

Міністерство освіти і науки України  
Національний університет «Запорізька політехніка»

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**КАЛІНІН ЮРІЙ АНАТОЛІЙОВИЧ**



УДК 67.017:620.178.16:621.791

**ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ ШВИДКОЗНОШУВАНИХ ДЕТАЛЕЙ  
ЗНОСОСТІЙКИМИ НАКЛАДКАМИ З ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ  
НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ**

Спеціальність 05.02.01 – Матеріалознавство

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

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



\_\_\_\_\_  
Ю.А.Калінін

Науковий керівник Бриков Михайло Миколайович  
доктор технічних наук, професор

Запоріжжя - 2020

## АНОТАЦІЯ

*Калінін Ю.А.* «Підвищення ресурсу швидкозношуваних деталей зносостійкими накладками з високовуглецевої низьколегованої сталі». Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство. – Національний університет «Запорізька політехніка» МОН України, м. Запоріжжя, 2020.

Дисертаційну роботу присвячено вирішенню актуального науково-практичного завдання – вдосконаленню наявного зносостійкого матеріалу для умов механічного зношування (сталь 120Г3С2), режимів його обробки та раціонального засобу з'єднання з деталлю, що ремонтується.

В роботі висунуто низку нових наукових положень. Дістало подальший розвиток уявлення про мікроструктуру високовуглецевого нестабільного аустеніту, який зазнає деформаційного мартенситного перетворення в процесі абразивного зношування у безпосередній близькості від поверхні тертя. Вперше встановлено, що в умовах абразивного зношування аустеніт здатен повністю перетворюватися на мартенсит. Уточнено кінетику бейнітного перетворення високовуглецевого нестабільного аустеніту на початкових стадіях. Вперше встановлено, що в сталі із вмістом 1,2 %С, 2,6 %Mn і 1,5 %Si бейнітне перетворення при температурі 250 °С починається раніше, ніж через одну годину ізотермічної витримки. Вперше встановлено, що під час зварювання високовуглецевих низьколегованих сталей необхідно забезпечувати не уповільнене, а прискорене охолодження. Показано, що охолодження зварюваних елементів зі сталі 120Г3С2 у воді під час зварювання забезпечує утворення аустенітного прошарку впритул до границі сплавлення, який запобігає появі тріщин в зоні термічного впливу.

В першому розділі виконано аналітичний огляд досліджень зносостійкості сталей та чавунів за різних умов механічного зношування.

Показано, що механізм руйнування поверхневих шарів сталей та чавунів має втомну природу. Будь-яка ділянка на поверхні руйнується виключно під дією циклічних навантажень. У випадку абразивного зношування матеріал навантажується абразивними частинками, які контактують з поверхнею у дискретних точках. Точкове контактування обумовлює великі контактні напруження, що діють на матеріал. В залежності від співвідношення контактних напружень і межі плинності матеріалу інтенсивність зношування поверхні тертя може відрізнятись на декілька порядків. Якщо контактні напруження перевищують межу плинності, відбувається пластична деформація матеріалу поверхні (дряпання) і матеріал руйнується в режимі малоциклової втоми. Якщо контактні навантаження є меншими за межу текучості, але вищими за межу витривалості матеріалу, руйнування відбувається за режимом багатоциклової втоми.

Нестабільний залишковий аустеніт з великим вмістом вуглецю (більше 1% мас.) здатний до деформаційного мартенситного перетворення. Тому в умовах малоциклового зношування поверхневий шар матеріалу перетворюється в мартенсит деформації, який є більш зносостійким, ніж мартенсит гартування. Якщо зношування відбувається в багатоцикловому режимі, контактні напруження є недостатніми для пластичної деформації, деформаційне мартенситне перетворення нестабільного аустеніту не відбувається і він є менш зносостійким, ніж мартенсит гартування. На теперішній час існує гіпотеза утворення коміркової субструктури матеріалу, який утворюється в результаті фазового перетворення нестабільного аустеніту під час абразивного зношування, але ця гіпотеза потребує додаткового експериментального підтвердження. Це завдання є актуальним для матеріалознавства, виключно науковим і першим в роботі.

Платою за велику зносостійкість нестабільного залишкового високовуглецевого аустеніту є його низький опір розповсюдженню тріщин. Ізотермічна витримка аустеніту при 200-300 °C приводить до значного підвищення опірності розповсюдженню тріщин за рахунок стабілізації

аустеніту і утворення голчастоподібного бейнітного фериту. Недоліком такої обробки є дуже великий час витримки. На сьогодні актуальними є дослідження перетворення аустеніту на початкових етапах ізотермічної витримки з метою визначення мінімально достатнього часу перетворення з точки зору експлуатаційної придатності матеріалу. Це завдання є науково-практичним завданням матеріалознавства.

Існує актуальне науково-практичне завдання зварюваності загартованих зносостійких високовуглецевих низьколегованих сталей. Необхідно визначити науково обґрунтований засіб їх зварювання без втрати зносостійкості матеріалу як в навколошовній зоні, так і поза її межами.

Кінцевим завданням роботи є підвищення терміну експлуатації швидкозношуваних деталей промислового обладнання зносостійкими накладками з високовуглецевої низьколегованої сталі з метою практичної перевірки рішень попередніх завдань роботи.

У другому розділі наведено матеріали і методику досліджень. Роботу проведено з використанням сучасних експериментальних і розрахунково-аналітичних методів досліджень та експериментального обладнання, що дозволило одержати достовірні і надійні результати.

Третій розділ присвячено дослідженню приповерхневої зони сталі 120Г3С2 після абразивного зношування. Зразки гартували від температури 900 °С, що забезпечує структуру переважно нестабільного аустеніту. Нестабільність аустеніту призводить до фазового перетворення на поверхні тертя під час абразивного зношування. Це підтверджується співставленням дифрактограм матеріалу у вихідному стані і матеріалу зношеної поверхні. На дифрактограмі для зношеної поверхні  $\gamma$ -піки відсутні. Зважаючи на уширення  $\alpha$ -піків мартенсит деформації, що утворився на поверхні тертя, є більш zdeформованим, ніж мартенсит гартування. Також спостерігається зсув максимумів  $\alpha$ -піків до менших значень кутів, що свідчить про збільшення відстані між атомними площинами. Встановлено, що мікротвердість зношеної поверхні сягає 1400 HV 0.05.

Для дослідження впливу ізотермічної витримки на структуру сталі 120Г3С2 загартовані від 900 °С у воді зразки витримували при температурі 250 °С протягом 1, 2, 3, 6 и 12 годин. Після витримки досліджували мікроструктуру зразків, а також проводили вимірювання твердості. Встановлено, що бейнітне перетворення починається менше, ніж через годину після початку ізотермічної витримки загартованої від 900 °С сталі 120Г3С2. Твердість сталі під час ізотермічної витримки змінюється по кривій з мінімумом, який відповідає витримці 1 година.

У четвертому розділі розроблено засіб з'єднання загартованої сталі 120Г3С2 з низьколеговою конструкційною сталлю (дослідження проведено з використанням сталі 09Г2С). Обраним засобом з'єднання є зварювання з прискореним охолодженням зварюваних елементів у воді. Це дозволяє забезпечити формування аустенітного прошарку впритул до границі сплавлення. Досліджено зміну структури и твердості зони термічного впливу.

У п'ятому розділі проведено дослідження експлуатаційних властивостей зварних з'єднань високовуглецевої низьколегової сталі 120Г3С2, які виконано з прискореним охолодженням у воді. Проведено розривні випробування технологічних проб і стандартизованих зварних зразків (ДСТУ ISO 4136:2014). Встановлено, що міцність зварних з'єднань сталі 120Г3С2 і 09Г2С після зварювання з прискореним охолодженням у воді виявилася вищою, ніж міцність загартованих зразків сталі 120Г3С2.

Натурні випробування ремонтних зносостійких накладок із загартованої сталі 120Г3С2 проведено на відновлених бронях лінії дробометного очищення листового та профільного прокату 0134.00.000 ТОВ «Техвагонмаш», яка експлуатується на ПрАТ «Запоріжтрансформатор». В результаті натурних випробувань підтверджено достатню якість зварних з'єднань загартованої сталі 120Г3С2 після зварювання з прискореним охолодженням у воді. За час випробувань знос робочої поверхні пластин не був зафіксований. За результатами експлуатаційних випробувань технологію відновлення броней дробомету зносостійкими накладками із загартованої

високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 прийнято до впровадження на ПрАТ «Запоріжтрансформатор». Очікуваний річний економічний ефект складає 151 173,34 грн.

**Ключові слова:** високовуглецева низьколегована сталь, структуроутворення, аустеніт, мартенсит, бейніт, фазове перетворення, зварювання з прискореним охолодженням, механічне зношування, поверхня тертя.

## ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

**Наукові роботи, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:**

1. Калинин Ю.А., Брыков М.Н. Обеспечение качественной сварки износостойких сталей (обзор направлений). *Вісник ДДМА*. 2016. №2. С.138-141. **(Фахове видання)**
2. Kalinin Yu., Brykov M., Petryshynets I. et al. Structure of high-carbon steel after welding with rapid cooling. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2019. Vol 25, No 2. P.114-122. **(Scoups, Web of Science)**
3. Калинин Ю. А., Шумилов А. А., Петришинец И. и др. Структура околошовной зоны закалённой высокоуглеродистой стали после сварки с ускоренным охлаждением. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2019. № 1. С. 31-36. **(Фахове видання)**
4. Hesse O., Kalinin Yu., Petryshynets I. et al. Investigation on friction surface of high-carbon low-alloyed steel after abrasive wear. *Problems of Tribology*. 2019. Vol 24. No 3. P.22-28. **(Фахове видання)**
5. Калинин Ю.А., Брыков М.Н., Петришинец И. и др. Оценка качества соединений высокоуглеродистой низколегированной стали после сварки с

ускоренным охлаждением. *Наукові нотатки*. 2019. Вип. 67. С.58-63.  
(Фахове видання)

6. Калинин Ю. А., Петришинец И., Ефременко В. Г. и др. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали. *Вісник ХНАДУ*. 2020. Т. 1. вип. 88. С. 58-66. (Фахове видання)

**Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:**

7. Калинин Ю. А., Ефременко В. Г., Брыков М. Н. и др. Структура зон сплавления и термического влияния высокоуглеродистой низколегированной стали при ручной дуговой сварке с ускоренным теплоотводом. *Актуальные проблемы современной науки: сборник тезисов научных трудов XXXVIII Международной научно-практической конференции (Харьков–Вена–Берлин–Астана, 30 января 2019 г.)*. Международный научный центр развития науки и технологий, 2019. С.77-81. (Дистанційна участь).

8. Калінін Ю.А., Осіпов М.Ю., Андрущенко М.І. и др. Зносостійкість зони термічного впливу після зварювання з прискореним охолодженням високовуглецевої низьколегованої сталі. *Сучасні технології у промисловому виробництві (СТПВ-2019): матеріали VI Всеукр. наук.-технічн. конф., (м. Суми, 16-19 квітня 2019 р.)*. м.Суми, 2019. С.74. (Доповідь на конференції).

9. Калинин Ю. А., Брыков М. Н., Ефременко В. Г. Обработка сварных соединений высокоуглеродистых сталей. *Актуальные научные исследования в современном мире*. 2019. Вып. 6(50), Ч. 6. С.22-24. (По материалам конференции «Актуальные научные исследования в современном мире», Переяслав-Хмельницкий, 26-27 июня 2019 г.) (Дистанційна участь).

10. Калинин Ю.А., Брыков М.Н., Петришинец И. и др. Особенности разрушения высокоуглеродистой низколегированной стали с гетерогенной структурой. *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів: Збірка матеріалів XIV Міжнародної науково-технічної конференції (м. Запоріжжя, 08-10 жовтня 2019 р.)*

Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2019. С.150-152. (Доповідь на конференції).

11. Калинин Ю.А., Бриков М.М. Зварювання з прискореним охолодженням сталі 120Г3С2. Структура зон термічного впливу. *Проблеми зварювання та споріднених технологій*: матеріали Всеукр. конф. з міжнар. участю, що присвяч. 60-річчю каф. зварюв. вир-ва НУК (Миколаїв – Коблеве, 17-19 вересня 2019 р. НУК ім. адмірала Макарова). Миколаїв-Коблеве: Торубара В. В., 2019. – С.25. (Доповідь на конференції).

12. Калинин Ю. А., Петришинец И., Ефременко В. Г. и др. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали. *Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати* : матеріали міжнар. наук.- практ. конф. (м.Харків, 26-27 вересня 2019 р.). Харків: ПП «Видавничий будинок «Перлина», 2019. С.213-219. (Дистанційна участь).

## SUMMARY

*Kalinin Yu.A.* “Increasing the lifetime of parts under severe wear by wear resistant pads made of high-carbon low alloy steel”. Qualifying scientific work under rights of a manuscript.

The dissertation is intended for the Candidate of Technical Sciences degree by specialty 05.02.01 - Materials science. – “Zaporizhzhia Polytechnic” National University, Ministry of Education and Science of Ukraine, Zaporizhzhia, 2020.

The dissertation is devoted to the solution of the actual scientific and practical task – improvement of the wear-resistant material for the conditions of mechanical wear (120Mn3Si2 steel), modes of its processing and rational means of connection with the repaired part.

A number of new scientific propositions have been put forward in the work. The idea of the microstructure of high-carbon unstable austenite, which undergoes deformation martensitic transformation in the process of abrasive wear in the immediate vicinity of the friction surface, was further developed. It was first established that under conditions of abrasive wear, austenite is able to completely transform into martensite. The kinetics of bainite transformation of high-carbon unstable austenite in the initial stages is specified. It was found for the first time that in steel with a content of 1.2% C, 2.6% Mn and 1.5% Si bainitic transformation at a temperature of 250 °C begins earlier than one hour of isothermal holding. For the first time it was established that during welding of high-carbon low-alloy steels it is necessary to provide not slow, but accelerated cooling. It is shown that the cooling of welded elements made of steel 120Mn3Si2 in water during welding provides the formation of an austenitic layer close to the fusion layer, which prevents the appearance of cracks in the zone of thermal influence.

In the first section the analytical review of researches of wear resistance of steels and cast irons under various conditions of mechanical wear is carried out. It is shown that the mechanism of destruction of surface layers of steels and cast irons has a fatigue nature. Any area on the surface collapses only under the action of cyclic loads. In the case of abrasive wear, the material is loaded with abrasive particles that come into contact with the surface at discrete points. Point contact causes large contact stresses acting on the material. Depending on the ratio of contact stresses and the yield strength of the material, the intensity of wear of the friction surface can vary by several orders of magnitude. If the contact stresses exceed the yield strength, there is a plastic deformation of the surface material (scratching) and the material is destroyed in the mode of low-cycle fatigue. If the contact loads are less than the yield strength but higher than the strength of the material, the failure occurs in the mode of multicycle fatigue.

Unstable residual austenite with a high carbon content (more than 1% wt.) is capable of deformation martensitic transformation. Therefore, under conditions of

low-cycle wear, the surface layer of the material is converted into deformation martensite, which is more wear-resistant than hardening martensite. If the wear occurs in a multi-cycle mode, the contact stresses are insufficient for plastic deformation, the deformation martensitic transformation of unstable austenite does not occur and it is less wear-resistant than the hardening martensite. At present, there is a hypothesis of the formation of the cellular substructure of the material, which is formed as a result of phase transformation of unstable austenite during abrasive wear, but this hypothesis requires additional experimental confirmation. This task is relevant for materials science, exclusively scientific and the first in the work.

The payment for high wear resistance of unstable residual high-carbon austenite is its low resistance to crack propagation. Isothermal exposure of austenite at 200-300 °C leads to a significant increase in resistance to crack propagation due to the stabilization of austenite and the formation of needle-like bainite ferrite. The disadvantage of this treatment is a very long exposure time. Today, the study of austenite transformation in the initial stages of isothermal exposure is relevant in order to determine the minimum sufficient conversion time in terms of serviceability of the material. This task is a scientific and practical task of materials science.

There is an urgent scientific and practical problem of weldability of hardened wear-resistant high-carbon low-alloy steels. It is necessary to determine a scientifically sound means of welding them without losing the wear resistance of the material both in the surrounding area and outside it.

The ultimate goal of the work is to increase the service life of fast-wearing parts of industrial equipment with wear-resistant pads made of high-carbon low-alloy steel in order to practically test the solutions of previous tasks.

The second section presents the materials and methods of research. The work was carried out using modern experimental and calculation-analytical research methods and experimental equipment, which allowed obtaining reliable and reliable results.

The third section is devoted to the study of the near-surface zone of steel 120Mn3Si2 after abrasive wear. The samples were hardened from a temperature of 900 °C, which provides a structure of predominantly unstable austenite. Instability of austenite leads to phase transformation on the friction surface during abrasive wear. This is confirmed by comparing the diffractograms of the material in the original state and the material of the worn surface. There are no  $\gamma$ -peaks on the worn surface diffraction pattern. Due to the broadening of the  $\alpha$ -peaks, the deformation martensite formed on the friction surface is more deformed than the hardening martensite. There is also a shift of the maxima of  $\alpha$ -peaks to smaller values of angles, which indicates an increase in the distance between the atomic planes. It is established that the microhardness of the worn surface reaches 1400 HV 0.05.

To study the effect of isothermal exposure on the structure of steel 120G3S2 hardened from 900 °C in water samples were kept at a temperature of 250 °C for 1, 2, 3, 6 and 12 hours. After exposure, the microstructure of the samples was examined, and hardness measurements were performed. It was found that the bainite transformation begins less than an hour after the start of isothermal holding of hardened from 900 °C steel 120Mn3Si2. The hardness of steel during isothermal exposure varies along the curve with a minimum corresponding to the exposure time of 1 hour.

In the fourth section, a tool for connecting hardened steel 120Mn3Si2 with low-alloy structural steel (the study was conducted using steel 09Mn2Si). The chosen means of connection is welding with accelerated cooling of welded elements in water. This allows the formation of the austenitic layer close to the fusion boundary. The change in the structure and hardness of the thermal zone is investigated.

In the fifth section, a study of the performance properties of welded joints of high-carbon low-alloy steel 120Mn3Si2, which is made with accelerated cooling in water. Tensile tests of technological probes and standardized welded samples (DSTU ISO 4136: 2014) were performed. It was found that the strength of welded

joints of steels 120Mn3Si2 and 09Mn2Si after welding with accelerated cooling in water was higher than the strength of hardened samples of steel 120Mn3Si2.

Field tests of repair wear-resistant linings made of hardened steel 120Mn3Si2 were carried out on the restored armor of the line of shot blasting of sheet and profile rolled 0134.00.000 LLC "Tekhvagonmash", which is operated by PJSC "Zaporizhtransformator". As a result of field tests, the quality of welded joints of hardened steel 120G3S2 after welding with rapid cooling in water was confirmed. During the tests, the wear of the working surface of the plates was not observed. According to the results of operational tests, the technology of restoration of shotgun armor with wear-resistant pads made of hardened high-carbon low-alloy steel 120Mn3Si2 was adopted for implementation at PJSC "Zaporizhtransformator". The expected annual economic effect is UAH 151173.34.

**Keywords:** high-carbon low-alloy steel, structure formation, austenite, martensite, bainite, phase transformation, welding with rapid cooling, mechanical wear, friction surface.

## **PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION**

**Scientific works in which the main scientific results of the dissertation are published:**

1. Kalinin Yu.A., Brykov M.N., Ensuring high-quality welding of wear-resistant steels (review of directions). *Bulletin of the DSEA*. 2016. №2. P.138-141.
2. Kalinin Yu., Brykov M., Petryshynets I., et al. Structure of high-carbon steel after welding with rapid cooling. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2019. Vol 25, No 2. P.114-122. **(Scoups, Web of Science)**
3. Kalinin Yu. A., Shumilov A.A., Petrishinets I. et al. V. The structure of the seam zone of hardened high-carbon steel after welding with accelerated cooling.

*New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. 2019. № 1. pp. 31–36.

4. Hesse O., Kalinin Yu., Petryshynets I. et al. Investigation on friction surface of high-carbon low-alloyed steel after abrasive wear. *Problems of Tribology*. 2019. Vol 24. No 3. P.22-28.

5. Kalinin Yu.A., Brykov M.N., Petrishinets I. et al. Evaluation of the quality of high-carbon low-alloy steel joints after welding with accelerated cooling. *Scientific notes*. 2019. Vip. 67. P.58-63.

6. Kalinin Yu. A., Petrishinets I., Efremenko V.G. et al. Influence of isothermal treatment on the microstructure of austenite-hardened high-carbon low-alloy steel. *Bulletin of the KhNADU*. 2020. T. 1. Issue 88. P.58-66.

**Scientific works that certify the approbation of the dissertation materials:**

7. Kalinin Yu. A., Efremenko V.G., Brykov M.N. et al. The structure of the zones of fusion and thermal influence of high-carbon low-alloy steel in manual arc welding with accelerated cooling. *Actual problems of modern science: a collection of abstracts of scientific works of the XXXVIII International scientific-practical conference (Kharkov-Vienna-Berlin-Astana, 30 January 2019)*. International Research Center for the Development of Science and Technology, 2019. P.77-81.

8. Kalinin Yu.A., Osipov M.Yu., Andrushchenko M.I. et al. Wear resistance of the heat affected zone after welding with accelerated cooling of high-carbon low-alloy steel. *Modern technologies in industrial production (STPV-2019)*, VI All-Ukrainian scientific and technical conf., Sumy, April 16-19, 2019. P.74.

9. Kalinin Yu. A., Brykov M.N., Efremenko V.G. Processing of welded joints of high-carbon steels. *Current scientific research in the modern world*. 2019. Issue. 6 (50), Ch. 6. S.22-24. (Based on the materials of the conference "Current research in the modern world", Pereyaslav-Khmelnytsky, June 26-27, 2019)

10. Kalinin Yu.A., Brykov M.N., Petrishinets I. et al. Peculiarities of destruction of high-carbon low-alloy steel with a heterogeneous structure. *New steels and alloys and methods of their processing to increase the reliability and*

*durability of products*: Proceedings of the XIV International Scientific and Technical Conference, Zaporozhye, October 8-10, 2019. Zaporozhye: NU "ZP", 2019. P.150-152.

11. Kalinin Yu.A., Brykov M.N. Welding with accelerated cooling of steel 120Mn3Si2. The structure of thermal zones. *Problems of welding and related technologies: materials* All-Ukrainian conf. with international participation, dedicated to. 60th anniversary of the welding dept. of NUS, September 17-19, 2019. NUS by Admiral Makarov. Mykolayiv ; Kobleve: Torubara V.V., 2019. - P.25.

12. Kalinin Yu. A., Petrishinets I., Efremenko V.G. et al. Influence of isothermal treatment on the microstructure of austenite-hardened high-carbon low-alloy steel. *Modern materials science: ideas, solutions, results: materials intern. scientific-practical Conf.*, September 26-27, 2019, KhNADU. Kharkiv: PE "Pearl Publishing House", 2019. P.213-219.

## ЗМІСТ

Перелік скорочень, умовних позначень.....	17
Вступ.....	18
Розділ 1 Дослідження зношування металів і проблема використання зносостійких матеріалів.....	24
1.1 Методи випробувань матеріалів на знос і зносостійкість сталей та чавунів за різних умов зношування.....	24
1.2 Останні досягнення в галузі матеріалознавства сталей, що володіють високою зносостійкістю в умовах абразивного зношування.....	35
1.3 Бейніт в зносостійких сталях.....	42
1.4 Проблема зварюваності сталей високої зносостійкості.....	43
1.5 Висновки і завдання дослідження.....	44
Розділ 2 Матеріали і методики.....	47
2.1 Використані матеріали.....	48
2.2 Випробувальні прилади і методи досліджень.....	51
2.3 Статистична обробка результатів вимірювань.....	54
Розділ 3 Дослідження впливу зношування і термічної обробки на структуру високовуглецевої низьколегованої сталі.....	55
3.1 Структура матеріалу підповерхневих шарів після абразивного зношування.....	58
3.2 Дослідження зношеної поверхні засобами електронної мікроскопії.....	63
3.3 Вплив ізотермічної витримки на структуру загартованої сталі.....	66
3.4 Висновки.....	73
Розділ 4 Розроблення засобу зварювання загартованої високовуглецевої низьколегованої сталі.....	75

4.1 Обґрунтування засобу зварювання термічно оброблених високовуглецевих заевтектоїдних сталей для забезпечення високої якості зварного з'єднання.....	75
4.2 Дослідження структури зони термічного впливу модельного зварного з'єднання загартованої високовуглецевої сталі після зварювання з прискореним охолодженням.....	77
4.3 Дослідження структури зони термічного впливу загартованої високовуглецевої сталі після ручного дугового зварювання з охолодженням у воді.....	86
4.4 Дослідження структури зони термічного впливу після зварювання високовуглецевої сталі з охолодженням у воді та подальшої термічної обробки.....	92
4.5 Висновки.....	100
Розділ 5 Дослідження експлуатаційних властивостей зварних з'єднань високовуглецевої низьколегованої сталі.....	102
5.1 Механічні випробування зварних з'єднань високовуглецевої низьколегованої сталі після зварювання з прискореним охолодженням.....	102
5.2 Експлуатаційні випробування натурних деталей, які відновлено зносостійкими накладками з високо вуглецевої низьколегованої сталі.....	117
5.3 Висновки.....	127
Висновки.....	128
Список використаних джерел .....	131
Додаток А.....	146
Додаток Б. Перелік опублікованих робіт за темою дисертації .....	148

**ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ, УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ**

M <sub>p</sub>	–	Температура початку мартенситного перетворення
HV0.05	–	Мікротвердість за Вікерсом (навантаження 50 г)
HV0.3	–	Твердість за Вікерсом (навантаження 300 г)
HV0.5	–	Твердість за Вікерсом (навантаження 500 г)
% мас.	–	Масові відсотки
A <sub>1</sub>	–	Температура фазового перетворення
A <sub>cm</sub>	–	Температура переходу до однофазної області
ε	–	Відносна зносостійкість
ЗТВ	–	Зона термічного впливу

## ВСТУП

Сучасний стан економіки України потребує ефективного вирішення завдань ремонту промислового обладнання і продовження його терміну експлуатації при мінімальних капіталовкладеннях. Знос деталей є однією з основних причин зупинок обладнання і призводить щонайменше до недоодержання товарної продукції за період ремонтних робіт, а також до додаткових витрат матеріальних ресурсів на придбання змінних частин.

