions, vol. 43, pp. 4075-4087, 2012.
- 195 S. Zhang, S. Liu, J. Wan and W. Liu, "Effect of Nb-Ti multi-microalloying on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen embrittlement

- susceptibility of hot-stamped boron steel,” *Materials Science and Engineering*, vol. 772, P. 11, 2020.
- 196 W. Chen, P. Gao, S. Wang, H. Lu, Z. Zhao, “Effect of vanadium on hydrogen embrittlement susceptibility of high-strength hot-stamped steel,” *Journal of Iron and Steel Research International* , vol. 28, pp. 211-222, 2020.
- 197 S. Zhang, J. Li, Z. Peng, S. Liu, F. Huang and J. Liu, “Synergistic effects of Ta and Mo on the hydrogen embrittlement resistance in ultra-high strength hot stamping steel,” *Materials Science and Engineering*, P. 872, 2023.
- 198 H. Mohrbacher “Property optimization in as-quenched martensitic steel by molybdenum and niobium alloying,” *Metals*, vol. 8, P. 234, 2018.
- 199 C. Horvath, J. Wang and M. Enloe, “Microstructural optimization of AHSS and press hardened steel, great designs in steel,” *American Iron and Steel Institute*, 2019.
- 200 M. Schrenk, C. Peuker, F. Franek and G. Rohm, “Oxidation of uncoated 22MnB5 steel grades for hot stamping applications,” 4th International conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Verlag Wissenschaftliche Scripten, Lulea, Sweden, pp. 161-166, 2013.
- 201 B. Li, Y. Chen, X. Zhao, J. Li, C. Wang and M. Wang, “Effect of austenitization process on oxidative decarbonization behavior and mechanical properties of 22MnB5 steel,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, pp. 1-14, 2023.
- 202 D. Fan, “State-of-the-knowledge on coating systems for hot stamped parts,” *Steel Research International*, vol. 83, pp. 412-433, 2012.
- 203 C. Allely, L. Dosdat, O. Clauzeau, K. Ogle and P. Volovitch, “Anticorrosion mechanisms of aluminized steel for hot stamping,” *Surface and Coatings Technology*, vol. 238, pp. 188-196, 2014.
- 204 J. Zhang, S.-m. Jiang, Q.-f. Zhang and C.-s. Liu, “Effect of temperature on microstructure and formability of Al-10 mass % Si coatings,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 23, pp. 270-275, 2016.

- 205 A. Yanagida and A. Azushima, "Evaluation of coefficients of friction in hot stamping by hot flat drawing test," *CIRP Annals*, vol. 58, vol. 247-250, 2009. DOI:10.1016/j.cirp.2009.03.091
- 206 C. Boher, S. Le Roux, L. Penazzi and C. Dessain, "Experimental investigation of the tribological behavior and wear mechanisms of tool steel grades in hot stamping of a high-strength boron steel," *Wear*, vol. 294, pp. 286-295, 2012.
- 207 J. Venema, J. Hazrati, D. Matthews, R. Stegeman and A.H. van den Boogaard, "The effects of temperature on friction and wear mechanisms during direct press hardening of Al-Si coated ultra-high strength steel," *Wear*, vol. 406, pp. 149-155, 2018.
- 208 H. Torres, M. Ripoll and B. Prakash, "Self-lubricating laser claddings for friction control during press hardening of Al-Si-coated boron steel," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 269, pp. 79-90, 2019.
- 209 Jiaqi Li, Chenpeng Tong, Ruiqiang Zhang, Zhusheng Shi and Jianguo Lin, "A data-informed review of scientific and technological developments and future trends in hot stamping," *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 7, pp. 327-343, 2024.
- 210 H. Attar, N. Li and A. Foster, "A new design guideline development strategy for aluminium alloy corners formed through cold and hot stamping processes," *Materials and Design*, vol. 207, P. 25, 2021.
- 211 K. Zheng, Y. Dong, J. Zheng, A. Foster, J. Lin, H. Dong and T. Dean, "The effect of hot form quench conditions on precipitation and mechanical properties of aluminium alloys," *Materials Science and Engineering*, vol. 761, P. 138017, 2019.
- 212 Y. Jiang and H. Ding, "Investigations of interfacial heat transfer efficiency in HFQ process of high strength aluminum alloy," *Materials Research Express*, vol. 8, P. 11, 2021.
- 213 R. Zhang, Z. Shao, Z. Shi, T. Dean and J. Lin, "Effect of cruciform specimen