### **Актуальність роботи.**

На теперішній час у розпорядженні фахівців є широкий арсенал засобів підвищення зносостійкості деталей обладнання. Дослідженню зносостійкості матеріалів присвячено велику кількість робіт вітчизняних і зарубіжних дослідників, найбільш відомими серед яких є Е.Д. Браун (Э.Д. Браун), М.М. Бриков (Н.Н. Брыков), М.О. Буше (Н.А. Буше), І.О. Буяновський (И.А. Буяновский), В.Г. Єфременко (В.Г. Ефременко), Л.Г. Коршунов, О.В. Макаров (А.В. Макаров), Л.С. Малінов (Л.С. Малинов), М.К. Мишкін (Н.К. Мышкин), В.С. Попов, В.М. Счастливцев, М.М. Хрущов, А.В. Чичинадзе, R. Bayer, V. Bhushan, K. Hokkirigawa, K. Kato, E. Rabinowicz, G. V. Stachowiak, A. A. Torrance, J. H. Tylczak, K. Zum Gahr. Здебільшого йдеться про використання зносостійких сплавів раціонального складу для виготовлення швидкозношуваних деталей. Але є певні випадки, коли потрібен локальний захист від зношування, тому виготовляти всю деталь із зносостійкого матеріалу недоцільно.

Відомими є способи локального захисту поверхонь тертя швидкозношуваних деталей: наплавленням зносостійких матеріалів або напайкою пластин з твердих сплавів. Ці способи дозволяють значно знижувати знос, але мають досить суттєві обмеження у використанні, а саме: невеликий розмір зносостійких пластин, неможливість їх зварювання, дуже висока вартість матеріалу. У випадку наплавлення питання вартості

матеріалів є менш актуальним, проте продовження терміну роботи плоских деталей, що зазнали наскрізного зносу, є неможливим. За умов наскрізного зносу доцільно було б використовувати ремонтні накладки зі зносостійкого матеріалу.

Таким чином, розроблення нового або вдосконалення наявного зносостійкого матеріалу для ремонтних накладок, вдосконалення режимів його обробки на високу зносостійкість та розроблення раціонального засобу з'єднання з деталлю, що ремонтується, є актуальним науково-практичним завданням матеріалознавства.

### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.**

Тема дисертації є пов'язаною із тематикою науково-дослідних робіт, що виконувались на кафедрі обладнання і технології зварювального виробництва Національного університету «Запорізька політехніка»:

- ДБ 02712 № д.р. 0112U002021 «Дослідження закономірностей зв'язку між зносостійкістю високовуглецевих низьколегованих сталей і їх складом, структурою та іншими властивостями» (2012-2014 р.р.);

- ДБ 02715 № д.р. 0115U004671 «Забезпечення надійності та зносостійкості матеріалів і деталей машин та обладнання, що експлуатуються в екстремальних умовах» (2015-2018 р.р.).

Також тема роботи є пов'язаною із тематикою науково-дослідної роботи «Технологічний розвиток як складова інноваційного розвитку економіки України» № д.р. 0119U100396 (2019 р.), в якій автор прийняв участь як виконавець.

### **Мета і завдання роботи.**

Метою роботи було дослідження структури і властивостей наявного матеріалу високої якості, а саме високовуглецевої низьколегованої сталі 120ГЗС2, вдосконалення режимів її обробки і визначення засобу з'єднання з матеріалами, що підлягають захисту від інтенсивного механічного зношування.

**Для досягнення мети роботи необхідно було вирішити такі завдання:**

- дослідити поверхню зношування і тонку структуру підповерхневих шарів сталі 120Г3С2, загартовану на залишковий аустеніт та піддану абразивному зношуванню;
- дослідити структурні зміни сталі 120Г3С2 на початкових етапах ізотермічної витримки за температур проміжного розпаду аустеніту;
- визначити науково обґрунтований засіб з'єднання загартованої сталі 120Г3С2 без втрати зносостійкості матеріалу;
- підвищити термін експлуатації швидкозношуваної деталі промислового обладнання зносостійкими накладками з високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 з метою практичної перевірки рішень перших трьох завдань роботи.

*Об'єкт дослідження* – процеси структуроутворення в поверхневому шарі і в об'ємі високовуглецевої низьколегованої сталі після різних режимів термічного і механічного впливу.

*Предмет дослідження* – вплив інтенсивного механічного зношування, ізотермічної витримки та прискореного охолодження під час зварювання на структуру і властивості сталі 120Г3С2.

*Методи дослідження* – лабораторні випробування на абразивне зношування (відтворення зміцненої поверхні для її подальших досліджень), оптична і сканувальна електронна мікроскопія (дослідження макро- і мікроструктури матеріалу, а також поверхні тертя), вимірювання макро- і мікротвердості матеріалу в об'ємі і на поверхні тертя, механічні випробування зварних зразків, натурні випробування відновлених деталей. Лабораторні випробування на абразивне зношування проводили на установці, що створено в НУ «Запорізька політехніка», і яка впродовж тривалого часу використовується для проведення науково-дослідних робіт. Натурні випробування відтворювали оригінальні умови експлуатації відновленої деталі. Всі інші використані методи досліджень і відповідне

обладнання є стандартизованими і атестованими. Таким чином, забезпечено достовірність отриманих результатів та висновків.

### **Наукова новизна.**

1. Дістало подальший розвиток уявлення про мікроструктуру високовуглецевого нестабільного аустеніту, який зазнає деформаційного мартенситного перетворення в процесі абразивного зношування у безпосередній близькості від поверхні тертя. Вперше встановлено, що навіть після гранично можливого ступеня наклепу аустеніт здатен повністю перетворюватися на мартенсит.

2. Уточнено кінетику бейнітного перетворення високовуглецевого нестабільного аустеніту на початкових стадіях. Вперше встановлено, що в сталі із вмістом 1,2 %C, 2,6 %Mn і 1,5 %Si бейнітне перетворення при температурі 250 °C починається раніше, ніж через одну годину ізотермічної витримки.

3. Вперше встановлено, що під час зварювання високовуглецевих низьколегованих сталей необхідно забезпечувати не уповільнене, а прискорене охолодження. Показано, що охолодження зварюваних елементів зі сталі 120Г3С2 у воді під час зварювання забезпечує утворення аустенітного прошарку впритул до границі сплавлення, який запобігає появі тріщин в зоні термічного впливу.

**Обґрунтованість і достовірність наукових положень, висновків і рекомендацій** забезпечується коректним застосуванням сучасних методів досліджень; узгодженістю отриманих експериментальних результатів і наукових положень з загальноприйнятими матеріалознавчими уявленнями про структуру високовуглецевих низьколегованих сталей; дослідно-промисловою перевіркою результатів, що отримано у роботі.

### **Практична значущість отриманих результатів.**

1. Встановлено, що зварювання з прискореним охолодженням дозволяє отримувати зварні з'єднання, які є міцнішими за основний матеріал ремонтних накладок із загартованої сталі 120Г3С2.

2. Сформульовано рекомендації щодо раціональної послідовності операцій з виготовлення ремонтних накладок зі сталі 120Г3С2, зварювання, а також післязварювальної обробки в залежності від умов експлуатації деталей.

3. За результатами роботи розроблено і впроваджено на ПрАТ «Запоріжтрансформатор» технологію ремонту зношених броней лінії дробометного очищення листового та профільного прокату з очікуваним річним економічним ефектом 151 173,34 грн.

### **Особистий внесок здобувача.**

Усі викладені в дисертації результати дослідження структури і властивостей зразків отримано автором особисто. Усі нові наукові положення також сформульовано ним особисто із консультаціями з боку наукового керівника. У роботах, опублікованих у співавторстві, здобувачеві належать:

- огляд перспективних напрямів забезпечення якісного зварювання зносостійких сталей [125];

- дослідження макро- і мікроструктури зон термічного впливу після зварювання високовуглецевої низьколегованої сталі з прискореним охолодженням [126, 127, 131, 135];

- дослідження мікроструктури високовуглецевої низьколегованої сталі після ізотермічної обробки [130, 136];

- обґрунтування режиму післязварювальної обробки високовуглецевої низьколегованої сталі [133];

- дослідження поверхні тертя високовуглецевої низьколегованої сталі після абразивного зношування [128];

- дослідження механічних властивостей зварених зразків [129, 134];

- аналіз впливу прискореного охолодження під час зварювання на зносостійкість зони термічного впливу високовуглецевої низьколегованої сталі [132].

В усіх працях автор брав участь в обробці, аналізі, узагальненні результатів експериментів, роботі над публікаціями.

#### **Апробація результатів роботи.**

За результатами роботи зроблено доповіді на міжнародних науково-технічних конференціях «Актуальні проблеми сучасної науки» (Харків-Відень-Берлін-Астана, 30 січня 2019 р.), «Сучасні технології у промисловому виробництві (СТПВ-2019)» (Суми, 16-19 квітня 2019 р.), «Актуальні наукові дослідження в сучасному світі» (Переяслав-Хмельницький, 26-27 червня 2019 р.), «Проблеми зварювання та споріднених технологій» (Миколаїв-Коблеве, 17-19 вересня 2019 р.), «Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати» (Харків, 26-27 вересня 2019 р.), «Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (Запоріжжя, 08-10 жовтня 2019 р.)

#### **Публікації.**

За темою дисертації опубліковано 12 робіт, у тому числі 1 статтю у міжнародному науковому журналі, який входить до наукометричних баз **Scopus** та **Web of Science**, 5 статей у фахових наукових журналах України, 6 тез конференцій.

Роботу виконано в НУ «Запорізька політехніка» на кафедрі «Обладнання і технології зварювального виробництва».

Автор висловлює вдячність науковому керівникові д-ру техн. наук, професору М. М. Брикову за велику допомогу у проведенні роботи, завжди корисні і вчасні поради.

## РОЗДІЛ 1

### ДОСЛІДЖЕННЯ ЗНОШУВАННЯ МЕТАЛІВ І ПРОБЛЕМА ВИКОРИСТАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ

Зношування деталей і вузлів тертя є на теперішній час одним з головних чинників виходу з експлуатації промислового обладнання. Ремонти та заміна зношених деталей призводять до кратного підвищення вартості продукції. Затрати на ремонти підвищуються щорічно поряд зі зростанням обсягів виробництва. Отже, збільшення зносостійкості деталей, які в процесі експлуатації зазнають інтенсивного зношування, може призвести до такої економії коштів, яка може бути на рівні введення в експлуатацію нових виробничих потужностей [1].

1.1 Методи випробувань матеріалів на знос і зносостійкість сталей та чавунів за різних умов зношування

Умови зношування певної деталі можуть змінюватися в дуже великих межах в залежності від механізму руйнування поверхні тертя. Існує досить велике різноманіття класифікацій видів зношування [2-6], тим не менш, кожна з них відокремлює механічне зношування як таке, інтенсивність якого на порядки перевищує інтенсивність усіх інших видів зношування. У свою чергу механічне зношування можна класифікувати в залежності від здатності контртіла пластично деформувати (дряпати) поверхню, що зношується. Якщо пластична деформація поверхні має місце, то руйнування відбувається в так званому малоцикловому режимі. Дряпання здебільшого перебігає через дію твердих мінеральних абразивних частинок, тому таке зношування називають абразивним. Оскільки механічне зношування є найінтенсивнішим серед всіх

видів зношування, а абразивне є найінтенсивнішим серед механічних видів, природно, що абразивне зношування є найінтенсивнішим видом зношування взагалі. Впродовж тривалого часу втрати від абразивного зношування оцінюють не менше ніж в 50% від усіх втрат, що по'язані зі зносом [4, 7].

В залежності від глибини занурення абразиву у матеріал поверхні відрізняють три режими дряпання [4, 8, 9]: *ploughing* (оранка), *wedge formation* (клиноутворення), *cutting* (різання). Режими змінюють одне одного зі збільшенням глибини занурення індентора певного постійного розміру у поверхню тертя. Критична ступінь занурення, коли відбувається зміна режиму з *ploughing* на *wedge formation* не залежить від твердості матеріалу. Але критичний ступінь проникнення, якому відповідає перехід до різання, зменшується зі збільшенням твердості. До майже аналогічного висновку дійшли автори [10], різниця полягає лише у тому, що запропоновано чотири режими (*cutting, flaking, wedge formation* і *ploughing*).

Передбачити знос (втрату матеріалу) впродовж одиничного дряпання можливо, але абразивне зношування є результатом багатьох одиничних дряпань. Результат кожного з них залежить від багатьох факторів, які змінюються випадково, отже передбачити знос матеріалу в реальних умовах абразивного зношування за результатами одиничного дряпання в принципі неможливо [11].

Коли абразивна частинка дряпає поверхню тільки 10...15% матеріалу видаляється з цієї поверхні під час одиничної взаємодії з твердими зернами. Більшість з них пластично деформує метал, і він видавлюється по боках подряпин у вигляді навалів. Матеріал в навалах є пластично деформованим (наклепаним) і під час повторної взаємодії з абразивом він або наклепується далі, або видаляється у вигляді продуктів зношування якщо ступінь зміцнення досягла граничного значення. Таким чином, під час абразивного зношування матеріал руйнується в режимі малоциклової втоми [12-14].

Коли матеріал поверхні тертя руйнується в режимі малоциклової втоми, його зносостійкість залежить головним чином від твердості і пластичності.

Але низка моделей абразивного зношування спрощено розглядають процес як взаємодію множинних твердих конусів, які дряпають поверхню з більш м'якого матеріалу за умови постійної глибини занурення [2, 4]. В той же час урахування явищ малоциклової втоми дозволяє передбачувати коефіцієнт зносу за механічними властивостями металу, профілем абразиву, а також конфігурацією полів ліній ковзання [15].

В узагальненій моделі швидкості і енергії зношування [16] абразивні частинки уявляються як конуси з круглими вершинами. Верифікацію моделі проведено на високовуглецевій сталі, яку загартовано на мартенсит. Досліджували вплив розміру зерен і повторного ковзання на величину зносу.

В результаті стохастичного моделювання швидкості зношування [17] отримано задовільне співвідношення розрахункових і експериментальних даних під час абразивного зношування незакріпленими частинками круглої форми.

Необхідно відзначити, що кожен з моделей процесу абразивного зношування побудовано за досить жорстких припущень і верифіковано за вже відомими експериментальними даними. Якщо умови зношування суттєво зміняться, наприклад у присутності води [18, 19], хімічно активних речовин [20, 21] або інших факторів природа процесу зношування може докорінно змінитися. У цьому випадку отримані моделі будуть вже неадекватними, і процес моделювання треба буде повторювати знов з урахуванням вже нових параметрів трибосистеми. Таким чином, моделювання процесу зношування з метою кількісно передбачати знос сталей та чавунів у широкому колі умов зношування не є перспективним шляхом. Єдиною можливістю побудови більш-менш адекватної системи знань щодо зносостійкості матеріалів є експериментальне дослідження їх опірності зношуванню.

Випробування матеріалів на знос зазвичай ускладнюються певними методологічними труднощами, оскільки зносостійкість матеріалів залежить як від їх властивостей, так і від умов зношування. Оскільки отримати постійні умови тертя зазвичай досить складно навіть в лабораторії,

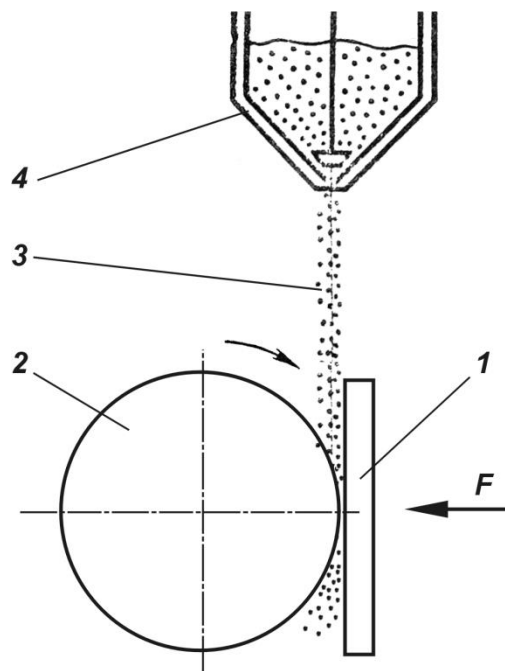
результати випробувань на знос одного і того ж зразка можуть коливатися в дуже широких межах – до десятків відсотків. Якщо ж випробування відбуваються у виробничих умовах, то розкид результатів може досягати ста відсотків при випробуваннях на одному підприємстві і декількох сотень відсотків якщо випробування відбуваються на різних підприємствах навіть на одному і тому ж технологічному циклі [22]. Незважаючи на це, важливість натурних випробувань складно переоцінити, оскільки максимально достовірні відомості про зносостійкість матеріалів можуть бути отриманими тільки в натурних умовах експлуатації [23].

Фундаментальні дослідження впливу властивостей матеріалів на їх зносостійкість проводять за допомогою лабораторних методів випробувань. Під час лабораторних випробувань здебільшого прагнуть відтворити основний механізм зношування, нехтуючи безліччю менш важливих факторів [24]. Лабораторні випробування надають можливість отримувати загальні закономірності зношування, тобто залежності зносостійкості матеріалів від їх властивостей. Відомості щодо закономірностей зношування мають велике значення для теорії і практики використання зносостійких матеріалів.

Абразивне зношування сталей та інших металевих матеріалів виконують за двома основними схемами, а саме випробування закріпленим і незакріпленим абразивом. Під час випробування закріпленим абразивом відбувається знос зразка, який притискується до абразивної поверхні певним навантаженням. Абразивною поверхнею може слугувати, наприклад, абразивна полотнина, шліфувальний круг або інша поверхня із жорстко закріпленими абразивними частинками. Різновидом випробувань закріпленим абразивом є випробування стиснутим стовпом абразивної маси. Зарубіжна класифікація використовує термін “*two-body abrasion*” як еквівалентний до випробувань закріпленим абразивом.

Випробування незакріпленим абразивом проводяться таким чином: між двома поверхнями, які рухаються одна відносно іншої, знаходиться абразив у

вигляді вільних частинок. Номінально такі частинки не є закріпленими на будь-якої з поверхонь, через це, ймовірно, така схема випробувань і отримала свою назву. Навантаження передається через одну з контактуючих поверхонь за допомогою, наприклад, регульованої важільної системи. Найбільш розповсюдженою установкою для випробувань незакріпленим абразивом є машина Брінелля-Хаворта (рис. 1.1). В зарубіжній класифікації випробування незакріпленим абразивом називають “*three-body abrasion*”.



1 – зразок; 2 – резинове колесо; 3 – абразив; 4 – бункер

Рисунок 1.1 – Схема машини Брінелля-Хаворта [25]

Багато робіт присвячено дослідженням залежності швидкості зношування від розміру абразивних частинок [26-29]. Встановлено, що до певного критичного розміру частинок швидкість зношування збільшується зі збільшенням розміру зерен. Якщо розмір абразиву збільшується і далі, швидкість зношування стабілізується на певному рівні. Також встановлено, що критичний розмір абразиву не залежить від швидкості ковзання, навантаження і попередньої деформації матеріалу.

Якщо розмір абразиву зменшується нижче певного нижнього критичного розміру, режим зношування змінюється за рахунок зменшення контактних напружень. Вірогідно, відбувається перехід з режиму малоциклової втоми на режим багатоциклової втоми (“*sliding wear*”).

Вплив твердості абразиву на знос матеріалів досліджено в багатьох роботах [30 та ін.]. Встановлено, що знос певного матеріалу може коливатися в дуже широких межах в залежності від абразиву. Більш м'які абразиви зношують метал в режимі пластичного передеформування, а вірогідність мікрорізання є невеликою. Зі збільшенням твердості абразиву вірогідність мікрорізання збільшується, що природно викликає збільшення інтенсивності зношування. Крім твердості абразиву на швидкість зношування також суттєво впливає форма гранів та міцність частинок [31, 32]. Якщо в частинках абразивної суміші є гострі грані, то вірогідність мікрорізання також збільшується.

Серед властивостей матеріалу, від яких значно залежить зносостійкість, в першу чергу потрібно відзначити твердість, хоча деякі дослідники зазначають, що за однієї і той же твердості більш міцні сплави володіють більшою зносостійкістю [33]. З урахуванням того, що під час абразивного зношування відбувається суттєве нагрівання поверхні тертя, слід вважати, що зносостійкість матеріалу, у тому числі сплавів на основі заліза, залежить також від твердості при температурі експлуатації [34, 35]. Крім твердості на зносостійкість впливає багато інших чинників, отже однозначної залежності зносостійкості матеріалів від твердості не існує [36]. Серед багатьох факторів, які впливають на зносостійкість залізовуглецевих сплавів крім твердості слід відзначити в'язкість руйнування [37]. Через велику кількість чинників, які впливають на зносостійкість крім твердості, вважається, що між твердістю та іншими механічними характеристиками і зносостійкістю не існує однозначної залежності [38].

Відсутність залежності зносостійкості залізовуглецевих сплавів суто від механічних властивостей є цілком природним явищем, оскільки при зміні

хімічного складу сплаву його механічні властивості змінюються неоднозначно. В той же час у певних випадках має місце залежність зносостійкості від складу сплавів.

Серед хімічних елементів, які чинять найбільший вплив на зносостійкість сплавів на основі заліза, необхідно відзначити вуглець. Вплив вуглецю на зносостійкість є особливо суттєвим для загартованих сталей, але збільшення зносостійкості загартованих сталей відбувається тільки до евтектоїдного вмісту вуглецю [39, 40]. Легування є ще одним фактором, який впливає на зносостійкість [41].

Загальнорозповсюдженою думкою є така, що серед усіх структур залізовуглецевих сплавів найбільшою зносостійкістю володіє мартенсит, отже для досягнення високої зносостійкості залізовуглецеві сплави необхідно гартувати на максимальну твердість [42]. Оскільки використовувати загартовані невідпущені деталі, як правило, неможливо через неприйнятну крихкість, їх піддають відпуску. Але відпуск значно знижує зносостійкість, і чим вище температура відпуску, тим сильніше відбувається зниження зносостійкості [43]. Таким чином, мартенсит у невідпущеному стані володіє достатньою зносостійкістю, але використати цей ресурс на практиці зазвичай неможливо; деталі відпускають, що неминуче знижує зносостійкість.

Альтернативою мартенситу з точки зору зносостійкості можуть бути тільки аустеніт і бейніт, оскільки ферит апіорі є низькозносостійкою структурною складовою. Бейніт отримують ізотермічною витримкою. Підвищеною твердістю володіє нижній бейніт, який утворюється за умов витримки при температурі, що є ненабагато вище за температуру мартенситного перетворення аустеніту. Недоліком такої термообробки є дуже тривала витримка, що може перевищувати  $10^3 \dots 10^4$  с. Оскільки зносостійкість бейніту в деяких випадках нижче, ніж мартенситу [44, 45], до останнього часу вважали, що використовувати сплави із структурою бейніту в умовах абразивного зношування є недоцільним [25].

За певних умов аустеніт може володіти зносостійкістю, вищою за мартенсит [46-48]. Аустенітну структуру можна отримати в дуже широкому діапазоні концентрацій легувальних елементів і вуглецю. Вміст вуглецю в аустеніті навіть може досягати 2,14% за відсутності інших легувальних елементів. Отже в залежності від концентрації легувальних елементів вміст вуглецю в аустеніті може коливатися в дуже широких межах.

Змінюючи баланс вуглецю і легувальних елементів можливо змінювати температуру початку мартенситного перетворення аустеніту ( $M_p$ ). Якщо  $M_p$  знизити до тієї температури, до якої провадять охолодження під час гартування, тоді аустеніт не перетвориться в мартенсит і повністю залишиться в структурі – так званий залишковий аустеніт. Практично важливою властивістю такого аустеніту є здібність перетворюватися на мартенсит під час пластичної деформації. В умовах абразивного зношування така пластична деформація відбувається у поверхневому шарі аустеніту, який дряпають абразивні частинки, і тонкий шар мартенситу деформації постійно утворюється на поверхні тертя в процесі абразивного зношування. Це явище значно підвищує зносостійкість, але тільки за умови, що аустеніт є нестабільним, тобто здатним до деформаційного мартенситного перетворення. Зниження  $M_p$  призводить до стабілізації аустеніту, і коли  $M_p$  досягає певної температури аустеніт вже не може перетворюватися в мартенсит за будь-якого ступеня пластичної деформації. Таким чином, за певної постійної концентрації вуглецю збільшення ступеню легуваності аустеніту знижує  $M_p$ , стабілізує аустеніт і, як наслідок, призводить до зниження зносостійкості при абразивному зношуванні [25]. Серед багатьох робіт, об'єктом уваги яких є нестабільний аустеніт, необхідно відзначити праці проф. Л. С. Малінова з колегами, які присвячено всебічним дослідженням зносостійкості та інших експлуатаційних властивостей аустеніту в залежності від його легування та ступеню стабільності [49-53].

Підвищення зносостійкості залізовуглецевих сплавів можливо не лише за рахунок металевої матриці, а також при підвищенні вмісту в структурі

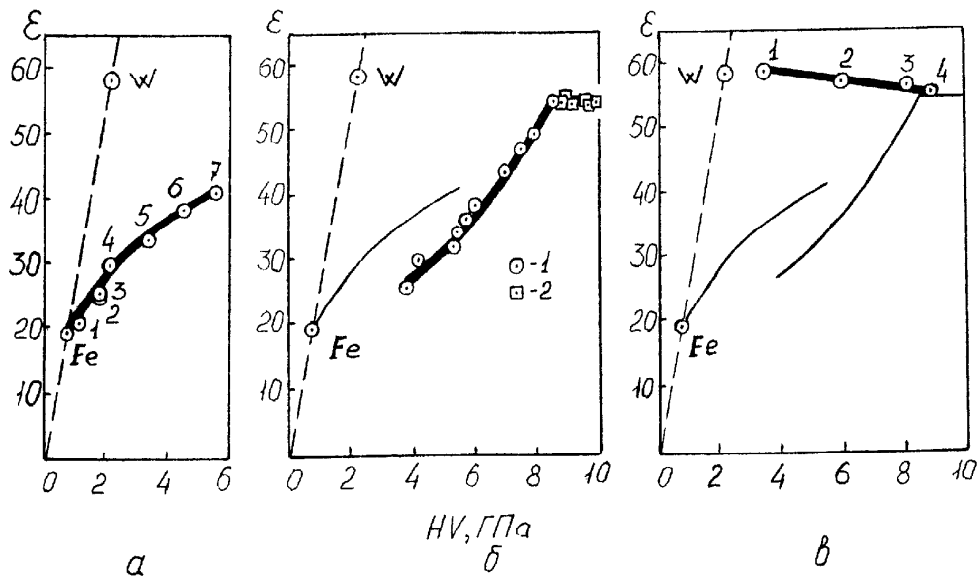
твердих включень, зазвичай, карбідів. Незважаючи на значне зростання крихкості сплавів, підвищення вмісту карбідної фази дозволяє забезпечити дуже значне підвищення зносостійкості [54-58], оскільки більшість карбідів є більш твердими, ніж більшість природних абразивів. Твердість штучних абразивів (електрокорунд, карбід кремнію) є набагато вищою, тому ефективно протидіяти зношуванню їх абразивними частинками здатні тільки тверді сплави на основі карбідів вольфраму і титану, або зносостійкі керамічні накладки.

В роботі [59] наведено результати дослідження зносостійкості нелегованих залізвуглецевих сплавів, які проведено в Національному університеті «Запорізька політехніка». Випробування зразків проводили закріпленим абразивом за стандартизованою лабораторною методикою ГОСТ 17367-71. В результаті досліджень встановлено, що для кожного зі структурних складових металевої основи залізвуглецевих сплавів існує залежність зносостійкості від твердості (рис. 1.2). Встановлено, що зразок зі структурою аустеніту (твердість близько 3,0 ГПа) за зносостійкістю є не нижчим за зразок загартованої сталі У8 зі структурою мартенситу (твердість 8,60 ГПа).

Аналіз робіт в галузі абразивної зносостійкості сталей та сплавів підводить до висновку, що для раціонального вирішення питання підвищення зносостійкості деталей в умовах механічного, зокрема абразивного, зношування необхідно комбінувати зносостійку металеву матрицю і зносостійкі карбіди в пропорції, що є оптимальною для певних умов експлуатації виробу. Спроби подальшого значного підвищення зносостійкості за рахунок різних спеціальних обробок, навіть створення аморфної структури металу [60], не приводять до позитивних результатів.

Вище згадувався ефект деформаційного мартенситного перетворення аустеніту, завдяки якому на поверхні тертя під час абразивного зношування може утворюватися шар мартенситу деформації високої твердості. Але в певних умовах тертя такий шар не може утворитися. В такому випадку існує

можливість заздалегідь створити зносостійкий шар тієї чи іншої товщини. Одним з таких способів є зносостійка наплавка [61]. Недоліками наплавки є нерівномірність хімічного складу наплавленого шару на поверхні великої площини. Якщо умови виробництва потребують високої однорідності структури і властивостей поверхні, що зношується, зносостійка наплавка є неприйнятною.



а – технічно чисті метали і відпалені сталі (1 - Ст3; 2 - сталь 45; 3 - У8; 4 - У12) та сплави (5 – 2,0% С; 6 – 3,3% С; 7 – 4,3% С); б – доевтектоїдні сталі з мартенситною основою (1) і заевтектоїдні сталі і сплави після гартування на мартенсит (2); в - сплав 2,0% С після гартування від різної температури (температура гартування: 1 – 1130 °С; 2 – 985 °С; 3 – 930 °С; 4 - гартування на мартенсит)

Рисунок 1.2 – Відносна зносостійкість ( $\epsilon$ ) в залежності від твердості (HV) залізовуглецевих сплавів у різному структурному стані [59]

Ще одним варіантом створення зносостійких шарів на поверхню тертя залізовуглецевих сплавів є хіміко-термічна обробка. Недоліки тут такі ж самі, як і для варіанту наплавки. Додатковим недоліком є відносно тривалий час обробки при високих температурах, що потребує великих енергозатрат. В той же час за рахунок хіміко-термічної обробки можна одержати поверхневі

шари дуже високої твердості, наприклад борованням. В роботі [62] проведено дослідження зразків заліза і середньовуглецевої сталі, які піддавали борованню. В результаті випробувань встановлено, що зносостійкість борованих покриттів поступається тільки зносостійкості покриттів із карбиду вольфраму.

Максимальну зносостійкість в умовах механічного, у том числі абразивного, зношування дозволяють отримувати твердосплавні покриття або захисні пластини. Однак використання твердих сплавів суттєво обмежується їх високою вартістю.

Відомим матеріалом, який здатний до значного зміцнення в умовах ударно-абразивного зношування є сталь Гадфільда, яка зміцнюється до 9000...11000 МПа. Механізм зміцнення полягає в утворенні нанокристалічного поверхневого шару [63]. Глибина зміцненого шару становить до 100 мкм, а розмір зерен зменшується до 11...17 нм. Але зносостійкість цієї сталі в умовах абразивного зношування не підвищується зі збільшенням ступеня зміцнення.

В роботі [64] досліджено рівень зміцнення аустеніту поверхневого шару сталі 20X після цементації при 1080 °C і гартуванні від цієї температури. Встановлено, що мікротвердість підповерхневого шару підвищується до 12,5 ГПа за рахунок деформаційного зміцнення нестабільного аустеніту. Зносостійкість виявилася вищою за структуру мартенситу, яку отримують на цій сталі після гартування від значно нижчих температур. Аналогічні результати отримано на більш легуваних інструментальних сталях.

Для обґрунтування механізму зміцнення металевої матриці зі структурою нестабільного аустеніту під час абразивного зношування в роботі [65] запропоновано таку гіпотезу. Під час пластичного деформування матеріалу поверхні тертя дислокації переміщуються під напруженням і накопичуються біля різноманітних бар'єрів (границі зерен, включення іншої фази, скупчення дислокацій). В момент, коли ще не виникла критична кількість дислокацій перед бар'єром і тріщина не утворилася, але

напруження вже достатні для фазового перетворення, з аустеніту утворюються пластини мартенситу. Мартенсит не може утворитися у безпосередній близькості від бар'єрів, оскільки дуже висока щільність дислокацій в цих місцях перешкоджає росту кристалів мартенситу. Мартенсит утворюється на деякій відстані від бар'єру, де щільність дислокацій менша, а напруження ще достатні для перебігу перетворення. Кристал мартенситу, який виник в результаті перетворення, блокує всі дислокації між первісним бар'єром і собою і виявляється новим бар'єром, перед яким починається накопичення дислокацій. Такий процес повторюється циклічно, і в результаті утворюється специфічна комірчаста субструктура матеріалу, коли малі об'єми аустеніту з дуже високою щільністю дислокацій чергуються з мартенситом. В роботі [66] проведено розрахунок щільності дислокацій в комірках, і показано, що ця величина досягє  $10^{14}$  см<sup>-2</sup>, що на порядок перевищує щільність дислокацій в сильно наклепаних металах і мартенситі.

Таким чином, значним резервом підвищення зносостійкості залізовуглецевих сплавів є зміцнення поверхні тертя. Штучне зміцнення (наплавка, хіміко-термічна обробка) є доцільним, але не завжди вирішує проблему низької зносостійкості. Природне зміцнення за рахунок деформаційного перетворення нестабільного аустеніту в багатьох випадках дозволяє підвищувати зносостійкість значно більш ефективно.

1.2 Останні досягнення в галузі матеріалознавства сталей, що володіють високою зносостійкістю в умовах абразивного зношування

Зазвичай дослідження у будь-якій галузі природознавства відбуваються за певною послідовністю. Спочатку вивчають загальні закономірності явищ на підставі обмеженого кола нормованих (стандартизованих) випробувань

або дослідів, висувають гіпотетичні моделі процесів, а потім збирають експериментальні підтвердження запропонованих моделей в реальних умовах перебігу досліджуваного процесу, або протиріччя до них. З часом обсяг інформації збільшується, гіпотетичні моделі уточнюються з урахуванням нової інформації і, наприкінці, в ідеальному випадку створюється несуперечлива теорія досліджуваного явища (процесу). Теорією зазвичай називають вчення, систему знання, яка описує та пояснює певну сукупність явищ та зводить відкриті в досліджуваній галузі закономірні зв'язки до єдиного пояснюючого начала.

Так сталося, що дослідження абразивного зношування залізвуглецевих сплавів історично відбувалися за дещо іншою послідовністю. Впродовж тривалого часу досліджувалися окремі випадки абразивного зношування певних деталей машин з єдиною метою – підвищити зносостійкість. Отримувані результати найчастіше було складно або неможливо екстраполювати на інші випадки абразивного зношування, оскільки зміна параметрів трибосистеми (абразив, тиск, вологість і т.і.) могли настільки істотно змінити швидкість зношування одного і того ж матеріалу, що ні про які коректні прогнози на ґрунті вже виконаних досліджень не могло йтися взагалі. Таким чином, база інформації в галузі досліджень зносостійкості сталей і чавунів в умовах абразивного зношування була фактично набором елементів, які не були пов'язані між собою в єдину теорію абразивного зношування залізвуглецевих сплавів.

Одною з перших спроб і ймовірно першою результативною спробою вивчення загальних закономірностей абразивного зношування металів була робота М.М. Хрущова із колегами [67]. Причиною успіху цієї роботи і загальносвітового визнання її результатів, скоріш за все, було ретельне обґрунтування методики випробувань матеріалів на абразивне зношування. Дуже просту, на перший погляд, схему випробувань було обрано за результатом дослідження впливу багатьох факторів на абразивне зношування різних, перш за все металевих, матеріалів.

Циліндричний зразок діаметром 2 мм ковзає торцем по поверхні абразивної полотнини під навантаженням 300 г. Конструкція випробувальної машини забезпечує ковзання по свіжій поверхні абразиву і реєстрацію шляху тертя. На суміжних ділянках абразивної поверхні випробують два зразка: один з еталонного матеріалу, інший з випробуваного. Результатом випробування є відносний знос, тобто відношення масового зносу зразка до масового зносу еталону. Великою, зворотною до відносного зносу, є відносна зносостійкість матеріалу. За ідеєю авторів випробувальної методики використання еталонного зразка дозволяє уникнути великого розкиду результатів досліджень через коливання властивостей абразивної поверхні. Зазначену випробувальну методику було стандартизовано [68].

Незважаючи на великі потенційні можливості, цю методику впродовж тривалого часу не було використано для визначення закономірностей абразивного зношування залізовуглецевих сплавів. Ускладнення полягали у великому розкиді результатів випробувань металевих матеріалів. В роботі [69] причини великих похибок було знайдено і запропоновано шляхи їх усунення без зміни в умовах випробувань і фактично без зміни вимог стандарту. В результаті з'явилася можливість отримувати значення відносної зносостійкості досліджуваних матеріалів з довірчим інтервалом 4...6%, що можна вважати відмінним результатом для такої природно нестабільної величини.

З використанням уточненої стандартної методики було проведено дослідження і визначено закономірності опірності залізовуглецевих сплавів абразивному зношуванню без нагрівання поверхні тертя [70]. Було встановлено, що залежність зносостійкості від твердості для залізовуглецевих сплавів існує, але тільки в межах певних структурних станів металевої матриці. Показано, що навіть в нелегованих залізовуглецевих сплавах є можливість отримати нестабільний аустеніт, який володіє найбільшою зносостійкістю – значно більшою, ніж загартовані інструментальні сталі У8-У12.

Дослідження впливу температури поверхні тертя на зносостійкість залізовуглецевих сплавів показали, що фрикційне нагрівання зменшує зносостійкість всіх типів металевої матриці [71], але найбільш значно знижується зносостійкість нестабільного аустеніту. Також було визначено мінімальну швидкість ковзання, за якої виникає фрикційний нагрів. Виявилось, що в стандартизованих умовах абразивного зношування, тобто під час ковзання по абразивному паперу за діаметру зразка 2 мм та навантаженні 300 г фрикційне нагрівання поверхні тертя фіксується вже при швидкості ковзання 5 мм/с. Отже, практично не існує таких умов тертя, коли б не виникало більше або менше фрикційне нагрівання матеріалу. Результати досліджень дозволили побудувати структурну діаграму «відносна зносостійкість – твердість - температура», яка відбиває закономірності абразивного зношування сплавів системи «залізо-вуглець» [71].

В результаті досліджень впливу легування на зносостійкість залізовуглецевих сплавів при абразивному зношуванні встановлено, що збільшення вмісту легувальних елементів в принципі знижує зносостійкість [72]. Цей суперечливий, на перший погляд, факт аргументовано пояснено таким чином. Вуглець є основним матеріалом, який збільшує зносостійкість, оскільки він чинить ефективний опір ковзанню на етапі пластичної деформації матеріалу поверхні тертя абразивними зернами. Для сплавів зі структурою мартенситу збільшення легування призводить до зменшення евтектоїдної концентрації вуглецю. Після гартування на максимальну твердість вміст вуглецю в мартенситі як для евтектоїдних, так і для заевтектоїдних сплавів певної системи легування дорівнює евтектоїдній концентрації. Отже чим вище рівень легування сплаву, тим нижча концентрація вуглецю в мартенситі після гартування на максимальну твердість, і тим, відповідно, нижча зносостійкість.

Щодо впливу легування на зносостійкість сплавів зі структурою нестабільного аустеніту. Максимальна зносостійкість нестабільного аустеніту забезпечується якщо температура  $M_p$  знаходиться на рівні

10...30 °C. В такому разі після гартування в структурі міститься 80...100% нестабільного аустеніту. Встановлено, що задля забезпечення високої зносостійкості необхідно забезпечити не тільки гранично нестабільний аустеніт, а і підвищений вміст вуглецю в ньому [73]. Отже, умовою високої зносостійкості нестабільного аустеніту є високий вміст вуглецю. Зниження вмісту вуглецю знижує зносостійкість навіть якщо аустеніт залишається нестабільним.

Звісно, що  $M_p$  залежить від вмісту вуглецю і інших елементів. Для нелегованих сплавів вміст вуглецю для підтримання  $M_p$  на рівні 20 °C має складати 2,14%, тобто максимально можливий вміст вуглецю в аустеніті [74]. Таким чином для забезпечення максимальної зносостійкості сплавів системи «залізо-вуглець» потрібно сплав із вмістом вуглецю 2,14% загартувати від 1130 °C. Якщо в такий сплав додати легувальних елементів, то буде потрібно знизити вміст вуглецю щоб підтримати  $M_p$  на рівні 20 °C. Зниження вмісту вуглецю зменшить зносостійкість. Подальше збільшення легування призведе до подальшого зменшення зносостійкості аустеніту.

Таким чином встановлено, що легування в принципі знижує зносостійкість залізовуглецевих сплавів при абразивному зношуванні. Необхідність легування визначається суто технологічними факторами і вміст легувальних елементів повинен бути зменшеним до якомога нижчого рівня [72].

Всебічні дослідження закономірностей абразивного зношування нелегованих і легованих залізовуглецевих сплавів в стандартизованих умовах випробувань з урахуванням фрикційного нагрівання дозволили встановити закономірності опірності цих матеріалів абразивному зношуванню і навіть запропонувати теорію їх зносостійкості. Результати досліджень узагальнено в роботах [74-76].

Необхідно відзначити, що не у всіх випадках зношування абразивом нестабільний аустеніт володіє високою зносостійкістю. В залежності від співвідношення контактних напружень і властивостей матеріалу, а саме межі

плинності, матеріал може руйнуватися в режимі багатоциклової або малоциклової втоми. Отже, навіть в присутності абразиву абразивне зношування (руйнування в режимі малоциклової втоми) може не відбуватися якщо контактні напруження є недостатніми для пластичної деформації (дряпання) абразивної поверхні. Таким чином, не завжди зношування абразивом є абразивним зношуванням [77]. Якщо пластичної деформації поверхні не відбувається, нестабільний аустеніт не зазнає перетворення в мартенсит деформації і його зносостійкість є нижчою за зносостійкість мартенситу. Таким чином, оптимальний структурний стан металевої матриці зносостійкого сплаву залежить від умов зношування [78].

Огляд результатів досліджень зносостійкості залізовуглецевих сплавів при абразивному зношуванні призводить до висновку, що некоштовні високовуглецеві низьколеговані сталі в багатьох випадках володіють достатньо великим потенціалом зносостійкості. Отже необхідно повною мірою використовувати цей потенціал до того, як переходити до пошуку подальших шляхів підвищення зносостійкості матеріалу швидкозношуваних деталей.

Тим не менш, за необхідності подальшого підвищення зносостійкості можна відзначити використання надлишкової твердої фази (карбіди, боріди) в структурі сплавів. Введення такої фази можливо як по всьому об'єму матеріалу (сплав певного хімічного складу), так і різними способами впливу на поверхню (хіміко термічна обробка, зносостійка наплавка) [79-82]. І, наприкінці кінців, максимально можливу зносостійкість можна отримати за рахунок використання композитів з великою кількістю високотвердої карбідної фази – твердих сплавів і високохромистих чавунів із сфероїдальними карбідами [83-85].

Повертаючись до бескарбідних сплавів слід відзначити, що у багатьох випадках вони дозволяють забезпечувати максимальне відношення «зносостійкість/вартість», а саме цей показник і є цільовим під час вирішення питання про використання того чи іншого зносостійкого сплаву у певних

виробничих умовах. Через достатньо велику зносостійкість як у малоцикловому режимі зношування, так і у багатоцикловому, високовуглецеві низьколеговані сталі є перспективним матеріалом для виготовлення зносостійких деталей машин, які працюють в контакті з абразивним середовищем і взагалі при механічному зношуванні. Оскільки заевтектоїдні низьколеговані сталі можна гартувати як на нестабільний аустеніт, так і на максимальну твердість (мартенсит), можна забезпечувати ту чи іншу структуру матеріалу в залежності від режиму руйнування поверхні – малоциклове або багатоциклове зношування відповідно.

Також бувають випадки, коли поверхня тертя великої площини піддається у різних місцях різним видам зношування. Причому неможливо заздалегідь передбачити, у якому саме місці який механізм зношування відбудеться. Тим більш неможливо забезпечити різну термообробку для різних ділянок матеріалу. Але все ж таки хотілося б мати такий матеріал, який сам обирав би необхідну структуру в залежності від умов зношування. Якщо таке було б можливим, з'явився б універсальний зносостійкий матеріал, як кажуть, на всі випадки життя.

Ідею універсального зносостійкого матеріалу висунуто в роботах [86, 87]. Запропоновано використовувати високовуглецеву низьколеговану сталь із поверхневим шаром зі зниженим вмістом вуглецю. Такий шар легко отримати витримкою в печі у повітряній атмосфері за температури 800...1000 °C навіть за півгодини за рахунок знеуглецювання. Більш того, утворення такого знеуглецюваного шару є невід'ємною складовою гартування якщо не застосовується захисна атмосфера. Після гартування з однофазної області всередині матеріалу має бути залишковий аустеніт у випадку певного вмісту вуглецю і легувальних елементів. У поверхневому знеуглецюваному шарі  $M_n$  підвищиться і структура буде здебільшого мартенситною. Таким чином буде отримано структуру, яка дуже схожа на таку для цементованої загартованої сталі з тією різницею, що в серцевині знаходиться не ферит, а залишковий нестабільний аустеніт. Якщо режим

зношування деталі з такого матеріалу буде малоцикловим, то мартенситний шар буде зношений достатньо швидко і до роботи стане зносостійкий аустеніт. Якщо режим багатocyкловий, то 1 мм зносостійкого шару надовго забезпечить високу зносостійкість.

### 1.3 Бейніт в зносостійких сталях

Ізотермічна обробка за температур бейнітного перетворення впродовж тривалого часу привертає увагу дослідників [88-92]. Витрати на ізотермічну витримку компенсуються значним підвищенням комплексу властивостей матеріалу після обробки [93-96]. Зі збільшенням вмісту вуглецю температура початку бейнітного перетворення знижується [97], що призводить до необхідності знижувати температуру ізотермічної витримки. Зниження температури у свою чергу значно збільшує час, який є необхідним для завершення перетворення, отже ізотермічна обробка високовуглецевого аустеніту потребує точного визначення оптимальної температури процесу.

Прискорення бейнітного перетворення можливо за рахунок невеликої кількості мартенситу [98-100], що забезпечується гартуванням до температури на 10...20 °С нижче температури початку мартенситного перетворення. Цей прийом виявляється найбільш ефективним для прискорення бейнітного перетворення аустеніту з високим вмістом вуглецю (1,2%). В роботах [101-104] досліджено кінетику бейнітного перетворення аустеніту сталей 120Г3 і 120Г3С2. Показано, що за рахунок невеликої кількості мартенситу можна домогтися зменшення часу до завершення перетворення з 50 діб до 1 доби при температурі витримки 250 °С. Це надає практичної можливості використання бейнітного перетворення для поліпшення властивостей високовуглецевих низьколегованих сталей.

Наприклад, встановлено, що бейнітне перетворення нестабільного аустеніту сталі 120Г3С2 забезпечує суттєве зниження крихкості за рахунок стабілізації аустеніту вуглецем, який насичує його впродовж бейнітного перетворення. Зносостійкість при цьому дещо знижується, але все одно залишається на більш високому рівні, ніж зносостійкість невідпущеного мартесніту [104].

На цей час недослідженими залишаються питання структуроутворення за невеликого часу ізотермічної витримки. З точки зору технологічності виробів необхідно точно знати інкубаційний період, тобто час до початку бейнітного перетворення аустеніту сталі 120Г3С2. На момент початку цієї роботи такі відомості в літературі відсутні.

#### 1.4 Проблема зварюваності сталей високої зносостійкості

Якщо деталь неможливо повністю виготовити зі зносостійкого матеріалу, застосовують броньовий захист швидкозношуваних поверхонь тертя. Броні з спеціальних зносостійких сталей фіксують різними засобами, у тому числі зварюванням. При цьому матеріал броні має відповідати двом взаємовиключним вимогам: низький вміст вуглецю для забезпечення гарної зварюваності і високий вміст вуглецю (до 1,4%) для досягнення високої зносостійкості [75].

Відомо, що матеріали з підвищеними спеціальними властивостями часто є складнозварюваними. Причинами ускладнень їх зварювання є труднощі у забезпеченні міцних зав'язків між різнорідними структурними складовими, як, наприклад, в композитах [105], старіння матеріалу в зоні термічного впливу [106-108] або утворення гартівних структур [109]. Для забезпечення задовільних властивостей зварних з'єднань застосовують низку прийомів, наприклад розташування між з'єднуваними матеріалами вставок третього

матеріалу, який добре зварюється з обома [110], або прискорене охолодження ЗТВ, що запобігає старінню та забезпечує подрібнення зерен металу [111-113].

У випадку зварювання заздалегідь загартованої високовуглецевої низьколегованої сталі жоден з перелічених способів не здається придатним до застосування. Використання прокладок є недоцільним через можливу велику довжину зварних швів у випадку крупногабаритних деталей, а прискорене охолодження приведе до утворення мартенситу в ЗТВ через високий вуглецевий еквівалент [109].

Таким чином, на теперішній час проведено велику дослідницьку роботу з розробки раціонально легованої зносостійкої сталі (120Г3С2), яка придатна до застосування у будь-яких умовах механічного зношування – як у малоцикловому, так і в багатоцикловому режимі. Запропоновано навіть спосіб створення «універсальних» зносостійких деталей за рахунок забезпечення шаруватої аустеніто-мартенситної структури. Однак до теперішнього часу не вирішено завдання забезпечення якісних зварних з'єднань загартованої сталі 120Г3С2 без втрати зносостійкості зварюваних елементів з цієї сталі через значний термічний вплив на матеріал навколошовної зони і прилеглих ділянок.

## 1.5 Висновки і завдання дослідження

Огляд стану досліджень в галузі матеріалознавства зносостійких залізовуглецевих сплавів призводить до таких висновків.

1. Механізм руйнування поверхневих шарів сталей та чавунів має втомну природу. Будь-яка ділянка на поверхні руйнується виключно під дією циклічних навантажень. У випадку абразивного зношування матеріал навантажується абразивними частинками, які контактують з поверхнею у

дискретних точках. Точкове контактування обумовлює великі контактні напруження, що діють на матеріал.

2. В залежності від співвідношення контактних напружень і межі плинності матеріалу інтенсивність зношування поверхні тертя може відрізнитися на декілька порядків. Якщо контактні напруження перевищують межу плинності, відбувається пластична деформація матеріалу поверхні (дряпання) і матеріал руйнується в режимі малоциклової втоми. Якщо контактні навантаження є меншими за межу текучості, але вищими за межу витривалості матеріалу, руйнування відбувається за режимом багатоциклової втоми.

3. Нестабільний залишковий аустеніт з великим вмістом вуглецю (більше 1% мас.) здатен до деформаційного мартенситного перетворення. Тому в умовах малоциклового зношування поверхневий шар матеріалу перетворюється в мартенсит деформації, який є більш зносостійким, ніж мартенсит гартування. Якщо зношування відбувається в багатоцикловому режимі, контактні напруження є недостатніми для пластичної деформації, деформаційне мартенситне перетворення нестабільного аустеніту не відбувається і він є менш зносостійким, ніж мартенсит гартування. На теперішній час існує гіпотеза утворення комірчастої субструктури мартенситу деформації, але ця гіпотеза потребує додаткового експериментального підтвердження. Це завдання є актуальним для матеріалознавства, виключно науковим і першим в роботі.