- design on strain paths and fracture location in equi-biaxial tension,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 289, P. 116932, 2021.
- 214 N. Rigas and M. Merklein, “Characterization of the tribological behavior of different tool coatings and dry lubricant for high-strength aluminum alloys at elevated temperatures,” *Advanced Engineering Materials*, P. 12, 2023.
- 215 F. Sun, M. Kenyon, C. Pargeter, J. Wang, C. Williams, C. Pruncu, B. Blackman and A. Tautscher, “Performance of Ti/Zr and silane coating pretreatments on adhesive bonding of an automotive aluminium alloy produced using the hot form quench process,” *Applied Surface Science*, vol. 575, P. 151686, 2022.
- 216 D. Jo, J. Kim and B. Kim, “Feasibility study on application of hot forming quenching to patchwork blanks using two-stage refilled friction stir spot welding,” *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 41, pp. 66-73, 2019.
- 217 G. Wang, J. Zhang, W. Yan and H. Xu, “Constitutive modelling of plastic deformation behaviour for AA7075-H18 alloy based on hot forming and in - die quenching process,” *International Journal of Material Forming*, vol. 15, P. 62, 2022.
- 218 Вайнпрес Л.В. Штамповые стали для горячего и холодного деформирования / Л.В. Вайнпрес, А.А. Нагайцев, Д.Х. Пигузова // Новые инструментальные материалы для горячей обработки медных сплавов. – Л.: Знание, 1988. – С. 14-20.
- 219 ТУ 14-1-3416-82. Прутки кованые и катаные из жаропрочных сплавов на железоникелевой основе марок ХН35В6ТЮ (ЭК39) и ХН30ВМЮ (ЭК40).
- 220 Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 749 с.
- 221 Резников Н.И. Обработка резанием жаропрочных, высокопрочных и титановых сплавов / Н.И. Резников, Е.В. Бурмистров, И.Г. Жарков, А.С. Зыкин. – М.: Машиностроение, 1972. – 200 с.

- 222 Петруха П.Г. Обработка резанием высокопрочных, коррозионно-стойких и жаропрочных сталей / П.Г. Петруха, А.Д. Чубаров, Г.А. Стерлин. – М.: Машиностроение, 1980. – 115 с.
- 223 Грабовський В.Я. Термічна обробка як спосіб покращення оброблюваності різанням інструментального сплаву з ГЦК граткою / В.Я. Грабовський, О.В. Лисиця // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – №1. – 2020. – С. 88-90.
doi10.15588/1607-6885-2020-1-13
- 224 A.A. Kruglyakov, S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, “Effect of annealing on the structure and the hardness of die steel with a controllable austenitic transformation during operation,” Russian Metallurgy (Metally), pp. 894-900, 2019.
<https://doi.org/10.1134/S0036029519090052>
- 225 Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 338 с.
- 226 Цоло Р. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. – София: Институт металловедения и технологии металлов Болгарская Академия Наук, 1995. – 268 с.
- 227 Пахолюк А.П. Основи матеріалознавство і конструкційні матеріали / А.П. Пахолюк, О.А. Пахолюк. – Л.: Світ, 2005. – 172 с.
- 228 Попович В.В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство / В.В. Попович, В.В. Попович. – Л.: Світ, 2006. – 624 с.
- 229 Куцова В.З. Леговані сталі та сплави з особливими властивостями / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, О.А. Носко. – Д.: НМетАУ, 2008 – 344 с.
- 230 Гожій С.П. Основи фізико-технічних та хіміко-термічних процесів для підвищення ресурсу виробів машинобудування. – К.: «КПІ ім. І. Сікорського», 2022. – 104 с.
- 231 Озерский А.Д. О выборе стали для матриц горячего прессования