4. Платою за велику зносостійкість нестабільного залишкового високовуглецевого аустеніту є його низький опір розповсюдженню тріщин. Ізотермічна витримка аустеніту при 200...300 °С приводить до значного підвищення опірності розповсюдженню тріщин за рахунок стабілізації аустеніту і утворення голчатої бейнітного фериту. Недоліком такої обробки є дуже великий час витримки. На сьогодні актуальними є дослідження перетворення аустеніту на початкових етапах ізотермічної витримки з метою визначення мінімально достатнього часу перетворення з

точки зору експлуатаційної придатності матеріалу. Це завдання є науково-практичним завданням матеріалознавства.

5. Існує актуальне науково-практичне завдання визначення засобу з'єднання загартованих зносостійких високовуглецевих низьколегованих сталей зі сталями, які можуть зазнавати механічного зношування. Необхідно визначити науково обґрунтований засіб з'єднання без втрати зносостійкості матеріалу.

6. Кінцевим завданням роботи є підвищення терміну експлуатації швидкозношуваних деталей промислового обладнання зносостійкими накладками з високовуглецевої низьколегованої сталі з метою практичної перевірки рішень перших трьох завдань роботи.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ

Структурну схему роботи наведено на рис. 2.1. Зі схеми випливає, що в роботі вирішено три завдання, які є актуальними для наукового напрямку дослідження механічного зношування сталей. Дослідження структурних перетворень в поверхневому шарі сталі 120Г3С2 (Розділ 3) необхідно було виконувати саме для абразивного зношування, як найбільш жорсткого виду механічного зношування.

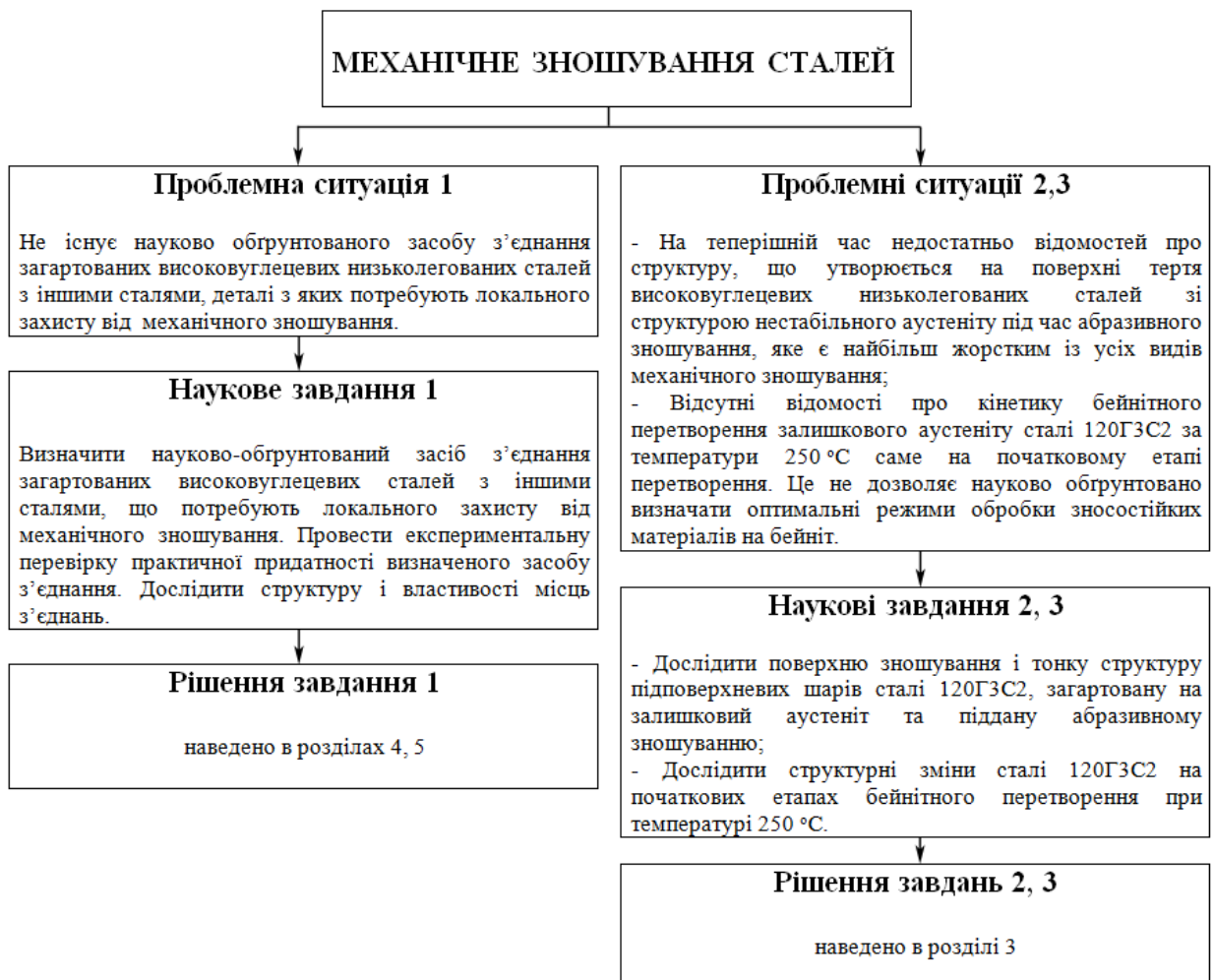


Рисунок 2.1 – Структурна схема роботи

Деталі, які потребують локального захисту від механічного зношування, можуть працювати як в режимі малоциклового (саме абразивне зношування), так і в режимі багатоциклового зношування, яке є значно менш інтенсивним, ніж абразивне. Отже, експериментальну перевірку практичної придатності визначеного засобу з'єднання загартованої сталі 120Г3С2 з іншими сталями можна проводити для деталі, яка експлуатується у будь-якому режимі механічного зношування, не обов'язково при абразивному зношуванні. Умови роботи деталі, на якій перевірено запропонований засіб з'єднання, відносяться саме до багатоциклового зношування (Розділ 5).

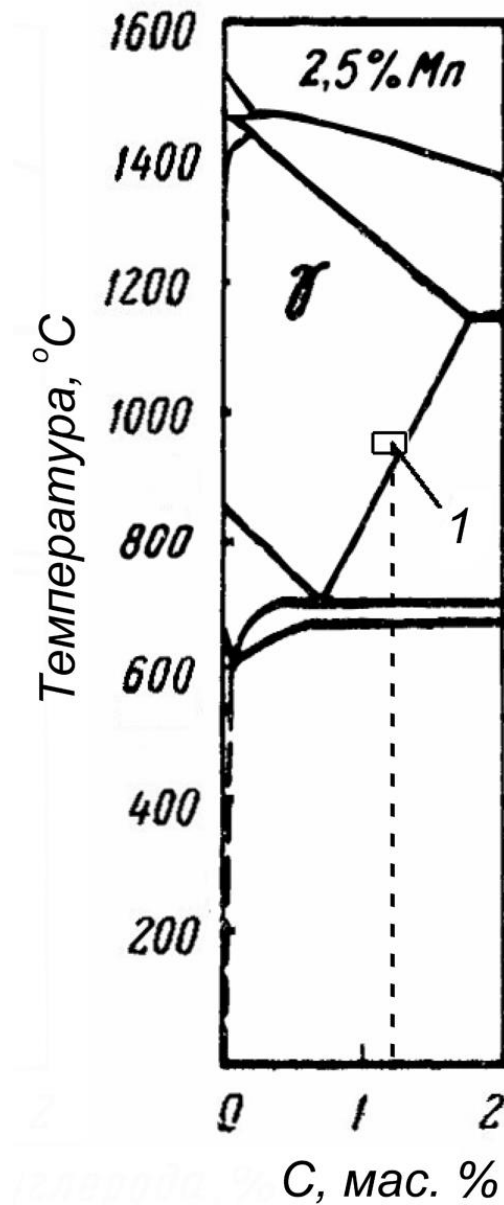
## 2.1 Використані матеріали

Експериментальну частину роботи проведено з використанням сталі 120Г3С2 дослідно-промислового виготовлення. Сталь було виплавлено в вакуумній печі. Хімічний склад, % мас.: С - 1,21; Мп - 2,56; Si - 1,59; Cr - 0,25; Ni - 0,1; Р - 0,01; S - 0,01. Сталь було поставлено у вигляді кованих смуг завтовшки 5 мм розмірами 60x300 мм.

Смуги експериментальної сталі було знеуглецевано на глибину приблизно 1 мм з метою отримання у загартованому стані градієнтної структури від мартенситу на поверхні до аустеніту всередині. Більш детальне обґрунтування необхідності використання знеуглецеваної сталі див. в п. 1.2.

На рис. 2.2, 2.3 наведено відомі з літератури дані щодо сталей подібного хімічного складу, а саме діаграму стану (рис. 2.2) та діаграму ізотермічного перетворення аустеніту (рис. 2.3). Для більш точного визначення температур  $A_1$  і  $A_{cm}$  саме для досліджуваної сталі проведено серію пробних гартувань від різних температур з вимірюванням твердості зразків після гартування від кожної температури (рис. 2.4). Згідно із діаграмою стану (див. рис. 2.2) фазове перетворення відбувається у певному інтервалі температур, що

збігається з поступовим підвищенням твердості загартованої сталі в інтервалі температур гартування 740...760 °С на рис. 2.4. Перехід до однофазної області відбувається при температурі приблизно 1000 °С. Дещо вищі температури  $A_1$  і  $A_{cm}$  для досліджуваної сталі у порівнянні з відомою діаграмою стану (див. рис. 2.2) можна пояснити підвищеним вмістом кремнію.



1 – очікувана температура переходу до однофазної області

Рисунок 2.2 – Діаграма стану «Залізо-вуглець» для вмісту марганцю 2,5% [114]

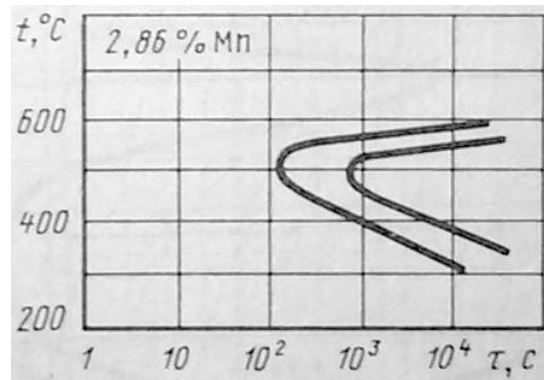


Рисунок 2.3 – Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту для вуглецевої сталі зі вмістом 0,9 %C та 2,86 %Mn [115]

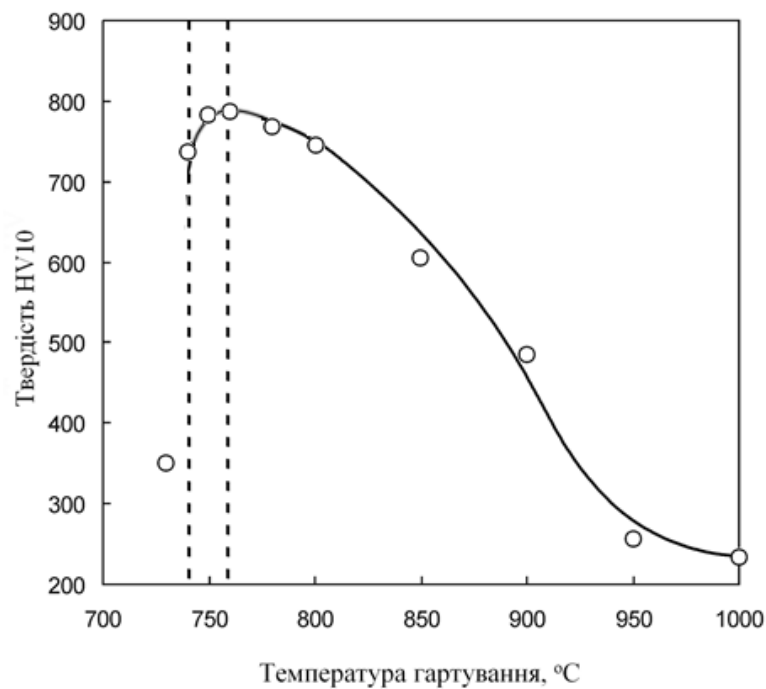


Рисунок 2.4 – Залежність твердості сталі 120Г3С2 від температури гартування

Згідно з рис. 2.3 прогартуваність сталі 120Г3С2 є достатньо високою, оскільки мінімальний час до початку перлітного перетворення складає приблизно 100 с.

Для досліджень структури поверхні тертя з полоси вирізували зразки розмірами 30x90 мм і гартували з нагріванням у печі опору в повітряній атмосфері і охолодженням у воді кімнатної температури. Для проведення досліджень матеріалу, який утворювався всередині сталевих зразків після

гартування, загартовані зразки шліфували з однієї сторони на глибину 1,0...1,2 мм. Шліфування проводили на мінімальних подачах щоб виключити структурні перетворення в матеріалі на значну глибину.

## 2.2 Випробувальні прилади і методи досліджень

Для дослідження структури поверхні тертя і підповерхневих зон після абразивного зношування зразки піддавали зношуванню на лабораторній випробувальній машині (рис. 2.5). Зношування відбувалося стовпом стиснутого карбїду кремнію. Тиск пуансона на абразив абразиву складав 5 МПа. Розмір зерен абразиву 0,8...1,0 мм.

Зразок 1 (див. рис. 2.5, а) закріплюється на рухомому столі установки. Порція абразиву засипається в отвір 3 і притискається зверху пуансоном 2. В робочому стані (див. рис. 2.5, б) зусилля  $F$  передається від важеля через сталеву загартовану кульку на пуансон 2. Таким чином, стиснутий стовп абразиву притискається до зразка 1, який разом із рухомим столом здійснює зворотньо-поступальні рухи, і поверхня зразка зазнає абразивного зношування.

Кількість рухів столу відлічується механічним лічильником. Для видалення поверхневого шару, який утворився під час шліфування, зразок було встановлено на установку з подальшим виконанням 200 зворотньо-поступальних рухів столу зі зношуванням зразка в робочому режимі. Після цього зразок зношували ще впродовж 200 рухів столу для утворення на поверхні тертя структури, яка є характерною для сталого режиму абразивного зношування матеріалу сталі 120Г3С2, загартованої від 900 °С.

Після зношування зі зразка за допомогою анодно-дротової різки вирізували менший зразок розміром приблизно 5 x 20 мм для дослідження мікроструктури матеріалу поверхні тертя і підповерхневих ділянок

матеріалу. Зразок запресовували у струмопровідну самотвердіючу полімерну суміш. Після твердіння суміші поверхню зразка полірували і травили 4% ніталем. Мікроструктуру матеріалу досліджували за допомогою сканувальних електронних мікроскопів JEOL JSM-7000F та SUPRA. Поверхню тертя при вигляді зверху досліджували за допомогою електронного мікроскопа TESCAN, оскільки габарити його предметного столика дозволяли розмістити весь зразок 30x90 мм. Мікроструктуру при невеликих збільшеннях досліджували також за допомогою оптичного мікроскопу OLYMPUS GX71.



а



б

1 – зразок; 2 – пуансон; 3 – отвір для засипання абразиву  
а – вихідний стан; б – робочий стан

Рисунок 2.5 – Лабораторна установка для випробувань на абразивне зношування

Рентгеноструктурні дослідження було проведено на дифрактометрі Bruker D8 Discover у  $\text{CuK}\alpha$  випромінюванні. Дослідження загартованих зразків було проведено після шліфування знеуглецеваного шару (див. вище) і подальшого ретельного ручного шліфування і полірування поверхні зразка для усунення утвореного під час шліфування шару мартенситу деформації. Дослідження зношеної поверхні було проведено безпосередньо після абразивного зношування без будь-яких додаткових маніпуляцій.

Твердість і мікротвердість зразків визначали на твердомірах Вікерса ТВП-5012 (навантаження 10 кг) та Wilson® Hardness з комп'ютерним керуванням. Твердомір Wilson® Hardness дозволяє змінювати навантаження на індентор в межах 25 – 2000 г, спостерігати за досліджуваною поверхнею на екрані монітора, дистанційно керувати сервоприводом предметного столика. Наведення рисок на кути відбитку проводиться також з контролем через монітор комп'ютера, що значно зменшує навантаження на очі оператора.

Мікротвердість зношеної поверхні визначали індентуванням самої поверхні після зношування без будь-якої її додаткової обробки. Таким чином було збережено тонкий шар гранично зміцненого матеріалу товщиною у кілька мікрометрів. Незважаючи на достатньо грубу шорсткість поверхні після абразивного зношування, на неї завжди присутні ділянки з площею, яка достатня для вимірювання мікротвердості. Таке вимірювання можливе через малі розміри відбитків при навантаженні 50 г (рис. 2.6).

Механічні випробування зварних зразків проводили на лабораторній розривній машині INSTRON 250kN.

Дослідження структури зварних з'єднань проводили на зразках, які було вирізано із експериментальних зварних зразків для випробування на розтяг. Різку, підготовку і дослідження зразків проводили за методиками, аналогічними до викладених вище для зразків після абразивного зношування.

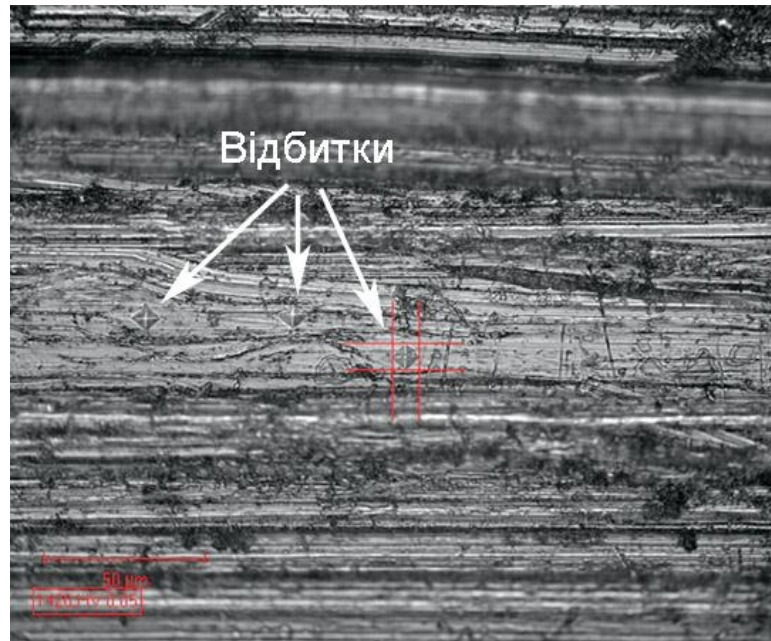


Рисунок 2.6 – Зображення зношеної поверхні і відбитку від індентора після вимірювання мікротвердості при навантаженні 50 г

### 2.3 Статистична обробка результатів вимірювань

Для визначення кожного значення твердості проводили не менше 5 (залежність твердості від температури гартування, див. рис. 2.4) або 30 (визначення твердості після бейнітного перетворення) індентувань. Для визначення мікротвердості зношеної поверхні провели 55 індентувань. Під час визначення межі міцності стандартних зварних зразків випробувано 8 ідентичних зразків.

Довірчий інтервал для результатів вимірювання твердості отримували при рівні значущості 0,05. За результатами вимірювання мікротвердості поверхні тертя побудовано залежність щільності розподілу засобами бібліотеки *matplotlib python*. Довірчий інтервал для результатів вимірювання межі міцності зварних зразків отримували при рівні значущості 0,1.

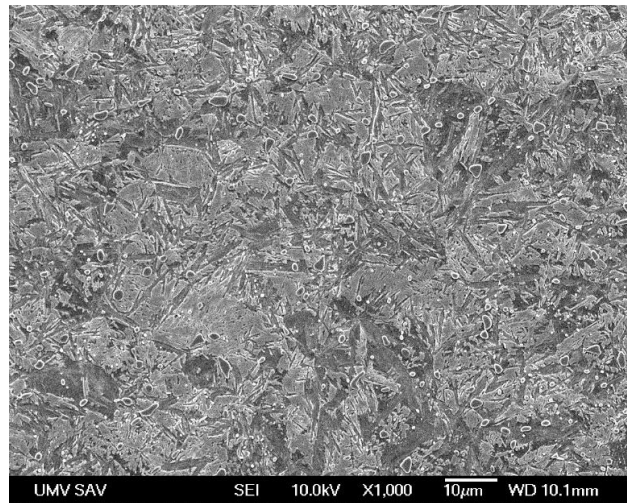
### РОЗДІЛ 3

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗНОШУВАННЯ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

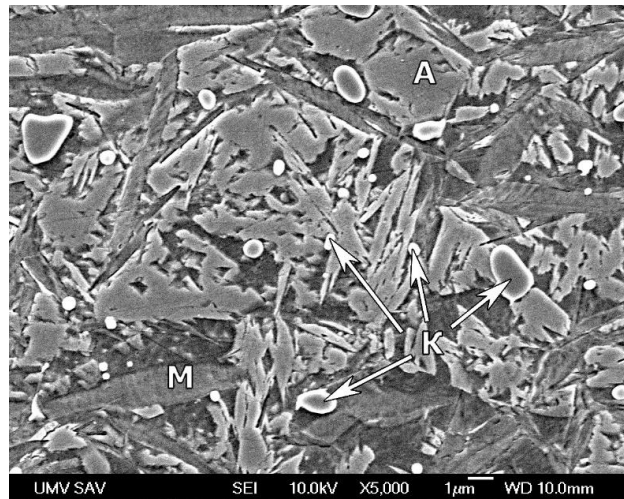
Знос у різних його проявах є переважною причиною відмов деталей машин або машин в цілому. Найбільш суттєвим знос виявляється за умов багаторазового дряпання поверхні тертя твердими частинками. Загальна тенденція полягає в тому, що чим твердіша поверхня тертя, тим менше абразивний знос. Твердість може бути забезпечено двома основними способами: об'ємною термічною обробкою матеріалу (наприклад, гартування на мартенсит) або зміцненням тонкого поверхневого шару до рівня, що дозволяє значно підвищити абразивну зносостійкість. Найелегантніший спосіб - це отримання такої структури матеріалу, яка була б здатною до значного зміцнення під час пластичної деформації абразивними частинками в процесі зносу. Таким чином в процесі абразивного зношування на поверхні автоматично утворюється твердий шар. У цьому розділі обговорюються структура і властивості такого зміцненого шару у високовуглецевій низьколегованій сталі, що гартується переважно на аустенітну структуру.

Зразки сталі 120Г3С2 гартували у воду від 900 °С. Загартовані зразки шліфували з одного боку до повного усунення зневуглецевого шару. Після гартування в структурі містяться аустеніт (А), мартенсит (М) та нерозчинені карбіди (К) (рис. 3.1). Гартування від 900 °С є більш доцільним у порівнянні із гартуванням від 1000 °С через такі міркування. Після гартування від 1000 °С структура є майже повністю аустенітною, а якщо гартування проводиться від 900 °С в структурі присутній мартенсит через дещо вищу температуру мартенситного перетворення. Мартенсит, з одного боку, є не дуже корисною структурною складовою через його крихкість, але він значно прискорює бейнітне перетворення. Оскільки обробка на бейніт є бажаною

операцією, присутність мартенситу, як прискорювача бейнітного перетворення, є доцільною.



а



б

М – мартенсит; А – аустеніт; К – карбіди

а – x1000; б – x5000

Рисунок 3.1 – Мікроструктура після гартування від 900 °С

До того ж під час бейнітного перетворення мартенсит зазнає відпуску і його крихкість усувається. Інша користь від гартування з 900 °С полягає в тому, що аустеніт після такої обробки є нестабільнішим у порівнянні з аустенітом, що залишається після гартування від 1000 °С, знов-таки через різницю в температурі початку мартенситного перетворення. Через це під час абразивного зношування сталі 120Г3С2, яку загартовано від 900 °С, володіє

дещо більшою зносостійкістю, ніж після гартування від 1000 °С [116] у зв'язку з більш повним перетворенням аустеніту на мартенсит деформації. Отже, враховуючи вищевикладені міркування, 900 °С є оптимальною температурою гартування сталі 20Г3С2 як з практичної точки зору, так і з точки зору придатності матеріалу до досліджень фазових перетворень поверхні тертя.

Дифрактограма загартованої сталі (рис. 3.2) відповідає вказаній структурі. Відносна інтенсивність піку (110) $\alpha$  у порівнянні із (111) $\gamma$  дозволяє оцінити кількість мартенситу на рівні 20...30%. Це свідчить, що залишковий аустеніт є дуже нестабільним і чутливим до фазових перетворень під дією абразивних частинок.

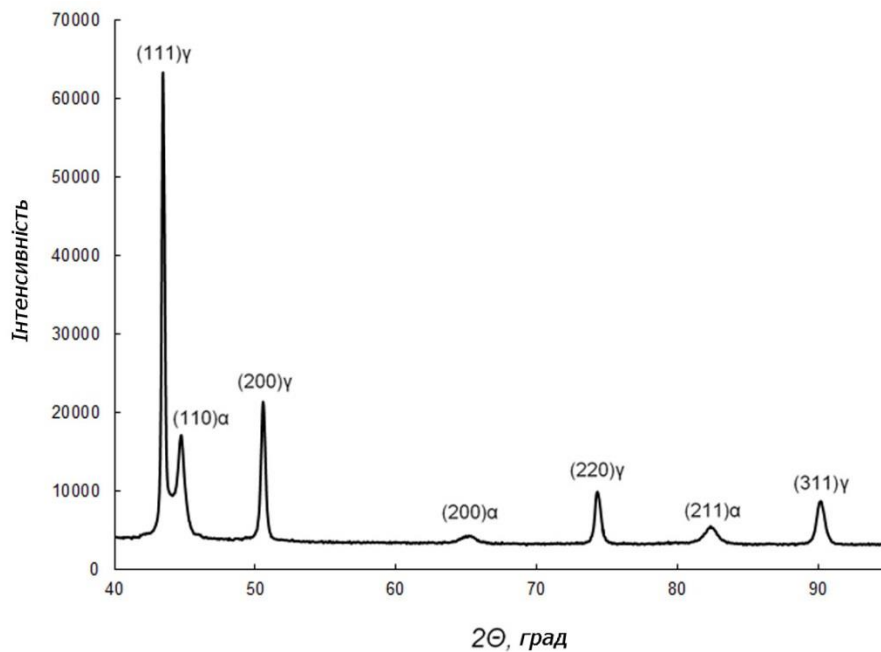


Рисунок 3.2 – Дифрактограма сталі 120Г3С2, загартованої від 900 °С

Загартовані зразки зношували на лабораторній машині стиснутим стовпом карбіду кремнію при достатньо великому тиску в 5 МПа. На зношеній поверхні проведено дослідження мікроструктури, рентгенівське дослідження та вимірювання мікротвердості. Було встановлено три зони під поверхнею: пластична деформація аустеніту, часткове фазове перетворення

деформованого аустеніту, повністю трансформований матеріал із мартенситною структурою.

### 3.1 Структура матеріалу підповерхневих шарів після абразивного зношування

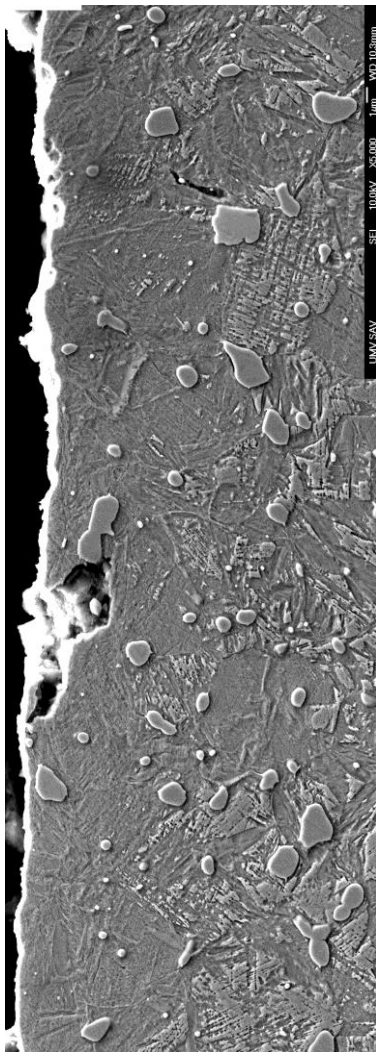


Рисунок 3.3 – Мікроструктура підповерхневої зони загартованої сталі 120Г3С2 після абразивного зношування, х5000

На рис. 3.3 наведено панорамне зображення мікроструктури загартованої сталі 120Г3С2 після абразивного зношування. Зображення змонтоване із декількох електронних мікрофотографій.

На самій поверхні і до глибини приблизно 10μm спостерігається суцільний шар однорідної структури. Єдиною іншою фазою є нерозчинені вторинні карбіди. На глибині понад 10μm крім вторинних карбідів спостерігаються ділянки іншої фази, які мають характерний вигляд.

Нестабільність аустеніту призводить до фазового перетворення на поверхні тертя під час абразивного зношування. Це підтверджується співставленням дифрактограм матеріалу у вихідному стані і матеріалу зношеної поверхні

(рис. 3.4). На дифрактограмі для зношеної поверхні (червона лінія)  $\gamma$ -піки відсутні, отже суцільним шаром глибиною до  $10\mu\text{m}$  (див. рис. 3.3) є, ймовірно, мартенсит деформації.

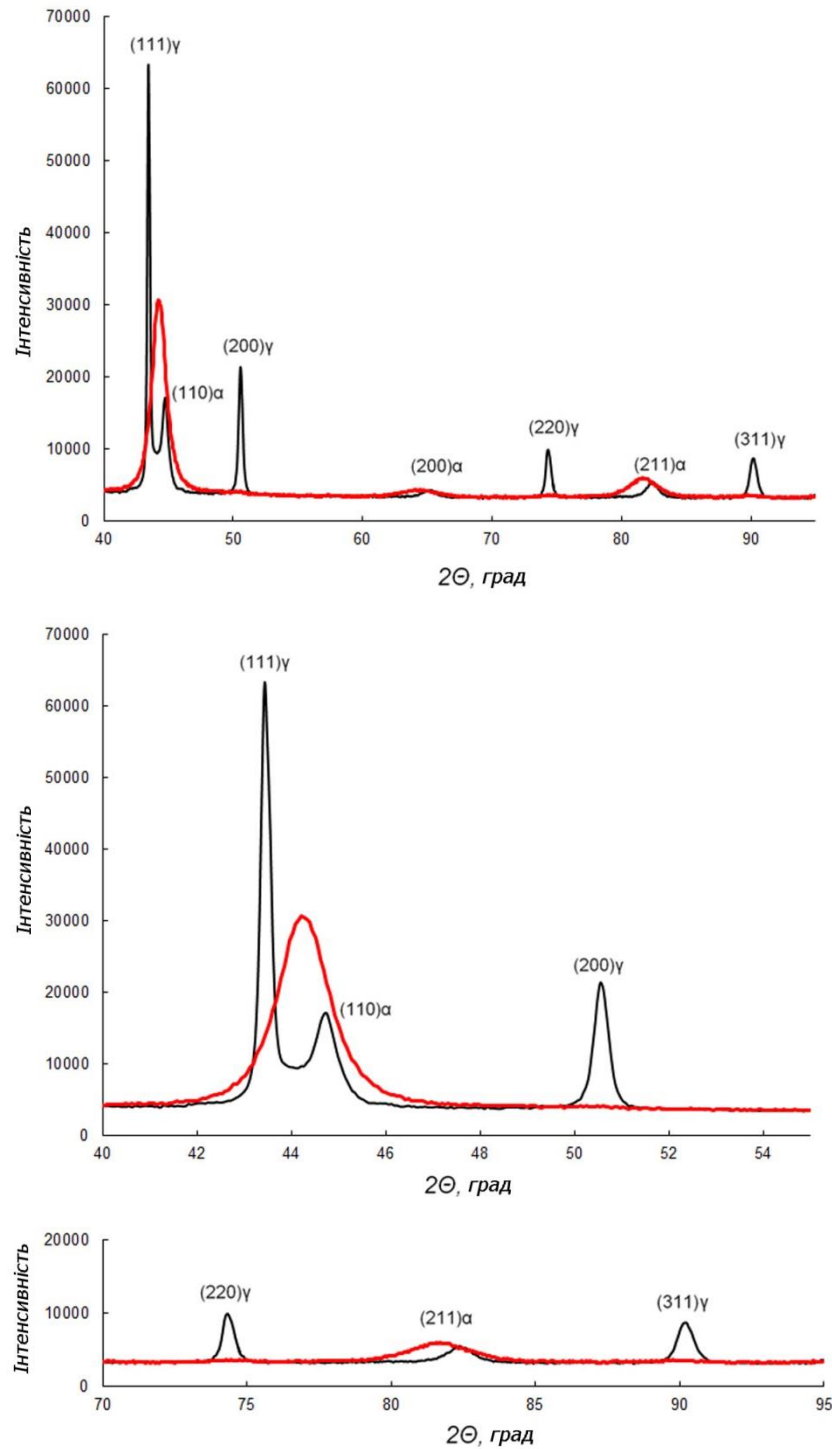


Рисунок 3.4 – Дифрактограма поверхні тертя сталі 120ГЗС2 після абразивного зношування (червона лінія) у порівнянні із дифрактограмою загартованого матеріалу

Зважаючи на уширення  $\alpha$ -піків мартенсит деформації, що утворився на поверхні тертя, є більш здеформованим та має менші розміри областей когерентного розсіювання, ніж мартенсит гартування. Також спостерігається зсув максимумів  $\alpha$ -піків до менших значень кутів, що свідчить про збільшення відстані між атомними площинами. Уширення мартенситних піків та зсув у бік менших кутів найбільш визначені для  $(110)\alpha$  піку, який для матеріалу після зношування (див. рис. 3.4, червона лінія) розташовано значно лівіше у порівнянні з цим піком для матеріалу у загартованому стані. Уширення і зсув  $\alpha$ -піків надає підстави очікувати дуже високий рівень зміцнення, тобто підвищення мікротвердості поверхні тертя після абразивного зношування.

На рис. 3.5 наведено результат вимірювання мікротвердості зношеної поверхні. Профіль відносної частоти значень мікротвердості має максимум біля 1400 HV 0.05. Це значно перевищує мікротвердість високовуглецевого мартенситу гартування (зазвичай 900...1000 HV).

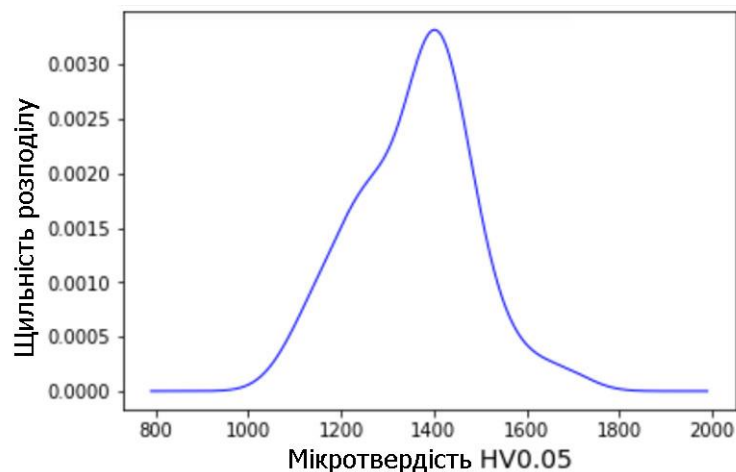


Рисунок 3.5 – Результат вимірювання мікротвердості поверхні тертя після абразивного зношування

Результати рентгеноструктурних досліджень та вимірювання мікротвердості надають можливість пояснити структуру, що наведено на рис. 3.3.

Утворенню суцільного поверхневого шару мартенситу деформації має передувати значна пластична деформація аустеніту, сліди якої повинні бути присутніми на певній глибині під шаром мартенситу. Зазвичай пластичну деформацію аустеніту можна спостерігати як серію перехрещених смуг ковзання, які у місцях перехрещення декоровано підвищеним травленням мікрошліфу. Аналогічні смуги ковзання зазвичай утворюються в місцях індентування під час вимірювання твердості аустенітних зразків (рис. 3.6). Саме такі відзнаки є присутніми на глибині близько 10 $\mu$ m і більше на мікрображенні поверхні тертя (см. рис. 3.3), фрагмент якої у збільшеному вигляді наведено на рис. 3.7.

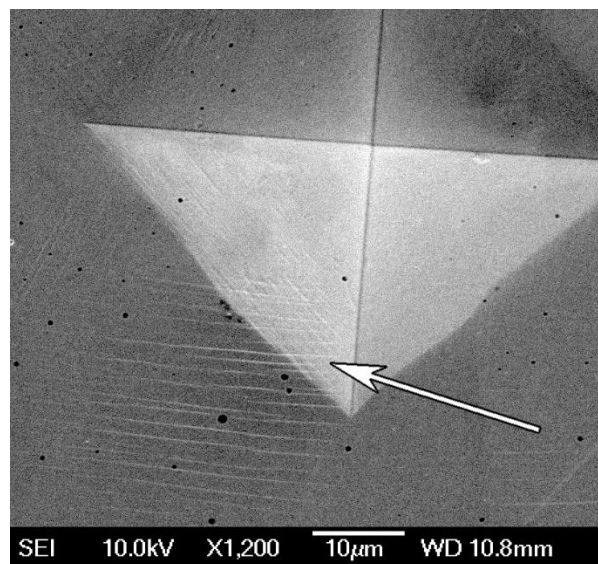
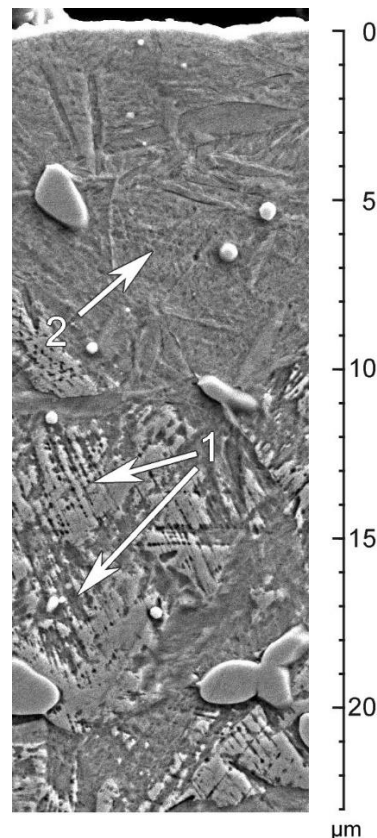


Рисунок 3.6 – Перехрещені смуги ковзання в аустеніті після індентування пірамідою Вікерсу

Ділянки з перехрещеними смугами ковзання позначено як 1 (див. рис. 3.7). В цьому місці можна спостерігати появу більш темних ділянок матеріалу серед перехрещених смуг ковзання. Це є мартенсит деформації, що починає виникати у гранично деформованому аустеніті. Ближче до поверхні мартенситне перетворення повністю завершується, при цьому нагартований стан аустеніту успадковується мартенситом. Про це свідчить специфічна

фактура мартенситу деформації 2 (див. рис. 3.7), яка є подібною до перехрещених смуг ковзання 1.

Як зазначено в розділі 1, в роботі [65] висунуто і обґрунтовано гіпотезу комірчастої субструктури поверхні тертя нестабільного аустеніту, який зазнає фазового перетворення в процесі абразивного зношування. Основна ідея – наклеп аустеніту до гранично можливого стану з подальшим блокуванням мартенситом деформації гранично наклепаних мікрооб’ємів аустеніту. Модель комірчастої субструктури пояснювала велику мікротвердість поверхні тертя (до 12,5 ГПа), яку, у свою чергу, можна було використати для розрахунку густини дислокацій в аустеніті у комірках – до  $10^{14} \text{ см}^{-2}$  [66].



1 - місця сильної пластичної деформації аустеніту і початку мартенситного перетворення; 2 – мартенсит деформації, що успадкував деформовану субструктуру аустеніту

Рисунок 3.7 – Мікроструктура підповерхневої зони після абразивного зношування

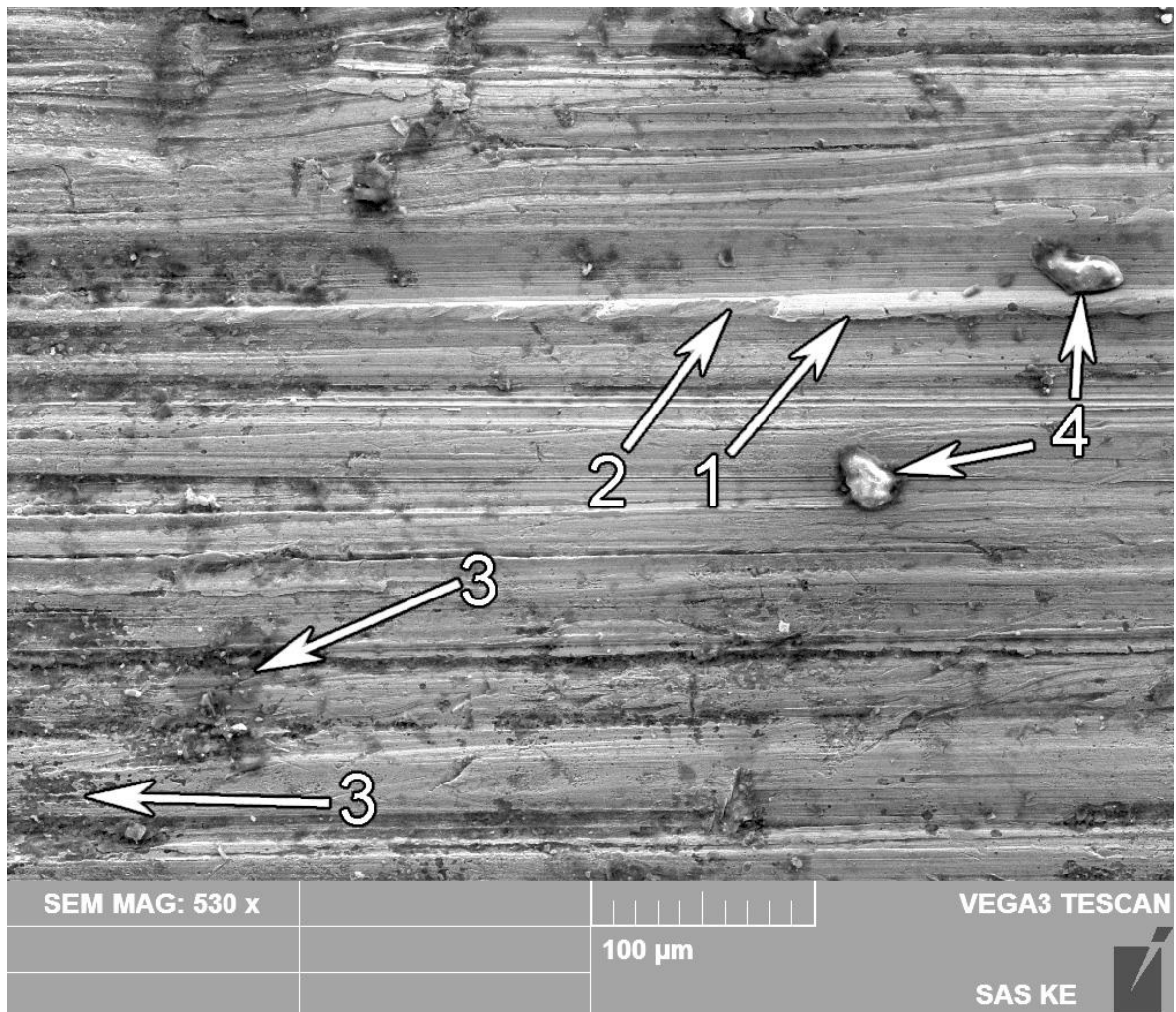
Відомості, що наведено вище в цьому розділі, дозволяють підтвердити гіпотезу комірчастої субструктури поверхневого шару і, навіть, доповнити її. Комірчасту субструктуру можна спостерігати на ділянках 1 і 2 (див. рис. 3.7.) Новим є те, що комірчаста субструктура на ділянці 2 є повністю мартенситною. В роботі [65] вважається, що при щільності дислокацій  $10^{14} \text{ см}^{-2}$  фазове перетворення не може перебігати саме через високу дефектність кристалічної ґратки. У даному випадку згідно дифрактограми зношеної поверхні (див. рис. 3.4), мікротвердості зношеної поверхні (див. рис. 3.5), а також безпосередньому спостеріганні мікроструктури (див. ділянку 2 на рис. 3.7) можна стверджувати, що гранично наклепаний аустеніт здатен до повного мартенситного перетворення якщо навантаження буде достатнім. Отже, при абразивному зношуванні високовуглецевої низьколегованої сталі, яку загартовано на залишковий аустеніт, можливо утворення суцільного шару мартенситу деформації із щільністю дислокацій, вищою, ніж в мартенситі гартування. Комірчаста субструктура такого мартенситу додатково ускладнює руйнування зміцненої поверхні абразивними зернами [25].

Подальшу роботу може бути спрямовано на дослідження властивостей матеріалу у наноструктурних комірках мартенситу деформації, які утворюються на поверхні тертя.

### 3.2 Дослідження зношеної поверхні засобами електронної мікроскопії

Вигляд поверхні тертя після абразивного зношування у растровому електронному мікроскопі наведено на рис. 3.8. Множинні подряпини свідчать про зношування у малоцикловому режимі, тобто мікрорізання і пластичне мікродеформування твердими частинками. Крім подряпин є й інші ознаки мікродеформування: навали пластично деформованого матеріалу по краях

подряпин (1 на рис. 3.8). Ці навали в деяких місцях є крихко зруйнованими (2 на рис. 3.8); це є ознакою високої твердості і високої крихкості матеріалу.



1 – навал матеріалу з краю подряпини; 2 – зламаний навал; 3 – місця втомного руйнування; 4 – частинки абразиву, які шаржували поверхню тертя

Рисунок 3.8 – Поверхня тертя після абразивного зношування

Незважаючи на переважно малоцикловий режим зношування, деякі ділянки поверхні тертя (3 на рис. 3.8) мають сліди руйнування у багатоцикловому режимі. Наявність одночасно ознак малоциклового і багатоциклового руйнування можна пояснити таким чином.

На самому початку зношування матеріал поверхні тертя знаходиться у переважно аустенітному стані, через це він є достатньо м'яким і здатним до пластичної деформації. Ця початкова пластична деформація проявляється як

множинні подряпини і борозни на зношеній поверхні. Початкова пластична деформація призводить до інтенсивного фазового перетворення і зміцнення матеріалу (див. рис. 3.3, 3.4, 3.5), отже матеріал стає дуже твердим і крихким. Чим твердіше матеріал, тим менше вірогідність його різання і утворення борозн. Провідним механізмом руйнування стає пружне деформування з подальшим втомним руйнуванням мікрооб'ємів. Місця, які дійшли до передзруйнованого стану після багатьох циклів пружного деформування, виявляються темнішими (3, рис. 3.8) під час спостереження в електронному мікроскопі. Збільшений вигляд місця втомного руйнування наведено на рис. 3.9.

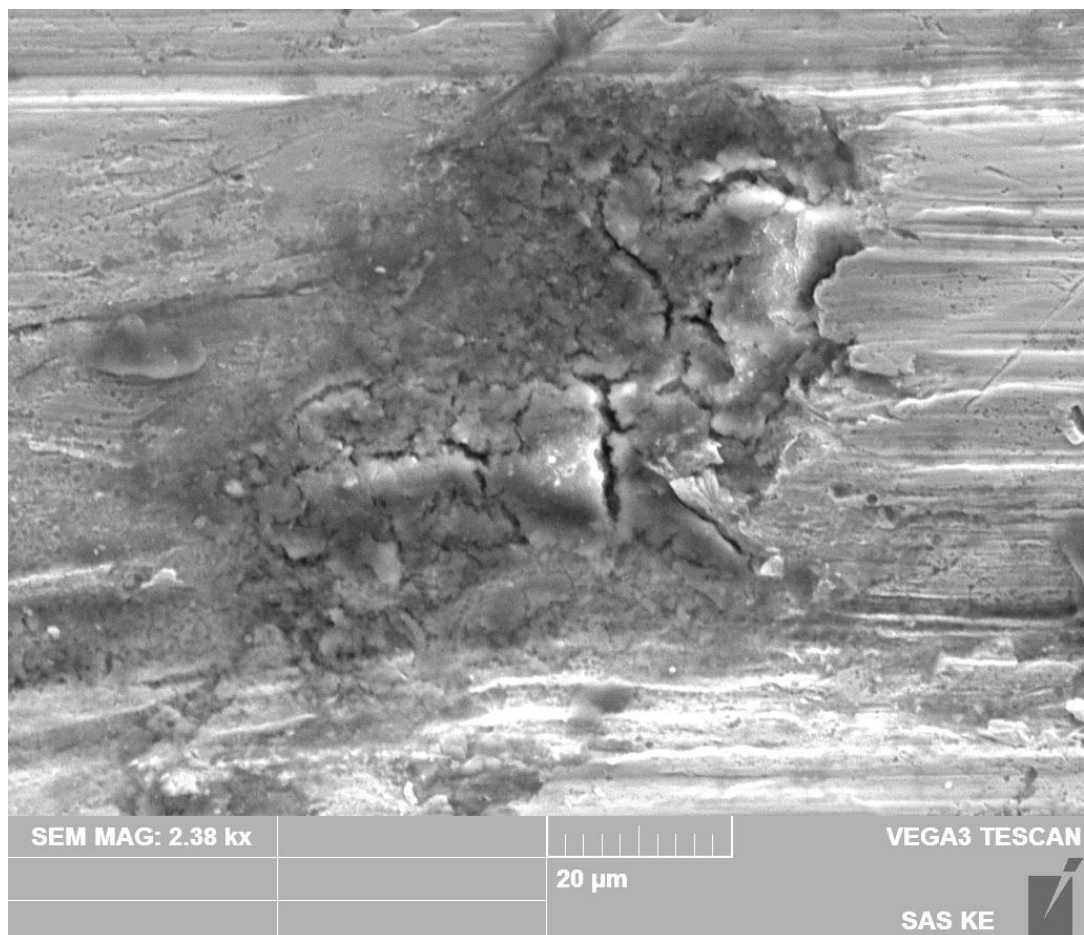


Рисунок 3.9 – Місце втомного руйнування на поверхні тертя

### 3.3 Вплив ізотермічної витримки на структуру загартованої сталі

Для дослідження впливу ізотермічної витримки на структуру сталі 120Г3С2 зразки гартували від 900 °С у воді. Подальшу ізотермічну витримку проводили при температурі 250 °С протягом 1, 2, 3, 6 и 12 годин. В роботах [103-104] встановлено, що саме температура 250 °С є оптимальною для бейнітного перетворення аустеніту сталі 120Г3С2. Якщо температура є нижчою, час перетворення значно збільшується. Підвищення температури значно зменшує повноту перетворення.

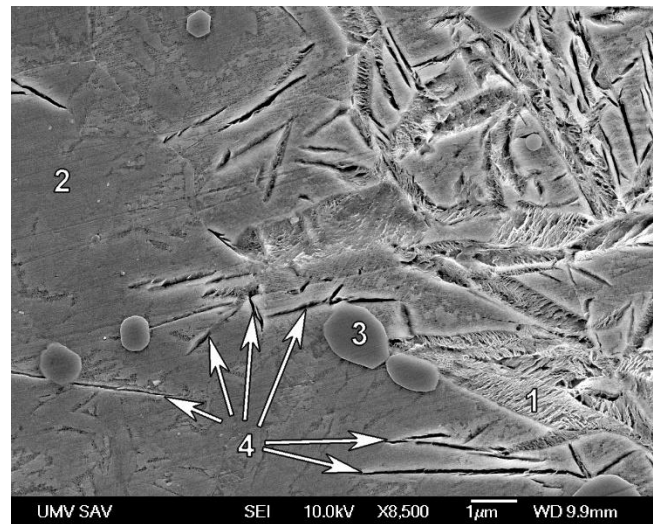
Мікроструктуру зразків досліджували зі сторони поперечного перерізу смуги приблизно в центрі, що дозволило дослідити матеріал, який не зазнав знеуглецювання. Також проводили вимірювання твердості. Твердість матеріалу після певної ізотермічної витримки визначали як середнє з 30 вимірювань для відповідного зразка. Навантаження на індентор під час вимірювання твердості складало 500 г.