- медных сплавов / А.Д. Озерский, А.А. Кругляков, А.Н. Данилов // Цветные металлы. – 1981. – № 8. – С. 83-84.
- 232 Озерский А.Д. Разработка, производство и применение инструментальных материалов. Механизм упрочнения штамповых сталей, работающих в аустенитном состоянии // А.Д. Озерский, А.А. Кругляков. Тезисы докладов республиканской конференции 20-22 апреля. – К. – 1982. – С. 12-13.
- 233 Озерский А.Д. Способ упрочняющей обработки инструмента из штамповых сталей / А.Д. Озерский, А.А. Кругляков, Г.А. Панова, Р.П. Изаков // Авт. свид. № 1013500. – БИ, 1983. – № 5.
- 234 Озерский А.Д. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов / А.Д. Озерский, А.А. Кругляков // Цветные металлы. – 1984. – № 10. – С. 76-78.
- 235 Озерский А.Д. Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации / А.Д. Озерский, А.А. Кругляков – Л.: ЛДНТП, 1988. – 26 с.
- 236 Озерский А.Д. Штамповые стали для горячего и холодного деформирования. Развитие легирования штамповых сталей для горячего деформирования. – Л.: Знание, 1988 – С. 7-10.
- 237 Лебедева Н.В. Повышение стойкости инструмента для прессования труднодеформируемых цветных сплавов из сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации, автореф., диссертация канд. техн. наук. – СПб. – 2005. – 18 с.
- 238 Завьялов А.С. К теории легирования и термической обработки стали. – Центральный научно-исследовательский институт, 1943. – 52 с.
- 239 Перепьолкина М.Н. Вибір ефективного легування нових штампових сталей з аустенітним перетворенням при експлуатації / М.Н. Перепьолкина, В.Я. Грабовский // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 1. – С. 11-15.

- 240 Електроний ресурс. Заголовок з екрану: Справочник химика 21. Химия и химическая технология. – С. 55.
URL: <https://chem21.info/info/657497/>
- 241 Грабовський В.Я. Визначення здатності до дисперсійного твердіння нової штампової сталі з регульованим аустенітним перетворенням / В.Я. Грабовський, О.В. Лисиця // Металознавство та обробка металів. – № 3. – 2023. – С. 3-11.
<https://doi.org/10.15407/mom2023.03>
- 242 Грабовський В.Я. Роль типу зміцнювальних фаз в стопах на основі ГЦК гратки для виготовлення інструментів гарячого деформування металів / В.Я. Грабовський, О.О. Сліпченко // Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів. Збірка матеріалів XII Міжнародної науково-технічної конференції, 6-8 жовтня, Запоріжжя, 2010. – С. 24-26.
https://fm-zntu.at.ua/_ld/0/31_DLU.pdf
- 243 Сидоріна А.О. Умови реалізації дисперсійного твердіння нових штампових сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації / А.О. Сидоріна, В.Я. Грабовський // Тиждень науки «Тези доповідей науково-практичної конференції», 15-19 квітня, Запоріжжя: ЗНТУ, 2013. – С. 20-21.
- 244 Грабовский В.Я. Аустенитные штамповые стали и сплавы для горячего деформирования металлов / В.Я. Грабовский, В.И. Канюка // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 10. – С. 31-35.
- 245 Грабовський В.Я. Особливості структури та властивостей штампової сталі аустенітно-мартенситного класу / В.Я. Грабовський, О.П. Колісник, А.Є. Островська // Металознавство та обробка металів. – 2008. – № 1. – С. 35-40.
- 246 Нех М.С. Дослідження перетворень в поверхневих шарах матриць при