Для сталі вказаного хімічного складу температура 900 °С відповідає двофазній області між точками  $A_1$  та  $A_{cm}$ . Про це свідчать карбіди, які не розчинено під час нагрівання (див. рис. 3.1). Поряд із карбідами в структурі також спостерігається значна кількість мартенситу – близько 30 відсотків. В роботі [116] встановлено, що кількість мартенситу в цій сталі після гартування від 900 °С складає 33%.

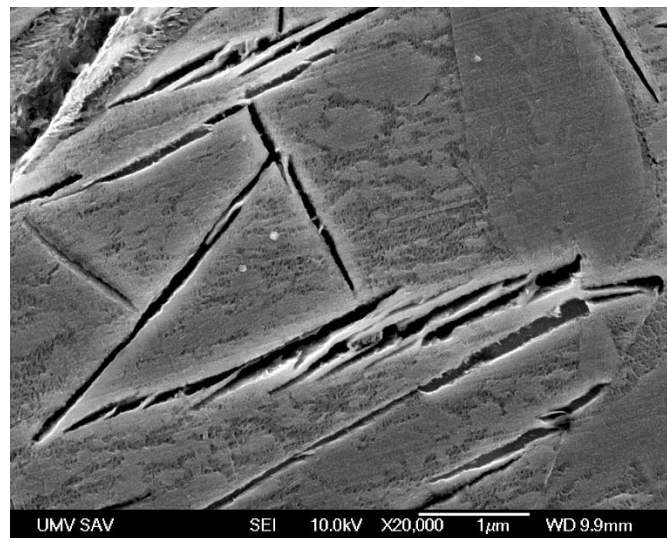
Оскільки мартенсит сприяє прискоренню бейнітного перетворення (див. п. 1.3), є підстави очікувати появу бейніту під час ізотермічної витримки впродовж запланованих інтервалів часу. Таким чином, запланований експеримент має на меті уточнення часу до початку бейнітного перетворення в сталі 120Г3С2 за умови присутності в структурі мартенситу.

Після ізотермічної витримки 1 год (рис. 3.10) в структурі поряд з відпущеним мартенситом 1, аустенітом 2 і карбідами 3 спостерігається деяка кількість бейнітного фериту 4 характерної морфології. Таким чином,

встановлено, що бейнітне перетворення починається не пізніше, ніж через 1 годину ізотермічної витримки. Якщо збільшити час витримки до 2 год (рис. 3.11), кількість бейнітного фериту в структурі збільшиться.



а



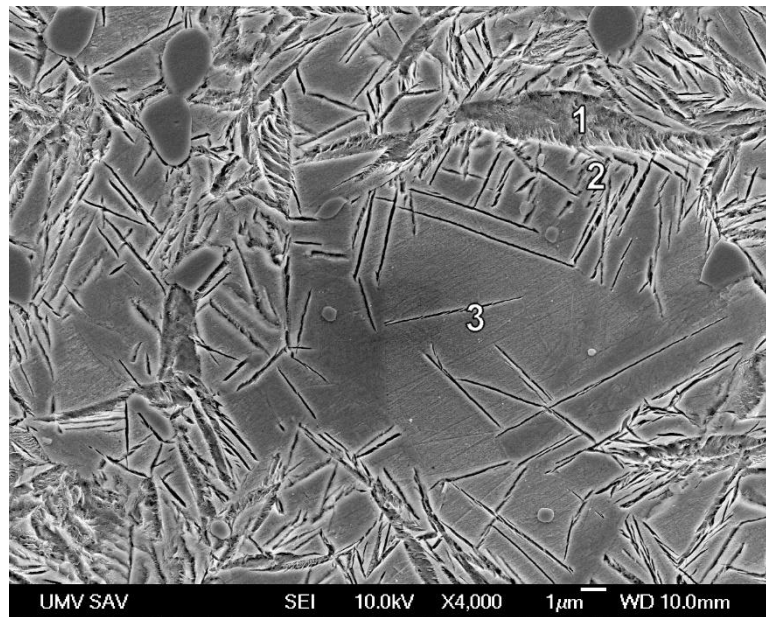
б

1 – відпущений мартенсит; 2 – аустеніт; 3 – карбід; 4 – бейнітний ферит  
а – x8500; б – x20000

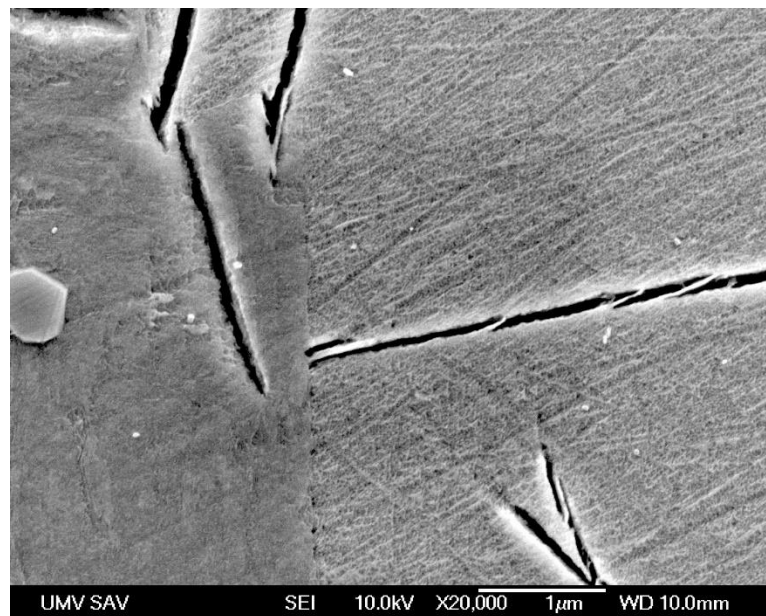
Рисунок 3.10 – Мікроструктура після ізотермічної витримки 1 година

Необхідно відзначити переважне виділення бейнітного фериту 2 поблизу відпущеного мартенситу 1 (див. рис. 3.11, а). В області 2 бейнітний ферит присутній у відносно більшій кількості, в області 3 присутні лише

одиночні пластини. Це наочно ілюструє роль мартенситу як каталізатора бейнітного перетворення.



а



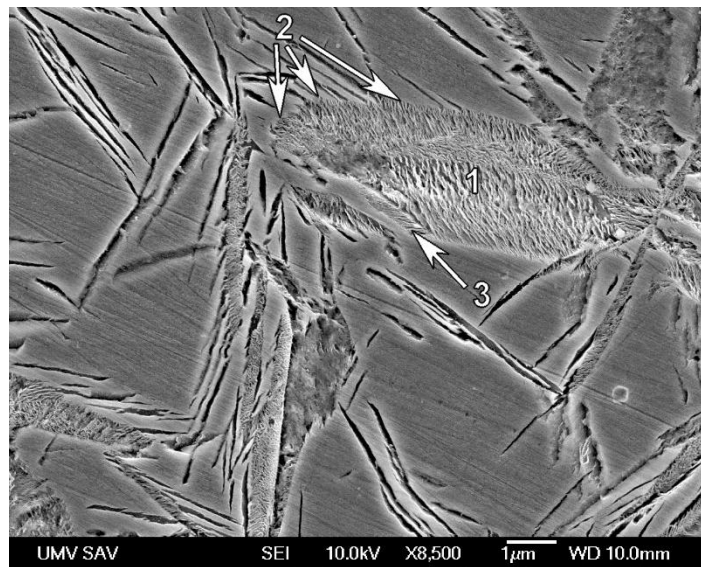
б

1 – відпущений мартенсит; 2 – множинні пластини бейнітного фериту поблизу мартенситу; 3 – одиночні пластини бейнітного фериту на значній відстані від мартенситу

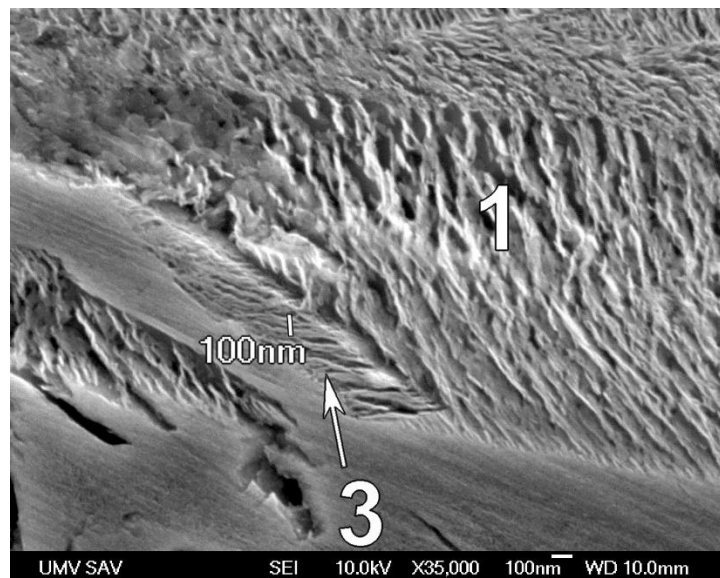
а – x4000; б – x20000

Рисунок 3.11 – Мікроструктура після ізотермічної витримки 2 години

В структурі матеріалу після витримки 3 години (рис. 3. 12) з'являється якісно новий об'єкт: відпущений мартенсит 1 з нехарактерно викривленими границями 2 (див. рис 3.12, а) і прилеглими ділянками деякої пластинчастої структури 3. Структура 3 є настільки дисперсною, що її елементи можна роздільно побачити лише при збільшеннях вище за  $\times 10000$  (див. рис. 3.12, б). Міжпластинчаста відстань – менше 100 нм. Ця наноструктура може бути ідентифікована як columnar bainite [97].



а

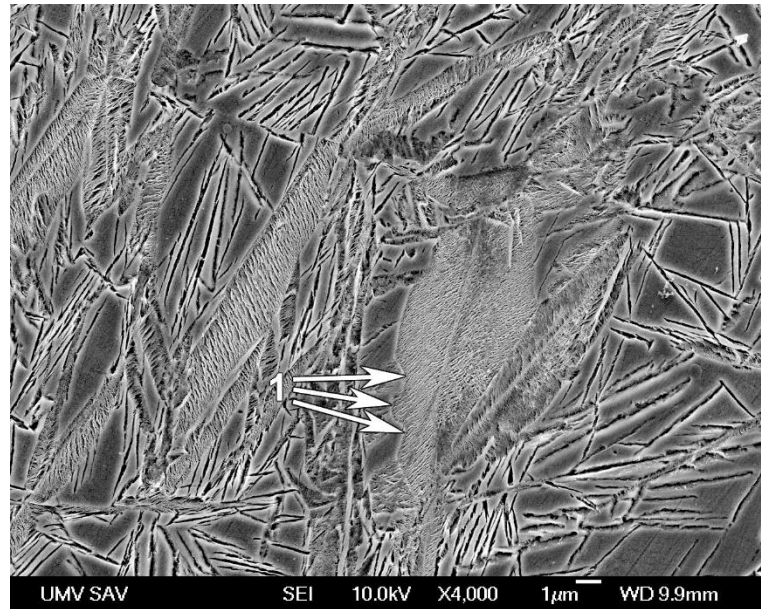


б

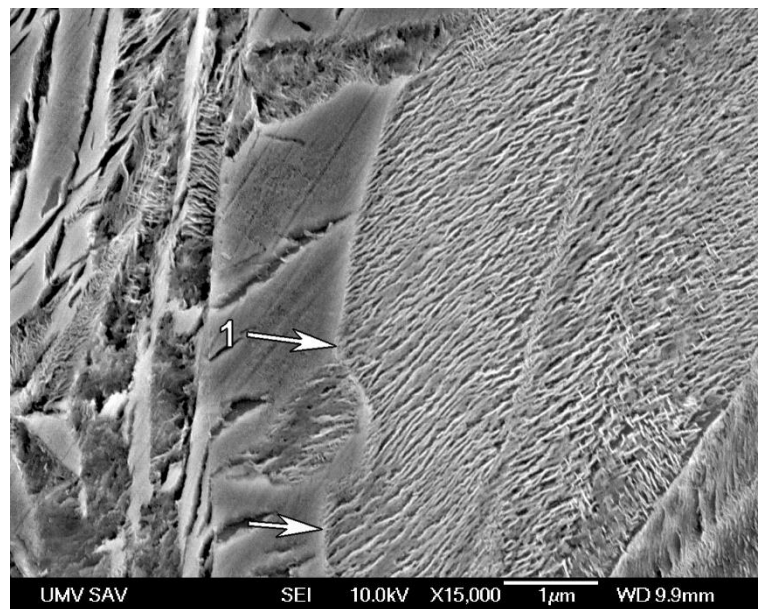
а –  $\times 8500$ ; б –  $\times 35000$ 

Рисунок 3.12 - Мікроструктура після ізотермічної витримки 3 години

Подальше збільшення часу ізотермічної витримки призводить до збільшення кількості пластин бейнітного фериту і збільшення площі columnar bainite (рис. 3.13, 3.14). Границі наноструктурного бейніту в деяких випадках є специфічно викривленими (див. рис. 3.13, а, б), що дозволяє відрізнити його від відпущеного мартенситу.



а

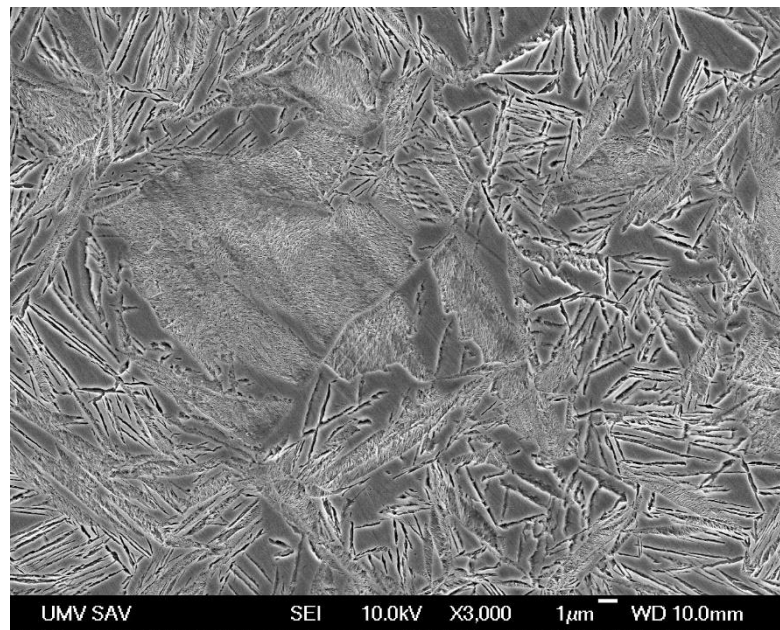


б

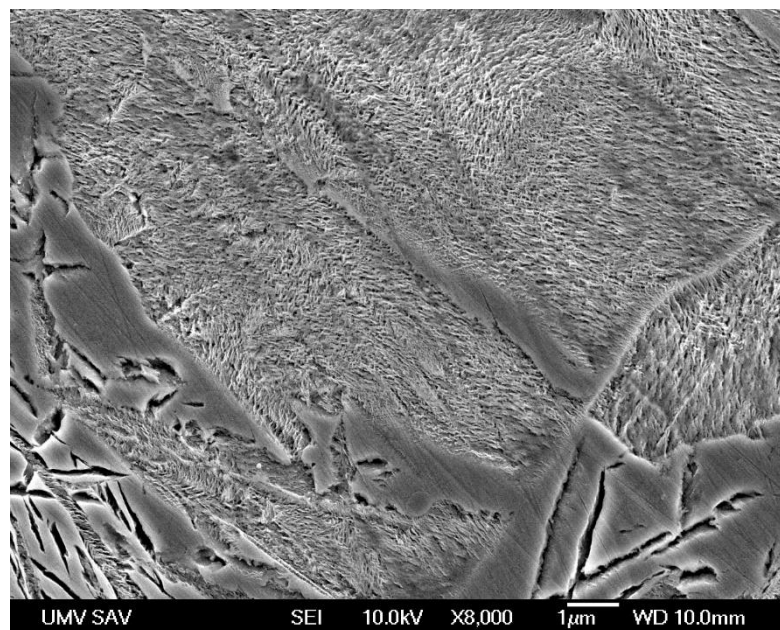
1 – границя наноструктурного бейніту

а – х4000; б – х15000

Рисунок 3.13 - Мікроструктура після ізотермічної витримки 6 годин



а



б

а – x3000; б – x8000

Рисунок 3.14 - Мікроструктура після ізотермічної витримки 12 годин

Залежність твердості загартованої сталі 120Г3С2 від часу ізотермічної витримки (рис. 3.15) свідчить про те, що на початкових стадіях витримки (до 1 години) твердість матеріалу знижується, незважаючи на наочний початок бейнітного перетворення. Вірогідніше за все, зниження твердості пов'язане з

відпуском мартенситу. Збільшення часу витримки очікувано призводить до збільшення твердості, що пов'язане з бейнітним перетворенням.

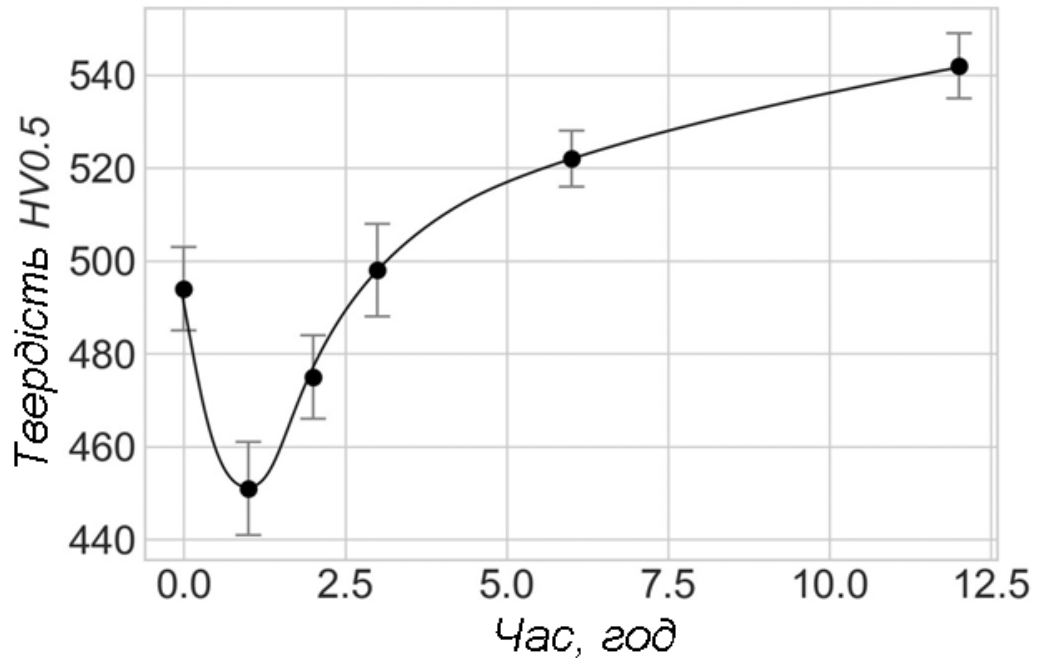


Рисунок 3.15 – Зміна твердості сталі 120Г3С2 після гартування від 900 °С та ізотермічної витримки при 250 °С у досліджених інтервалах часу

За відомостями робіт [103, 104] подальше збільшення часу витримки також призведе до збільшення твердості. Завершення бейнітного перетворення в цьому випадку відбувається через 1...2 доби. Тим не менш, витримка до 6-7 годин (не більше 1 робочої зміни) може бути цілком достатньою для поліпшення механічних властивостей та забезпечення експлуатаційної надійності як основного матеріалу, так і зварних з'єднань загартованої сталі 120Г3С2.

### 3.4 Висновки

За результатами дослідження впливу термічної обробки і абразивного зношування на мікроструктуру і властивості високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 можна зробити такі основні висновки.

1. Суцільний шар мартенситу деформації формується на поверхні тертя під час абразивного зношування. Глибина повністю мартенситної структури є не меншою, ніж глибина проникнення  $\text{CuK}\alpha$ -випромінювання. Згідно фотографій мікроструктур глибина мартенситного шару складає 7...10  $\mu\text{m}$ .

2. Мікротвердість поверхні тертя досягає 1400 HV0.05. Такий рівень зміцнення залишкового аустеніту зафіксовано вперше.

3. Згідно результатів рентгеноструктурного аналізу на поверхні тертя після абразивного зношування аустеніт не залишається. Також зафіксовано значне уширення  $\alpha$ -піків, що свідчить про успадкування мартенситом деформації дефектів кристалеві гратки аустеніту, які з'явилися в ньому в процесі пластичної деформації абразивними частинками.

4. Бейнітне перетворення починається менше, ніж через 1 годину після початку ізотермічної витримки загартованої від 900 °С сталі. Через 1 годину витримки в структурі спостерігаються множинні виділення бейнітного фериту голчастої морфології, які розташовано біля відпущеного мартенситу. Поряд з бейнітним феритом голчастої морфології під час ізотермічної витримки формуються ділянки значно більш дисперсного бейніту з міжпластинчастою відстанню менше 100 нм. Твердість сталі під час ізотермічної витримки змінюється за кривою з мінімумом, який відповідає витримці 1 година. В цей час процеси відпуску мартенситу вже завершено, а бейнітне перетворення, що почалося, входить до стадії прискореного розвитку.

5. Подальші дослідження мають бути спрямованими на розробку засобів з'єднання зносостійких накладок із загартованої сталі 120Г3С2 з матеріалом деталей, які підлягають захисту від зношування.

## РОЗДІЛ 4

### РОЗРОБЛЕННЯ ЗАСОБУ ЗВАРЮВАННЯ ЗАГАРТОВАНОЇ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

Дослідження структури і властивостей термічно обробленої сталі 120Г3С2 після абразивного зношування і ізотермічної витримки показали, що цей матеріал є перспективним для використання як для суцільних зносостійких деталей, так і для ремонтних накладок в місцях посиленого зносу. Однак для ремонту зношених деталей накладками потрібен засіб з'єднання термічно обробленої сталі 120Г3С2 з матеріалом деталі, що ремонтується. Зазвичай для подібних цілей використовують зварювання, однак в цьому випадку використання зварювання може бути ускладненим через ризик знищення зносостійкої структури ремонтних накладок зварювальним нагрівом. Отже, потрібні спеціальні дослідження для обґрунтування, експериментальної і практичної перевірки раціонального засобу зварювання.

4.1 Обґрунтування засобу зварювання термічно оброблених високовуглецевих заевтектоїдних сталей для забезпечення високої якості зварного з'єднання

Високий вміст вуглецю потрібен для забезпечення високої зносостійкості сталі, але підвищення вмісту вуглецю одночасно погіршує її зварюваність. Сталі з вуглецевим еквівалентом 0,4 і вище вважаються складно зварюваними [115]. Відомо, що чим більше вуглецю або інших легувальних елементів (крім С<sub>о</sub>) міститься в аустеніті, тим менше швидкість охолодження, яка є необхідною для уникнення утворення мартенситної

структури [117]. Отже, чим більше вуглецю та інших елементів міститься в сталі (вуглецевий еквівалент), тим більш ймовірним є поява мартенситу в зоні термічного впливу (ЗТВ) після зварювання, що призводить до появи тріщин в ЗТВ (тобто поганої зварюваності сталі). Підігрівання цих сталей перед зварюванням призводить до зниження швидкості охолодження в ЗТВ нижче критичного рівня, отже, утворення мартенситу може бути виключеним. Після зварювання термічна обробка забезпечує розпад мартенситу, якщо він утворюється в межах ЗТВ під час термічного циклу зварювання.

Сталі з вмістом вуглецю вище 0,5...0,8 мас.% зазвичай не застосовуються для зварних з'єднань. Температура  $M_p$  при концентрації вуглецю 0,5...0,8 мас.% є досить високою, тому залишковий аустеніт не вважається фактором, що впливає на механічні властивості ЗТВ. Якщо з якихось причин  $M_p$  знижується до кімнатної температури або нижче, мартенсит взагалі не буде присутній в ЗТВ, і всі зусилля, спрямовані на уникнення утворення мартенситу (попереднє нагрівання та термічна обробка після зварювання), не будуть необхідними. Це стосується зварювання високовуглецевих (близько 1,2 мас.%) низьколегованих (близько 3 мас.% легувальних елементів) сталей, які мають 100% залишкового аустеніту після гартування через те, що  $M_p$  становить приблизно 20 °С. Щодо цих сталей - попереднє нагрівання та термічна обробка після зварювання негативно впливатиме на структуру залишкового нестабільного аустеніту і, таким чином, зносостійкість зварних деталей різко знизиться. Тому швидке охолодження в ЗТВ є вкрай необхідним для забезпечення повністю аустенітної структури та виключення утворення перліту поблизу лінії сплавлення. Це дозволить отримати зварювальні з'єднання з більшою зносостійкістю.

В теперішній час швидке охолодження застосовується здебільшого як техніка для поліпшення механічних властивостей ЗТВ, що утворюється при зварюванні тертям з перемішуванням сплавів на основі Al [118, 119],

звичайному зварюванні сплавів на основі Fe з різним вмістом вуглецю [111, 120, 121]. Деякі методи, такі як зварювання вибухом або лазерне зварювання, передбачають швидке охолодження ЗТВ без спеціальних прийомів [122, 123], хоча навіть під час лазерного зварювання іноді необхідне особливо прискорене охолодження [124]. Отже, швидке охолодження - відома методика, яка застосовується при зварюванні, однак навмисне швидке охолодження ЗТВ під час зварювання високовуглецевих низьколегованих сталей на цей час не досліджено.