- гарячому пресуванні металів / М.С. Нех, В.Я. Грабовський // Тиждень науки «Тези доповідей», Запоріжжя: ЗНТУ, 2009. – С. 190-191.
- 247 Рибак К.В. Дослідження впливу високого вмісту азоту на забезпечення високотемпературної міцності аустенітних хромомарганцевих сталей / К.В. Рибак, В.Я. Грабовський // Тиждень науки «Тези доповідей», Запоріжжя: ЗНТУ, 2009. – С. 183-184.
- 248 Грабовський В.Я. Ефективність використання кобальтової основи порівняно з нікелевою для жароміцних стопів / В.Я. Грабовський, А.О. Коваль // Тиждень науки «Тези доповідей», Запоріжжя: ЗНТУ, 2013. – С. 22-23.
- 249 Фасоль Є.О. Вибір раціональної термічної обробки залізонікелевих сплавів з ГЦК граткою, що зміцнюються дисперсійними частинками фази Лавеса $Fe_2(W,Mo)$ / Є.О. Фасоль, В.Я. Грабовський // Збірник тез доповідей щорічної науково-практичної конференції серед викладачів, науковців, молодих учених, аспірантів і студентів ЗНТУ, 14-18 квітня, Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. – С.164-166.
- 250 Грабовський В.Я. Порівняльні дослідження нових штампових сталей різних типів зміцнення з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації / В.Я. Грабовський // Збірка матеріалів XIII Міжнародної науково-технічної конференції «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів», Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. – С. 49-51.
- 251 Королев М.Л. Азот как легирующий элемент стали. – М.: Metallurgizdat, 1961 – 163 с.
- 252 Нехендзи Ю.А. Стальное литье. – М.: Metallurgizdat, 1948 – 766 с.
- 253 Ершов Г.С. Структурно-образование и формирование свойств сталей и сплавов / Г.С. Ершов, Л.А. Позняк. – К.: Наук. думка, 1993. – 380 с.
- 254 Лебедева Н.В. Современные штамповые стали для горячего деформирования // Балтийские металлы. – 2003. – №1. – С. 7-9.

- 255 Лебедева Н.В. Оценка возможности комплексного упрочнения азотосодержащих сталей для прессового инструмента: сб. трудов 10-й научно-технической конференции «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов». – СПб.: СПбГАХиПТ, 2004. – С. 66-70.
- 256 Лебедева Н.В. Пути упрочнения штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением / Н.В. Лебедева, Ю.П. Солнцев: сб. трудов 6-ой междунар. науч.-техн. конф. «Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике». – СПб. – 2004. – С. 273-274.
- 257 Лебедева Н.В. Модифицирование сталей для прессового инструмента с регулируемым аустенитным превращением // Сб. трудов конф. молодых ученых и специалистов ЦНИИ КМ «Прометей». – СПб. – 2005. – С. 12-18.
- 258 Лебедева Н.В. Штамповая сталь / Н.В. Лебедева, Г.А. Панова, Ю.П. Солнцев // Патент RU 2287603 С2, МПК С22С 38/46 – опубл. 20.11.2006. Бюл. № 32. – 3 с.
- 259 Кругляков А.А. Влияние азота на свойства штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации / А.А. Кругляков, Н.В. Лебедева, Г.А. Панова // Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів: збірка матеріалів XII Міжнародної науково - технічної конференції, 6-8 жовтня, Запоріжжя: ЗНТУ, 2010. – С. 112-114.
- 260 Сидорчук О.М. Структура і фазовий склад сталі типу Р2АМ5, одержаної струменевим формуванням / К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, О.Ю. Коваль, О.І. Гунченко, М.О. Кальчук // Металознавство та обробка металів. – 2005. – № 4. – С. 13-18.
- 261 Сидорчук О.М. Особливості структуроутворення швидкорізальних сталей з підвищеними властивостями, одержаних з використанням

- технології струменевого формування порошків та матеріалів – автореф., дисертація канд. техн. наук. – К. – 2008.
- 262 Гогаєв К.О. Структура і властивості низьколегованої швидкорізальної сталі P2AM5Ф2НЮ / К.О. Гогаєв, В.І. Ульшин, С.В. Тихомиров // *Металознавство та обробка металів.* – 2005. – № 2. – С. 15-19.
- 263 Ульшин В.І. Патент UA 77729 C2, Україна. МКІ С22С, В22F 3/00, С22С 38/44. Швидкорізальна сталь / В.І. Ульшин, С.В. Тихомиров, О.М. Сидорчук, С.В. Ульшин. Вид. 15.01.2007.
- 264 Попандопуло А.Н. Влияние азота на стабилизацию азота в вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали / А.Н. Попандопуло, Л.Т. Жукова // *МТОМ.* – 1985. – № 11. – С. 34-36.
- 265 Установщиков Ю.И. Структура азотистого аустенита / Ю.И. Установщиков, А.В. Рац, О.А. Банных, В.М. Блинов // *Изв. вузов чер. металлургия.* – 1999. – № 2. – С. 57-60.
- 266 Зарев С. Влияние легирования азотом на технологическую пластичность инструментальных сталей / С. Зарев, В. Михнев // *Металлургия.* – 1994. – № 12. – С. 26-35.
- 267 Мушпанов Н.А. Изготовление крупногабаритных прессовых штампов из стали 5ХНМАФ // *Технология литейных сплавов.* – 1995. – № 6. – 67 с.
- 268 Шипицин С.Я. Специальные азотосодержащие экономнолегированные стали с карбонитридным упрочнением / С.Я. Шипицин, Ю.З. Бабаскин // *Процессы литья.* – 1998. – № 3-4. – С. 122-130.
- 269 Шипицин С.Я. Безмолибденовая штамповая сталь с карборундным упрочнением упрочнением для массового кузнечно-прессового инструмента повышенной долговечности // *Процессы литья.* – 1997. – № 2. – С. 70-75.
- 270 Грабовський В.Я. Дослідження зміни службових характеристик теплостійкої штампової сталі 5Х3В3МФС (ДИ23) при легуванні її