Виходячи з наведених вище міркувань, предметом подальшої роботи було вивчення модельного зварного з'єднання високовуглецевої низьколегованої сталі з акцентом на мікроструктуру, сформовану в ЗТВ при прискореному охолодженні.

#### 4.2 Дослідження структури зони термічного впливу модельного зварного з'єднання загартованої високовуглецевої сталі після зварювання з прискореним охолодженням

Зразок сталі 120Г3С2 розмірами 60 x 60 x 5 мм загартовано від 1000 °С у воді для отримання повністю аустенітної структури.

Зварювання з швидким охолодженням імітувалося швидким одиничним дотиком електрода до краю заготовки. Під час дотику ініційовано дугу зі струмом 130 А при напрузі 25 В. Зворотну полярність використовували для збільшення тепловіддачі. В результаті утворилося одиничне зварне «з'єднання» з матеріалу основи і переплавленого електродного металу (рис. 4.1). Тепло, що генерується дугою, швидко розсіюється через теплопровідність в заготовку. Температуру ЗТВ контролювали за допомогою хромель-копелевої термопари, яку приварювали до плоскої сторони

заготовки на відстані 5 мм від її краю. Залежність "час-температура", що відповідає термічному циклу, наведено на рис. 4.2.

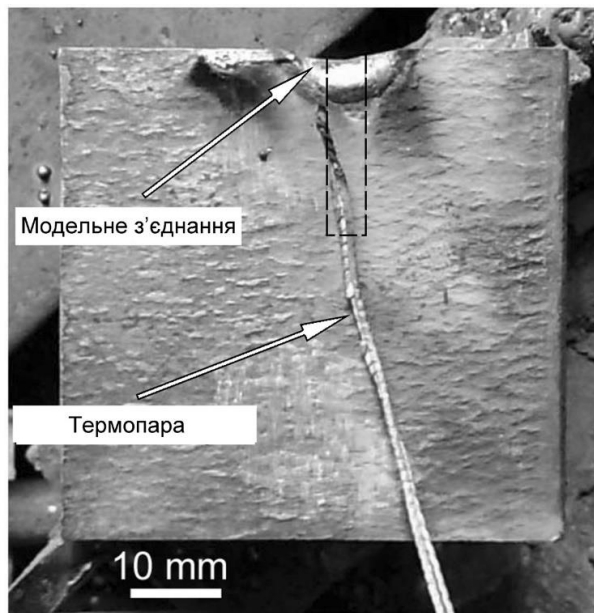


Рисунок 4.1 – Експериментальний зразок з одиничним зварним «з'єднанням»

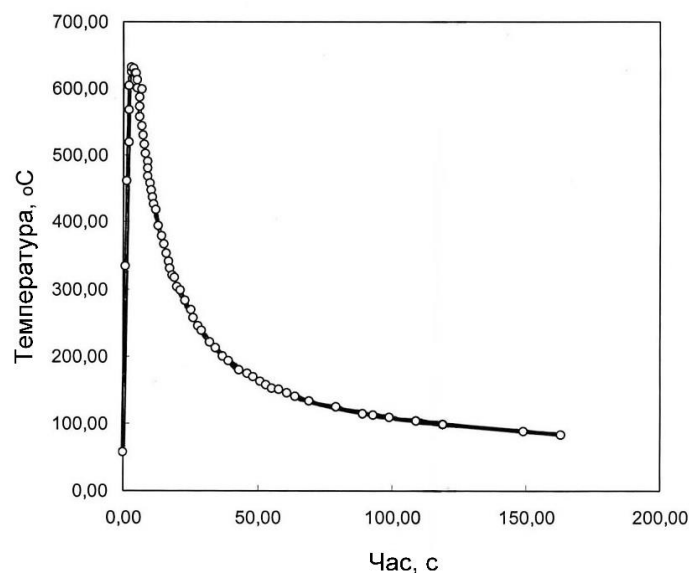


Рисунок 4.2 – Залежність температури від часу впродовж термічного циклу

Згідно рис. 4.1 спай термопар майже торкався рідкого металу. Тим не менш, пікова температура була набагато нижчою, ніж температура плавлення сталі і навіть  $A_{c1}$ . Це можна пояснити дуже коротким циклом зварювання (менше 1 с) і швидким охолодженням через теплопровідність в холодний основний метал. Як результат, тепловій потік до спаю термопар виявився

недостатнім для підвищення температури до більш високих значень, ніж зафіксовано.

Зразок довжиною близько 20 мм і шириною близько 5 мм вирізали з заготовки, як показано на рис. 4.1 штриховою лінією. Поперечний зріз зразка був відшліфований і протравлений 4 об.% ніталем. Мікроструктуру ЗТВ досліджували за допомогою SEM (JEOL JSM-7000F) та оптичної мікроскопії (OLYMPUS GX-71). Місцевий аналіз EDX проводили за допомогою SEM (TESCAN), оснащеного детектором Bruker EDX. Мікротвердість вимірювали комп'ютерним контролером твердості Wilson®.

На рис. 4.3 наведено панораму структури зварного "з'єднання" та ЗТВ, яку складено з оптичних зображень з низьким збільшенням. В структурі можна виділити чотири ділянки: (а) ділянка А світлого контрасту, що показує переплавлений електродний матеріал, (b) ділянка В рівномірно-сірого контрасту, (c) ділянка С з неоднорідною структурою, що включає ділянки з сірим контрастом і темним контрастом і (d) ділянка D, розташована з обох сторін на глибину приблизно 1,3 мм, що має переважно темний контраст. Ділянка D є результатом знеуглецювання сталевий смуги.

На рис. 4.4 наведено результати вимірювання мікротвердості ЗТВ (С, В) через лінію сплавлення від точки 1 (зона С) до точки 2 (зона А). Як видно з рис. 4, мікротвердість в точці 1 становить 320 НV, потім вона змінюється в діапазоні 240...260 НV в зоні В і 240...270 НV в зоні А. Необхідно відзначити різке збільшення мікротвердості до 450 НV для вузького шару, розташованого між ділянками В і А.

Більш висока мікротвердість (320 НV) в точці 1 в зоні С пояснюється наявністю гетерогенної структури, що складається з залишкового аустеніту, голчастого мартенситу та деякої кількості карбідів (1 на рис. 4.5, а). Відповідно до значення мікротвердості залишковий аустеніт є, ймовірно, основною фазою в структурі зони С, тоді як карбіди з'явилися в ЗТВ через розпад аустеніту при введенні теплоти. На відміну від ділянки С мікроструктура ділянок В (рис. 4.5, б) та А (рис. 4.5, в) є повністю

аустенітною, що відповідає їх меншій мікротвердості. Однак у підплавленому шарі між ділянками А та В спостерігається голковий мартенсит (рис. 4.5, г), що призводить до різкого збільшення мікротвердості.

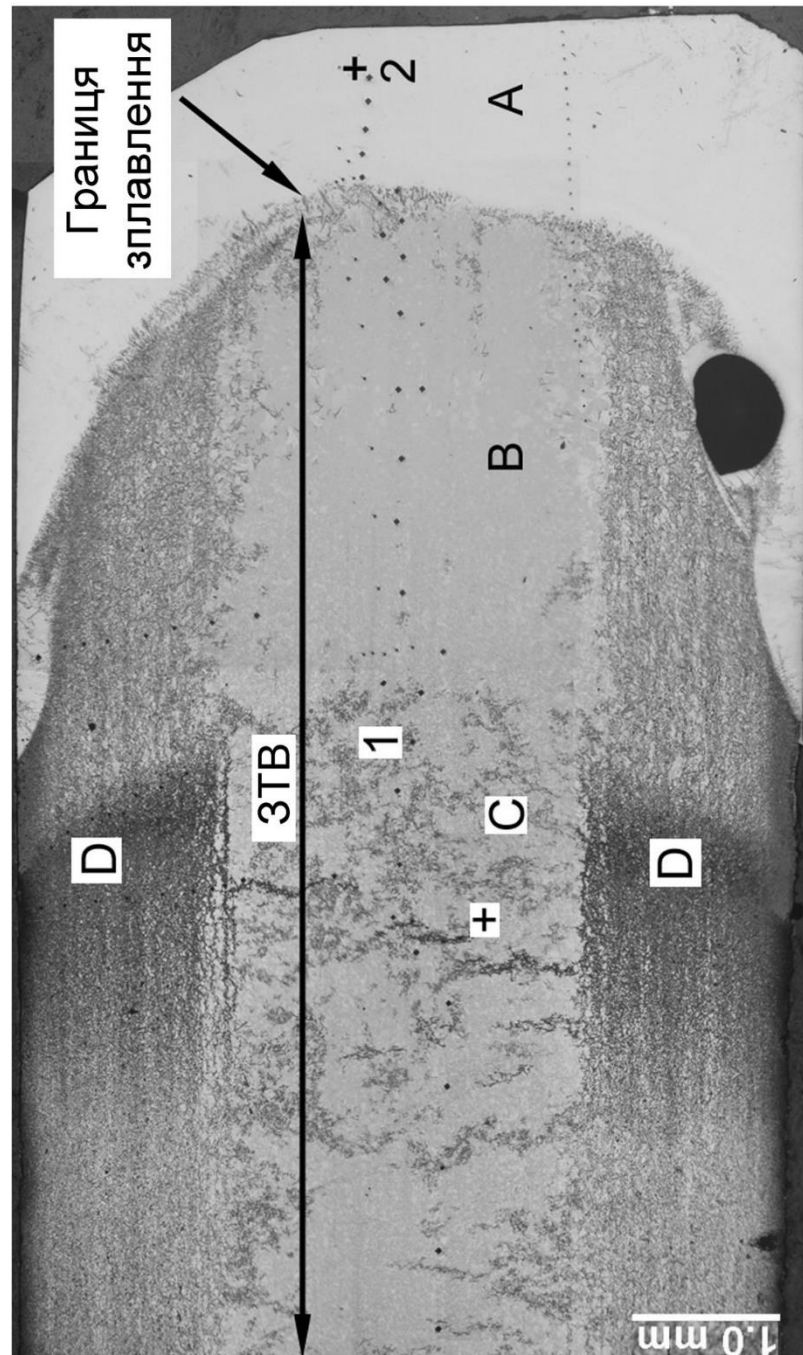


Рисунок 4.3 – Панорама макроструктури ЗТВ, границі зплавлення і переплавленого електродного металу

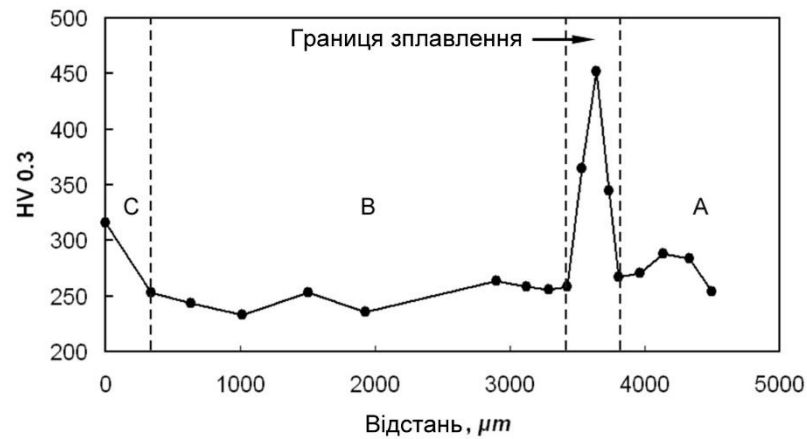
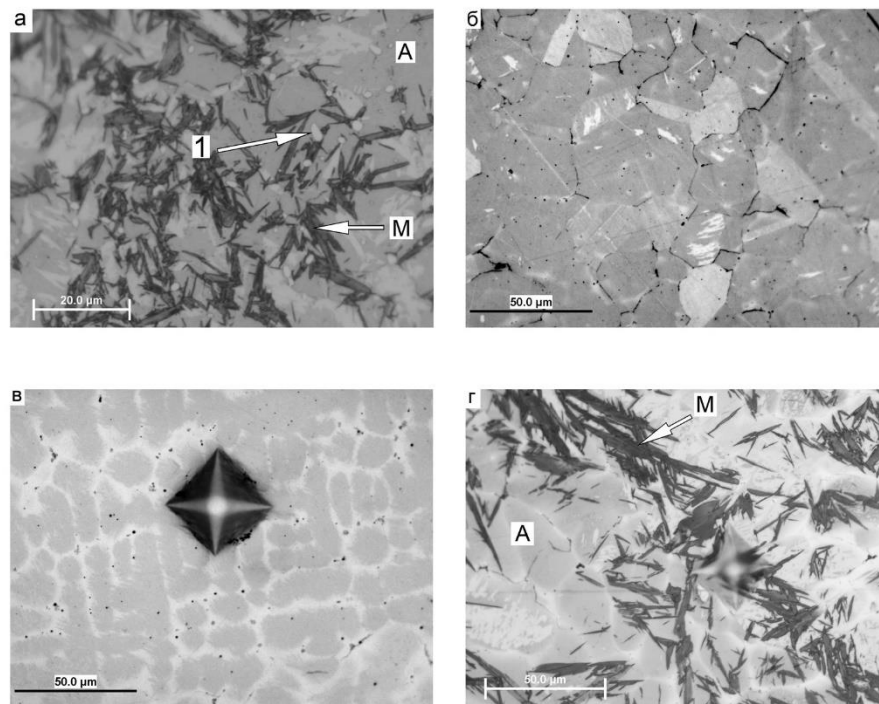


Рисунок 4.4 – Результат вимірювання мікротвердості ЗТВ, границі зплавлення та переплавленого електродного металу



М – мартенсит; А – аустеніт; 1 – карбіди

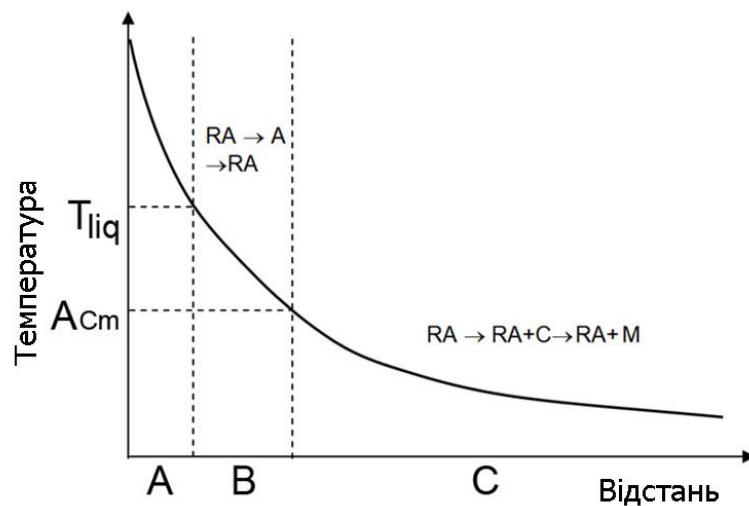
а – ділянка С; б – ділянка В поблизу границі зплавлення; в – ділянка біля передостаннього відбитку твердості; г – границя зплавлення

Рисунок 4.5 – Мікроструктура різних ділянок

Згідно з рис. 4.3 на ділянці С міститься значна кількість мартенситу, а на ділянці В він майже відсутній. Тому виникає питання, чому мартенсит, який

присутній на ділянці С, раптом зникає на ділянці В, роблячи чітко помітну границю між ділянками?

Найбільш очевидна причина пов'язана з розподілом температури в ЗТВ під час термічного циклу. Якщо припустити, що експоненціальний режим розподілу температури на ділянці В такий самий, як на поверхні зразка (див. рис. 4.2), то на ділянці В температура піднялася до більш високих значень вище температури  $A_{cm}$ , ніж на ділянці С. Дуже швидке нагрівання пригнічувало виділення карбідів із залишкового аустеніту, таким чином залишковий аустеніт досягав високої температури вище  $A_{st}$  (рис. 4.6) без виділення вуглецю.

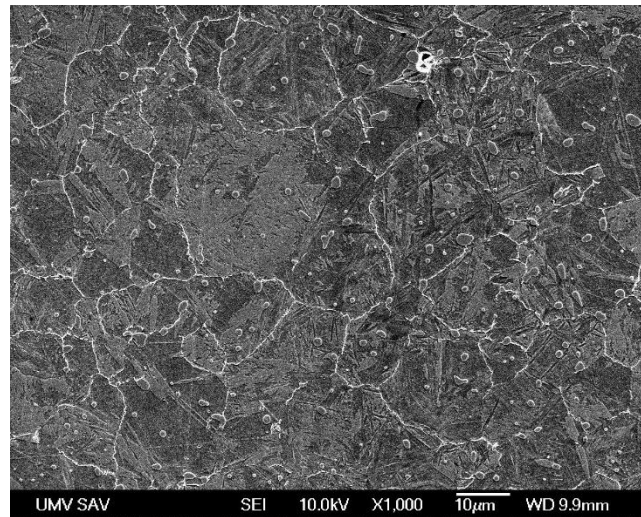


RA, C, M – залишковий аустеніт, карбід, мартенсит відповідно

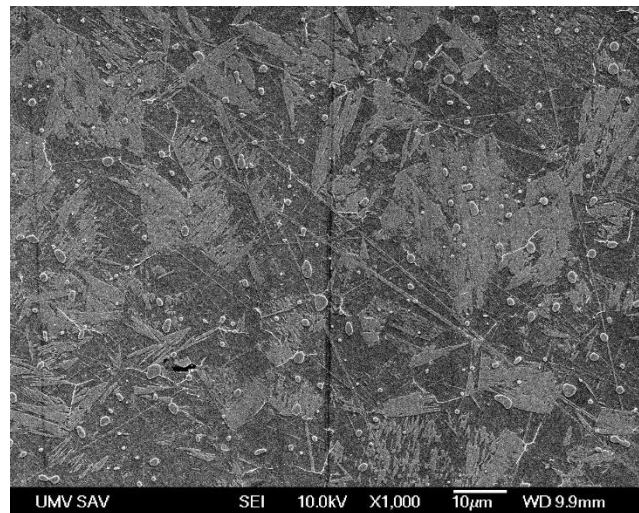
Рисунок 4.6 – Схема розподілу температури в ЗТВ та відповідних структурних ділянок А, В і С

При наступному швидкому охолодженні цей аустеніт повністю залишається в зоні формування структури В. На ділянці С температура була нижче  $A_{cm}$ , що було причиною виділення карбідів із залишкового аустеніту. Цей процес призвів до підвищення точки  $M_p$ , що, в свою чергу, призвело до часткової трансформації аустеніту в мартенсит на ділянці С під час подальшого охолодження.

Це припущення підтверджується різницею об'ємної частки карбідної фази між ділянками С і В (рис. 4.7). На рис. 4.7, а можна спостерігати карбідну сітку навкруги меж зерен поряд із глобулярними карбідами. На відміну від цього, на рис. 4.7, б карбідну сітку не виявлено, присутні лише глобулярні карбіди.



а



б

а - біля відбитку 1 (див. рис. 4.3); б – на границі ділянок С і В

Рисунок 4.7 – Мікроструктура перехідної зони від ділянки С до В

Структура, яку зображено на рис. 4.7, б, відповідає межі між ділянками С та В. Це означає, що по мірі переміщення від ділянки С у бік зварного шву

все менше карбідів виділяється з аустеніту під час термічного циклу зварювання.

Панораму переходу від ділянки В до А через границю зплавлення показано на рис. 4.8. Збільшення таке ж, як на рис. 4.7. Вільні карбіди у структурі не спостерігаються. Це доводить висловлені вище припущення щодо впливу термічного циклу зварювання на структуру ЗТВ.

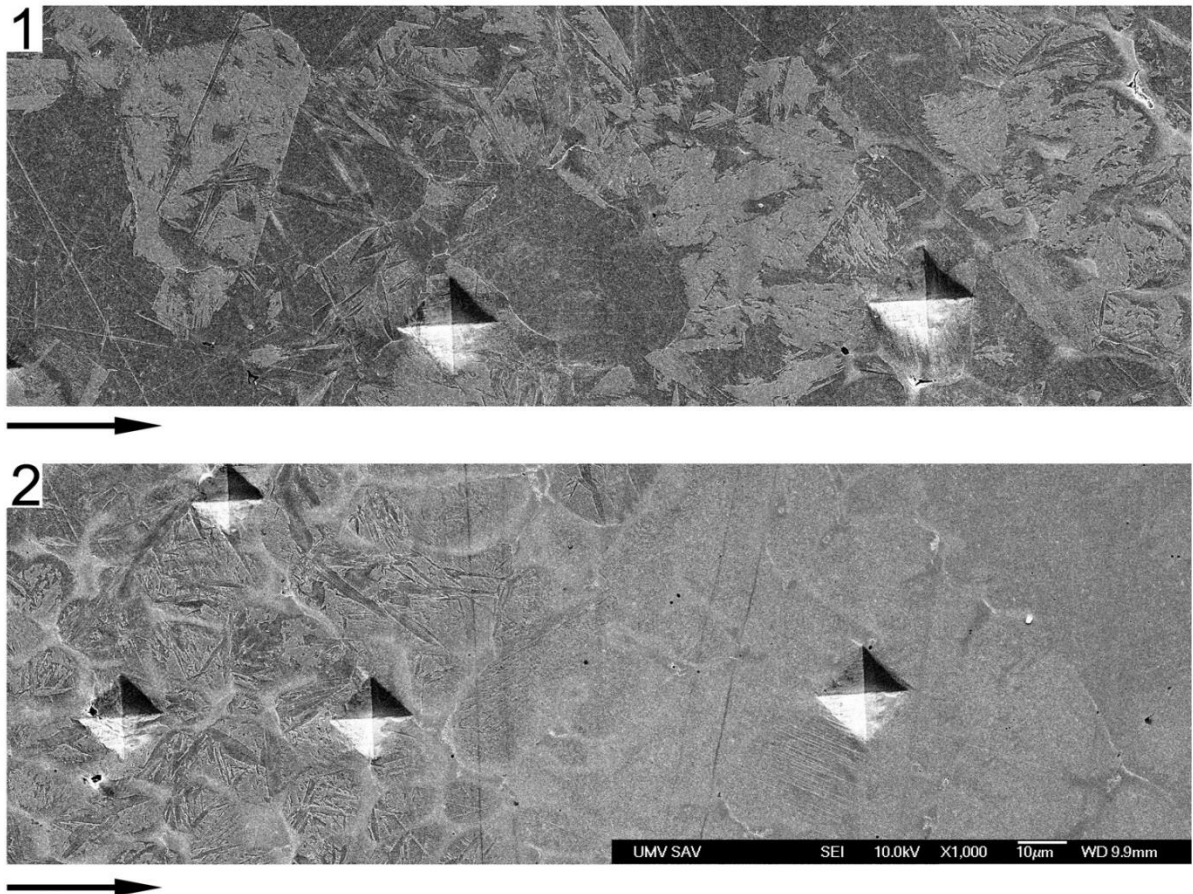


Рисунок 4.8 – Мікроструктура перехідної зони від В до А

Появу мартенситу в структурі границі зплавлення (див. рис. 4.5, г) може бути пояснено тими ж міркуваннями, що і для ЗТВ. Основна причина - локальний підйом  $M_p$  за рахунок збіднення основного металу на легувальні елементи на границі зплавлення.

Результати точкового EDX-аналізу основного металу та переплавленого електродного металу наведено на рис. 4.9. Точки аналізів показані на рис. 4.3 у вигляді хрестів. За даними EDX, і основні, і електродні метали містять

приблизно рівну кількість марганцю і кремнію, але електродний метал містить на 1,5% менше вуглецю і близько 2% хрому. Виявлені високі значення вмісту вуглецю не слід враховувати, оскільки це артефакт, пов'язаний із забрудненням вуглецем, що є відомою вадою методу EDX. Результат аналізів EDX через шар плавлення показаний на рис. 4.10.

Spectrum: Spectrum					Spectrum: Spectrum								
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]	El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	7,65	7,96	28,36	1,58	C	6	K-series	6,26	6,55	24,31	1,41
Si	14	K-series	1,35	1,40	2,13	0,10	Si	14	K-series	1,11	1,16	1,84	0,09
Mn	25	K-series	2,24	2,33	1,81	0,13	Cr	24	K-series	2,14	2,24	1,92	0,12
Fe	26	K-series	84,93	88,31	67,69	2,58	Mn	25	K-series	2,34	2,44	1,98	0,14
Total:			96,17	100,00	100,00		Total:			95,63	100,00	100,00	

а

б

а – основний метал; б – електродний метал

Рисунок 4.9 – Результати EDX аналізу основного металу та електродного металу

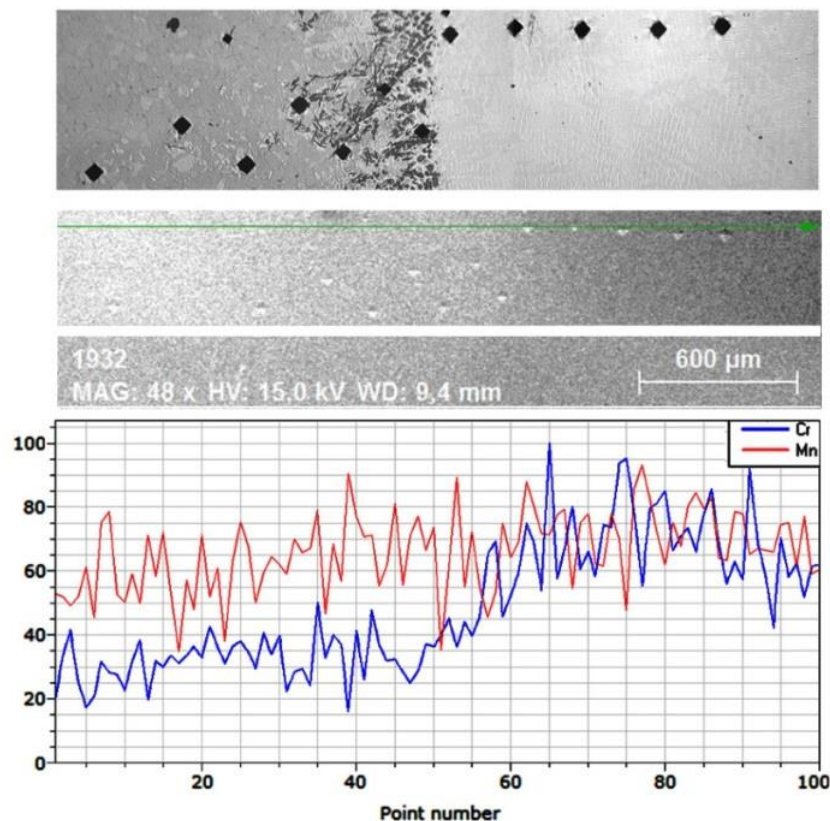


Рисунок 4.10 – Результат EDX аналізу вмісту Cr та Mn перпендикулярно лінії зплавлення

Видно, що концентрація марганцю приблизно однакова для основного та електродного металу, тоді як концентрація хрому значно зростає від основного до електродного металу. Цей результат відповідає тому, що показано на рис. 4.9.