- азотом / В.Я. Грабовський, В.І. Канюка, О.О. Сліпченко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 2. – 2013. – С. 113-119.
- 271 A. Krugljakow, S. Nikulin, S. Rogachev, H.-X. Nguyen, N. Lebedeva and G. Panova, “Hot-hardening phenomenon in die steel during thermomechanical processing,” *Materials Letters*, vol. 266, 2020. – P.127475.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127475>
- 272 Озерский А.Д. Штамповые стали для горячего и холодного деформирования // Развитие легирования штамповых сталей для горячего деформирования. – Л.: Знание, 1988 – С. 7-10.
- 273 New class of hot-work tool steels with regulated austenitic transformation during exploitation (RATE steels) // Scientific proceeding VIII international congress «Machines, technologies, materials». – 2011. – P. 46-49.
- 274 Электрошлаковый переплав (под ред. академика АН УССР Б.И. Медовара). – К.: Наукова думка, 1979. – 340 с.
- 275 Фишман К.К., Орловский Ю.В., Федоровский Б.Б. Электрошлаковое кокильное литье в ремонтном и инструментальном производстве / К.К. Фишман, Ю.В. Орловский, Б.Б. Федоровский. – К.: Знание, 1989. – 48 с.
- 276 Воробьев А.А. Электрошлаковый переплав / А.А. Воробьев, Ю.В. Пожидаев. – Новокузнецк: СибГИУ. – 2002. – 116 с.
- 277 Бабушкин А.А. Методы спектрального анализа / А.А. Бабушкин, П.А. Бажулин, Ф.А. Королев. – М.: Московский университет, 1962. – 509 с.
- 278 Петров В.И. Оптический и рентгеноспектральный анализ. – М.: Металлургия, 1973. – С. 217-218.
- 279 Дубок В.А. Усовершенствование методов химического анализа тугоплавких соединений и металлических сплавов / В.А. Дубок, В.И. Корнилова, Л.Е. Печентковская. – К.: Наукова думка (Институт

- проблем материаловедения им. И.Н. Францевича АН УССР), 1988. – 40 с.
- 280 Гарбуз В.В. Определение углерода в тугоплавких нитридах с помощью экспресс анализаторов типа АН 7529 и АН 7560 / В.В. Гарбуз, В.А. Дубок, В.И. Корнилова, Т.Н. Косенко / Порошковая металлургия. – 1993. – № 9/10. – С. 119-121.
- 281 Панченко Е.В. Лаборатория металлографии. – М.: Металлургия, 1965. – С. 366-368.
- 282 Блантер М.Е. Методика исследования металлов и обработки опытных данных, М.: Metallurgizdat, 1952. – С. 303-306.
- 283 Харитонов Л.Г. Определение микротвердости. – М.: Металлургия, 1967. – 47 с.
- 284 Микротвердость. Труды совещания по микротвердости, 21-23 ноября, изд. Академии наук СССР под ред. М. Хрушова. – М.: Metallurgizdat, 1951. – 63 с.
- 285 N. Gert, “A mixture between crystal structure visualizer, simulation and refinement tool,” Powder Diffraction: proceedings of the II International School on Powder Diffraction, Kolkata, India, pp. 146-155, 2002.
- 286 Cromer Don T., “Calculation of anomalous scattering factors at arbitrary wavelengths,” Journal of Applied Crystallography, pp. 437-437, 1983.
- 287 Блантер М. Е. Методика исследования металлов и обработки опытных данных. – М.: Metallurgizdat, 1953. – 444 с.
- 288 Шурин А.К. Вопросы физики металлов и металловедения. – К.: АН УССР, 1964. – № 18. – С. 222-225.
- 289 Холявко В.В. Фізичні властивості та методи дослідження матеріалів / І.А. Владимирський, О.О. Жабинська. – К.: Центр учбової літератури, 2016 – С. 91-123.
- 290 Говорун В.О. Методичні вказівки до виконання лабораторної роботи “Дилатометричний метод дослідження властивостей металів” /

- В.О. Говорун, В.О. Пчелінцев // Курс «Фізичні властивості і методи дослідження матеріалів». – Суми: СкмДУ, 2010. – 22 с.
- 291 Костін В.А. Удосконалення методики аналізу термокінетичних діаграм фазових перетворень металу зварених швів високоміцних низьколегованих сталей / В.А. Костін, В.В. Жуков // Сучасна електрометалургія. – № 2. – 2021. – С. 40-46.
- 292 Н. Lukas, S. Fries and B. Sundman, “Computational Thermodynamics,” Cambridge University Press: Cambridge, UK, 2007.
[https://www.researchgate.net/publication/234770761_ Computational_thermodynamics_The_CALPHAD_method](https://www.researchgate.net/publication/234770761_Computational_thermodynamics_The_CALPHAD_method)
- 293 Y. Austin, C. Shuanglin, Z. Fan, Y. Xinyan and X. Fanyou, “Chang phase diagram calculation: past, present and future,” Progress in materials science, vol. 49, pp. 313-345, 2004.
- 294 Алексюк М.М. Механические испытания при высоких температурах / М.М. Алексюк, В.А. Борисенко, В.П. Кращенко. – К.: Наукова думка, 1980. – 208 с.
- 295 Кондратюк С.Є. Металознавство та обробка металів / С.Є. Кондратюк, М.В. Кіндрачук, В.О. Степаненко. – К.: Вікторія, 2000. – 372 с.
- 296 Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
- 297 Патон Б.Е. Электрошлаковый металл / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар. – К.: Наукова Думка, 1981. – 680 с.
- 298 A. Krugljakow, S. Nikulin, S. Rogachev, D. Kozlov, A. Baranova, H.-X. Nguyen, N. Lebedeva and G. Panova, “Veriation of structure and hurdness of tool stell for hot pressing upon heating after isothermalholdingin the bainiterange,” Inorganic materials: applied research, vol. 11, 2020. – P. 936-940.
- 299 Nobuo Nakada, Toshihiro Tsuchiyama, Setsuo Takaki and Naoki Miyano, “Temperature Dependence of Austenite Nucleation Behavior from Lath

- Martensite,” ISIJ International, vol. 51, pp. 299-304, 2011.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.299>
- 300 Справочник по электротехническим материалам. – т.3. – Л.: Энергоатомиздат, 1988. – 718 с.
- 301 Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали / Р.И. Энтин. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 252 с.
- 302 Горелик С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М.: Metallurgiya, 1970. – 366 с.
- 303 Кремнёв Л.С. Влияние легирующих компонентов на тетрагональность высколегированного низкоуглеродистого мартенсита стали. Журнал технической физики. – № 83. – вып. 9. – 2013. – С. 47.
- 304 Косолапов Г.Ф. Рентгенография. – М.: Высшая школа, 1962. – 332 с.
- 305 Бобырь С.В. Фазовые и структурные превращения в богатых железом сплавах системы Fe-C-Cr // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. – Дніпропетровськ: ІЧМ НАН України, 2005. – вип. 10. – С. 61-267.
- 306 Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения // Справочник. – 2-е изд. – М.: Metallurgiya, 1976. – 560 с.
- 307 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallurgiya, 1968. – 568 с.

Додаток А
Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування

УКРАЇНА



ПАТЕНТ

НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ

№ 94746

**СПОСІБ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ ДЛЯ ГАРЯЧОГО
ПРЕСУВАННЯ**

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на корисні моделі **25.11.2014.**

Голова Державної служби
інтелектуальної власності України

А.Г. Жарінова А.Г. Жарінова



Додаток Б
Штампова сталь



УКРАЇНА



ПАТЕНТ

НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ

№ 141447

ШТАМПОВА СТАЛЬ

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на корисні моделі **10.04.2020**.

Заступник Міністра розвитку економіки, торгівлі та сільського господарства України

Д.О. Романович



Додаток В
Акт випробування



Публичное акционерное общество
«Артемковский завод по обработке цветных металлов»

ул. Кирова, 42, г. Артёмовск, Донецкая область, Украина, 84500
Тел. (06274) 3-14-13, (0627) 44-98-19, Факс (062) 337-42-87, 340-19-19, 337-06-50
E-mail: office@azocm.ua pav@azocm.ua Web: http://www.azocm.ua
Код ЄГРПОУ 00195452, № Св. 100334456, ІНН 001954505024

10 ноября 2014г. № 01-30-14304 На № _____ от _____

Чл.-к. К. А. Гогаев
В. В. Кошиль
Директору
Института проблем материаловедения
Академику Скороходу В.В.

В октябре 2014г на ПАО «Артемковский завод по обработке цветных металлов» проведены испытания трех матриц, изготовленных из экспериментальной стали марки 40X3H5M3Ф (РАПЭ-1) с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации. Экспериментальная сталь марки 40X3H5M3Ф (РАПЭ-1) изготовлена в условиях Вашего института под руководством члена-корреспондента НАН Украины Гогаева К.А.

Опытные матрицы использовались при прессовании слитков медно-никелевых сплавов (МНЖ 5-1 и МНЖМц 30-1-1), температура слитков перед операцией прессования 950⁰С. В результате полученная трубная заготовка по качеству поверхности соответствует нормативно-технической документации. Претензий к работе матриц в процессе прессования не было.

Матрицы, изготовленные из экспериментальной стали, показали стойкость в 3 раза выше, чем стойкость матриц из стали 3X3M3Ф, используемой в настоящее время на заводе.

На основании изложенного и для подтверждения полученных результатов прошу Вас рассмотреть вопрос об изготовлении 8 опытных прессовых матриц из стали 40X3H5M3Ф и дальнейшего сотрудничества с целью внедрения в условиях нашего предприятия технологии изготовления матриц из стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации.

Главный инженер



В.В. Кошиль

Исп.: Малышенко А.А.
тел. (0627)44-98-03

Додаток Г
Акт випробування

ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ

ЗАВОД «СПЕЦЛИТЬЄ»

49036 г. Днепр
пр. Дмитрия Яворницкого, 107
Тел/Факс: (056) 376-10-06
Тел/Факс: (056) 376-10-08
E-mail: speclit.dp@gmail.com



р/с 26006300001398 в
ПАО «АБ «РАДАБАНК»
МФО 306500
ОКПО 30797327;
Св-во 04409542
Ини 307973204653

«16» серпня 2017 г. № 02/08

зл.кар. Гогаєву К.О.

Директору
Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М.
Францевича НАН України
Академіку НАН України
Солоніну Ю.М.

Акт випробування.

В липні 2017 року на підприємстві ТОВ Завод «Спецлит'є» (м. Дніпро) були проведені випробування штампового інструменту у вигляді матриці, ширина робочого простору 130 мм, яку використовували для виготовлення шин з міді марки М1. Матриці були виготовлені з експериментальної сталі марки 4Х3Н5М3Ф з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації. Експериментальна сталь була виготовлена за технологією розробленою в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України під керівництвом члена-коресподента НАН України К.О. Гогаєва. В результаті роботи були одержані шини, які за якістю поверхні відповідали нормативно-технічній документації. Претензії до роботи матриць під час гарячого пресування не було.

Матриці, виготовлені із експериментальної сталі, показали стійкість у чотири рази вищу за стійкість матриць зі сталі марки 4Х5МФС, яка використовується на сьогоднішній день на заводі. Матриці зі сталі, що використовується на заводі, вийшли з ладу після пресування 500 кг, а експериментальна матриця вийшла з ладу після пресування 2000 кг міді.

На підставі вище означеного та підтвердження одержаних результатів просимо Вас розглянути питання про подальше виготовлення матриць зі сталі 4Х3Н5М3Ф та співробітництва з метою впровадження в умовах їх нашого підприємства, виготовлення штампового інструменту за технологією розробленої у Вашому інституті.

Головний інженер Андрейченко В.А.

Вик. Моб. телефон 067 636 01 78