Отримані результати дозволяють зробити висновок, що швидке охолодження є перспективним способом збереження вихідної зносостійкої структури нестабільного аустеніту в ЗТВ високовуглецевих низьколегованих сталей під час дугового зварювання. Також хімічний склад електродного металу повинен бути скоригований з метою усунення градієнта твердості в структурі лінії зплавлення. Подальші дослідження можуть бути проведені для розробки засобів забезпечення швидкого охолодження в процесі зварювання різних деталей машин, виготовлених із низьковуглецевих низьколегованих сталей.

#### 4.3 Дослідження структури зони термічного впливу загартованої високовуглецевої сталі після ручного дугового зварювання з охолодженням у воді

В попередньому розділі показано, що в разі зварювання термічно обробленої заевтектоїдної низьколегованої сталі необхідно не уповільнене, а прискорене охолодження зварного з'єднання, оскільки при прискореному охолодженні в ЗТВ фіксується залишковий аустеніт безпосередньо за границею зплавлення. Експеримент проведено на модельному зварному з'єднанні малого розміру при природному охолодженні за рахунок тепловідведення вглиб зразка. При збільшенні розміру зварного з'єднання швидкість природного охолодження може виявитися недостатньою для отримання необхідної структури ЗТВ. У зв'язку з цим необхідно примусове прискорене охолодження зварного з'єднання в процесі зварювання.

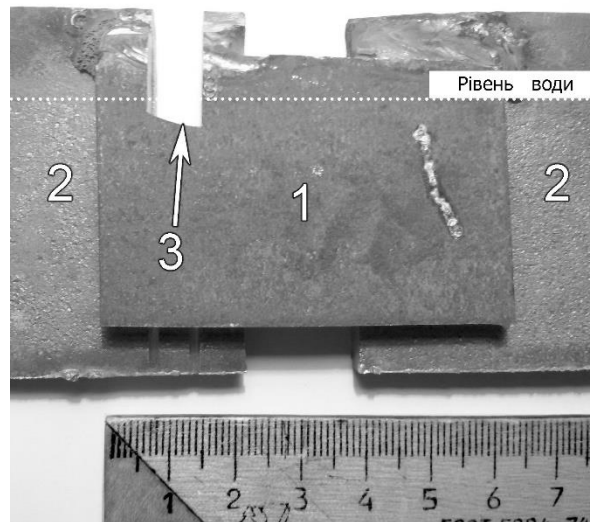
Максимальну швидкість охолодження ЗТВ може бути отримано за рахунок занурення у воду деталей, що зварюються (крім зварювальних кромок). В даному випадку гарантується достатня для загартування швидкість охолодження ЗТВ і збереження структури термічно обробленого зносостійкого елемента. Прискорене охолодження в воді - відомий прийом, використовуваний, наприклад, при зварюванні високоазотистих сталей [11]. Однак його застосування при зварюванні високовуглецевих низьколегованих сталей до теперішнього часу не досліджено.

Експерименти проведено з використанням зразків, що вирізано зі смуг високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 промислового виготовлення і стандартної низьковуглецевої низьколегованої сталі 09Г2С товщиною 5 мм і 7 мм відповідно. Зразок сталі 120Г3С2 попередньо загартовано від 800 °С, без відпуску. Твердість загартованого зразка 800...850 HV0.5.

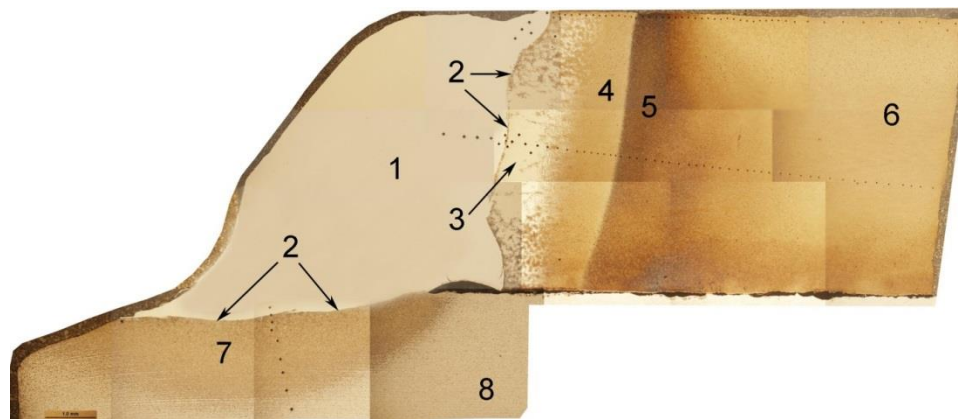
На рис. 4.11 показано загартований зразок сталі 120Г3С2 (1) після зварювання двома кутовими швами із зразками сталі 09Г2С (2). Зварювання проводили на змінному струмі електродами RIK99 (99% Ni, 1% C) діаметром 3 мм на режимі:  $I_{св} = 190$  А;  $U_{св} = 25$  В. Зварювані зразки були затиснуті струбциною і занурені у воду до рівня пунктирною лінії. Місце вирізки зразка для дослідження структури ЗТВ (3) показано стрілкою.

Поперечні перерізи зразків було відполіровані і протравлені 4% ніталем. Досліджували мікроструктуру ЗТВ і вимірювали її мікротвердість.

На рис. 4.12 показано панораму зварного з'єднання сталі 120Г3С2 і 09Г2С. Метал шва 1 відокремлений від незміненої структури сталі 120Г3С2 6 границею сплавлення 2, зонами гартування на аустеніт 3 і мартенсит 4, а також зоною відпуску вихідної загартованої структури 5.



1 – 120Г3С2; 2 – 09Г2С; 3 – місце відбору зразка для дослідження структури  
Рисунок 4.11 - Зварне з'єднання загартованої сталі 120Г3С2 і сталі 09Г2С



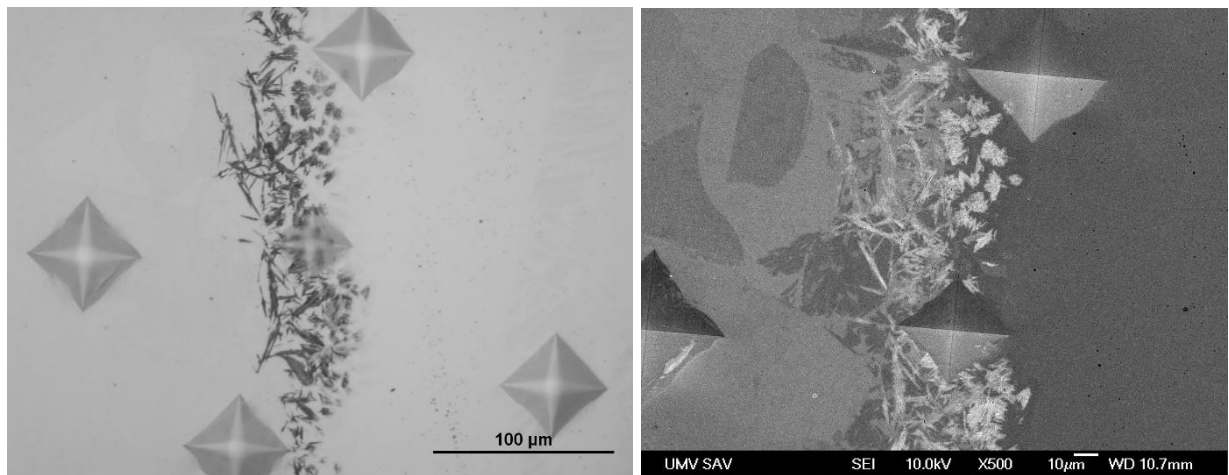
1 – метал шва; 2 – границя сплавлення; 3-6 – 120Г3С2: 3 – зона повторного гартування на аустеніт; 4 – зона повторного гартування на мартенсит; 5 – зона відпуску; 6 – зона немодифікованої структури загартованої сталі; 7 – зона термічного впливу в сталі 09Г2С; 8 – зона немодифікованої структури сталі 09Г2С

Рисунок 4.12 – Панорама зварного з'єднання сталей 120Г3С2 і 09Г2С, х50

У процесі зварювання в зоні 3 відбувається швидке нагрівання до підсолідусних температур і прискорене охолодження, що еквівалентно гартуванню з однофазної  $\gamma$ -області при звичайній термічній обробці. За рахунок повного розчинення карбідної фази в цій зоні температура Мп

знижується до рівня 20 °С, що забезпечує аустенітну структуру зони 3. Зі збільшенням відстані від границі сплавлення максимальна температура нагріву матеріалу в процесі зварювального циклу безперервно зменшується, кількість розчинених карбідів також зменшується і температура  $M_p$  підвищується. На деякій критичній відстані (4) від границі сплавлення термічна обробка матеріалу в процесі зварювального циклу еквівалентна гартуванню з мінімальним перегрівом вище  $A_{c1}$ , тобто гартуванню на максимальну твердість. При подальшому збільшенні відстані від границі сплавлення фазове перетворення вже не відбувається, і вихідна загартована структура сталі 120Г3С2 піддається відпуску.

Звертає на себе увагу наявність мартенситу в структурі границі сплавлення (рис. 4.13), незважаючи на великий запас аустенітності електроду.



а

б

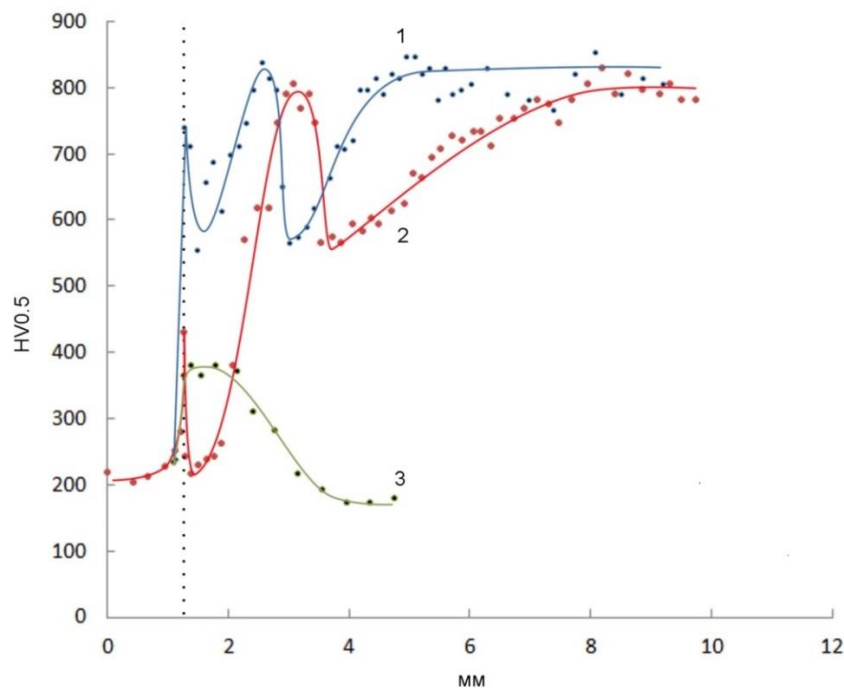
а – оптичне зображення; б – електронне зображення. Метал шва праворуч, сталь 120Г3С2 ліворуч від границі сплавлення

Рисунок 4.13 – Мікроструктура границі сплавлення сталі 120Г3С2, x500

Це може бути пов'язано з вигоранням вуглецю і марганцю і, ймовірно, виключає отримання безмартенситної структури границі сплавлення при зварюванні сталі 120Г3С2 при будь-якому складі електродного металу. Звідси випливає, що склад електродного металу можна змінювати в досить

широких межах в сторону зменшення рівня легування без зміни структури границі сплавлення і ЗТВ. Необхідно відзначити, що мартенсит, який утворюється в структурі границі сплавлення, практично миттєво починає самовідпускатися при досить високих температурах. Це значно знижує ймовірність виникнення дефектів зварного з'єднання.

Рис. 4.14. ілюструє зміну твердості від шва до основного металу через границю сплавлення і ЗТВ. Залежність 2 на рис. 4.14 відповідає вимірюванню твердості в середній частині елемента зі сталі 120ГЗС2 (див. рис. 4.12, ланцюжок відбитків в середній частині 120ГЗС2). На границі сплавлення (пунктир) чітко видно локальне збільшення твердості; відбиток, який відповідає цьому результату вимірювання, видно в центральній частині рис. 4.13, а і б. Розміри відбитків, що розташовано навколо, значно більше, що відповідає значно меншій твердості.



1 – верхній край 120ГЗС2; 2 – середня частина 120ГЗС2; 3 - 09Г2С

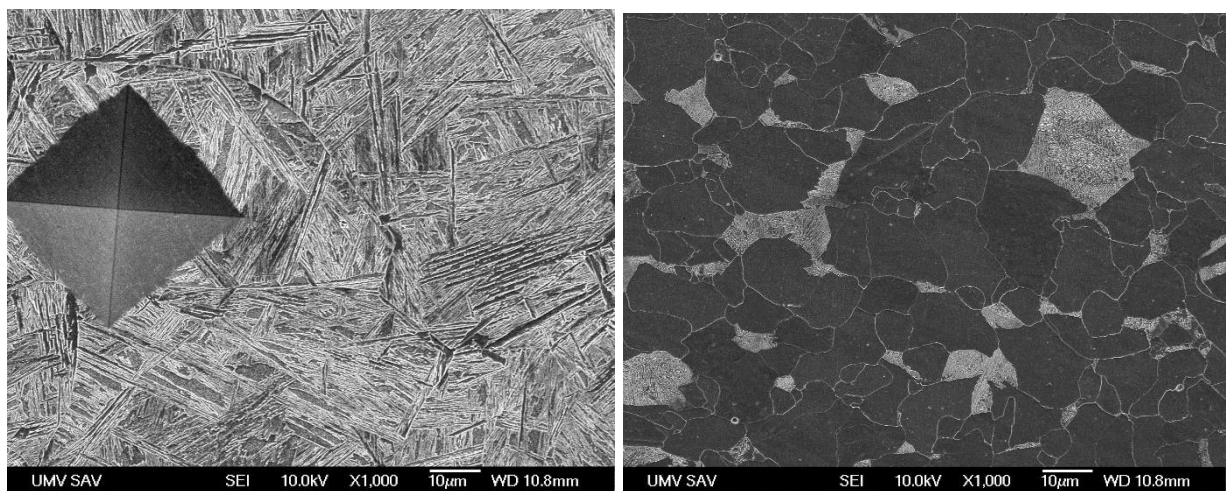
Рисунок 4.14 – Твердість ЗТВ

Ширина аустенітної (200...300 HV0.5) і мартенситної (700...800 HV0.5) зон однакова і становить близько 0,7 мм. Ці зони розділені областю

ауспеніто-мартенсито-карбідної структури змінної твердості, яка відповідає гартуванню з двофазної області з різним перегрівом вище  $A_1$ . За зоною мартенситу твердість різко знижується до 550 HV0.5, що відповідає високому відпуску вихідного загартованого матеріалу. Зі збільшенням відстані від шва твердість монотонно зростає, і на відстані близько 7 мм досягає рівня вихідного матеріалу.

Аналогічний характер зміни твердості спостерігається у верхній частині елемента зі сталі 120Г3С2 (див. рис. 4.14, залежність 1). Відмінності полягають в меншій ширині зон і значно більшій твердості ауспенітного прошарку. Перше пов'язане з більшою швидкістю охолодження, друге - із знеуглецюванням пластини зі сталі 120Г3С2 на глибину близько 1 мм в процесі виробництва.

Структура сталі 09Г2С в зоні термічного впливу має характерну голчасту будову (рис. 4.15, а). Відповідно до залежності 3 на рис. 4.14 глибина ЗТВ з боку сталі 09Г2С становить приблизно 3 мм.



а

б

а - ЗТВ (7 на рис. 4.12); б - вихідний матеріал (8 на рис. 4.12)

Рисунок 4.15 - Мікроструктура сталі 09Г2С, x1000

Необхідно відзначити відсутність мікротріщин на границі сплавлення і в структурі ЗТВ як з боку сталі 09Г2С, так і сталі 120Г3С2. У зв'язку з цим

високою є ймовірність отримання якісних зварних з'єднань реальних деталей із загартованої сталі 120Г3С2 і сталі 09Г2С при зварюванні з охолодженням у воді. Безумовно, сталь 120Г3С2 неможливо експлуатувати без відпуску після гартування від 800 °С у зв'язку з надзвичайно високою крихкістю. Зварювання невідпущеної сталі здійснено лише для модельного експерименту, оскільки в даному випадку границі різних ділянок в ЗТВ простежуються дуже чітко. При виготовленні реальних виробів загартовану сталь до зварювання і зварні з'єднання після зварювання необхідно піддавати хоча б низькому відпуску.

4.4 Дослідження структури зони термічного впливу після зварювання високовуглецевої сталі з охолодженням у воді та подальшої термічної обробки

Результати дослідження мікроструктури ЗТВ зварного з'єднання загартованої на мартенсит сталі 120Г3С2 після зварювання з прискореним охолодженням у воді дозволяють прогнозувати оптимальну послідовність дій під час з'єднання зносостійких накладок з цієї сталі із матеріалом, який підлягає захисту від зношування.

Як показано в розділі 1, найбільшій зносостійкості в умовах абразивного зношування сталь 120Г3С2 набуває після гартування від 900 °С. Після такої обробки в структурі сталі присутні мартенсит і залишковий нестабільний аустеніт у приблизному співвідношенні 30 і 70 відсотків відповідно. Велика схильність до крихкого руйнування є недоліком такої структури, що потенційно звужує межі придатності матеріалу для експлуатації в реальних умовах зношування. Показано також, що бейнтіне перетворення при температурі 250 °С сприяє значному зниженню схильності аустеніто-мартенситної структури до крихкого руйнування за рахунок

підвищення вмісту вуглецю в аустеніті і, отже, певної стабілізації останнього. Додатково крихкість знижується завдяки відпуску мартенситу. У розділі 3 показано, що бейнітне перетворення в сталі 120Г3С2, яку загартовано від 900 °С, починається не пізніше, ніж через 1 годину ізотермічної витримки. Після 6...12 годин витримки бейнітне перетворення відбувається у такому ступені, який здатен значно знизити крихкість матеріалу. Додатково пройде відпуск мартенситу.

Виходячи з цих міркувань, захист місць підвищеного зносу зносостійкими накладками зі сталі 120Г3С2 потрібно проводити у такий спосіб.

1. Гартування накладок потрібної конфігурації від 900 °С у воді.

2. Зварювання загартованих накладок із металом, який підлягає захисту, з прискореним охолодженням зварюваних елементів у воді під час зварювання.

3. Ізотермічна витримка зварених елементів при температурі 250 °С певний час, бажано до однієї робочої зміни. Мінімальний час витримки, ймовірно, не слід призначати менше двох годин. Під час цієї операції відбудеться бейнітне перетворення аустеніту в певному обсязі, а також середній відпуск мартенситу, який утворився в основному матеріалі під час гартування.

Необхідно відзначити, що навіть після операції 2 зварне з'єднання може експлуатуватися в умовах суто абразивного зношування без значних ударів по поверхні зносостійких накладок. Отже, операція 3 є не обов'язковою, а лише такою, що спрямована на підвищення експлуатаційної надійності захисної накладки за рахунок невеликої втрати зносостійкості.

Дослідження структури ЗТВ сталі 120Г3С2 після запропонованої послідовності операцій проведено на зразку зварного з'єднання, який одержано у спосіб, аналогічний викладеному у п.4.3 (див. рис. 4.11). Гартування пластини сталі 120Г3С2 до зварювання від 900 °С. Ізотермічна витримка зварених елементів 7 годин (одна робоча зміна). Зображення

структури зварного з'єднання, яке отримано в оптичному мікроскопі, наведено на рис. 4.16.



а –  $\times 12,5$ ; б –  $\times 100$ ; 1 – аустеніт; 2 – аустеніт + відпущений мартенсит + бейніт + карбіди; 3 - відпущений мартенсит + карбіди + аустеніт + бейніт; 4 – продукти дифузійного розпаду аустеніту; 5 – структура основного матеріалу, яка не зазнала термічного впливу

Рисунок 4.16 – Макроструктура ЗТВ зразка сталі 120Г3С2 після гартування від 900 °С, зварювання з прискореним охолодженням у воді та подальшої ізотермічної витримки

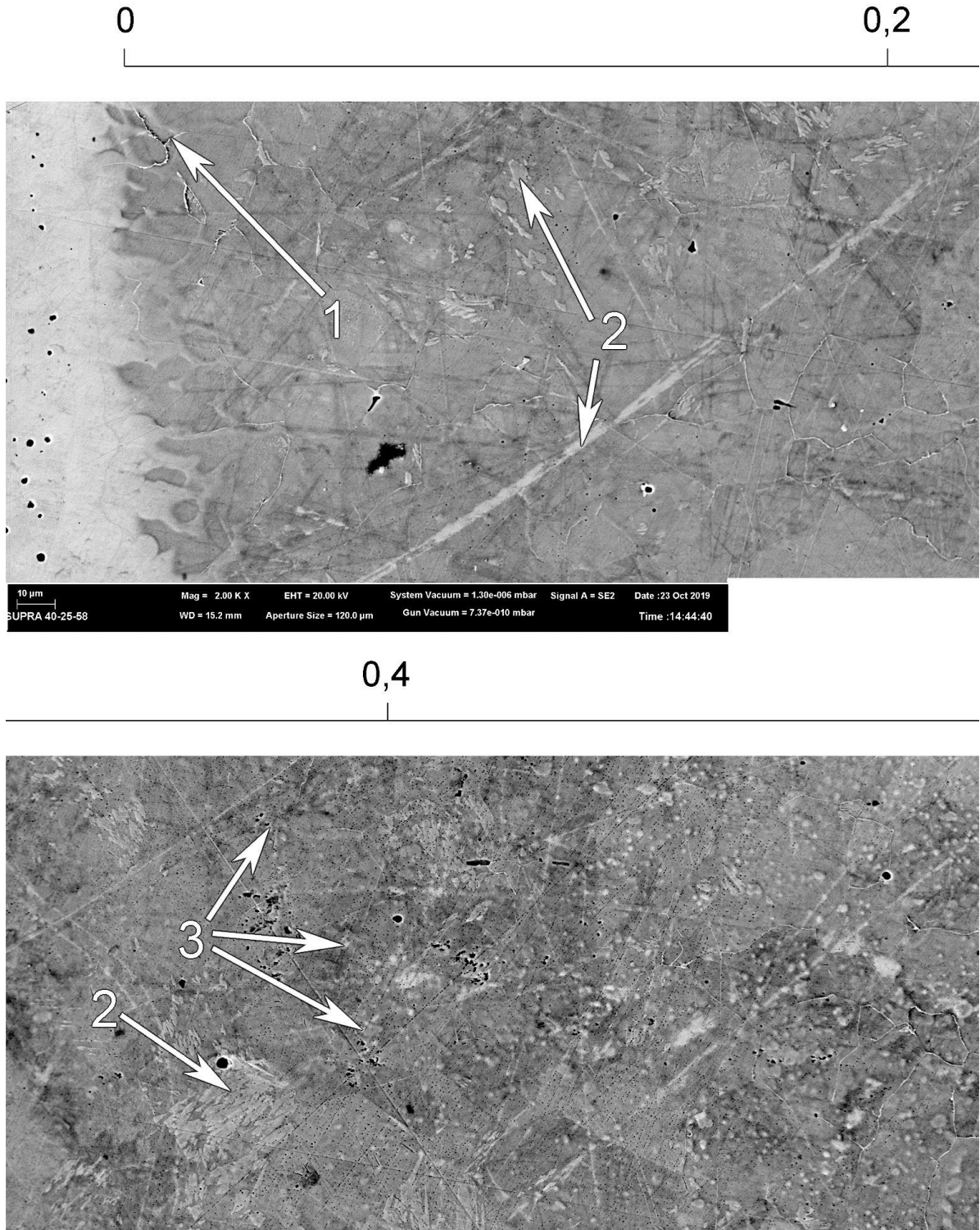
Зображення макроструктури ЗТВ (рис. 4.16, а) аналогічно такому, що показано на рис. 4.12. Впритул до границі сплавлення розташована ділянка аустеніту 1. Далі йде ділянка 2 зі структурою аустеніт + відпущений мартенсит + бейніт + карбіди. Прошарок мартенситу 3, що утворився під час

зварювання з прискореним охолодженням (аналогічно до рис. 4.11, 3), після відпуску при 250 °С перетворюється у відпущений мартенсит + карбіди. В сталі 120Г3С2 навіть після гартування на максимальну твердість зберігається приблизно 20...30% залишкового аустеніту через присутність марганцю як аустенізатора. Отже, коректніше структуру на ділянці 3 позначити як відпущений мартенсит + карбіди + аустеніт + бейніт.

Панораму ділянок 1, 2 та початку ділянки 3 наведено на електронному зображенні рис. 4.17. Біля самої границі сплавлення глобулярних вторинних карбідів не спостерігається. Але можна бачити ділянки цементитної сітки по границях аустенітних зерен.

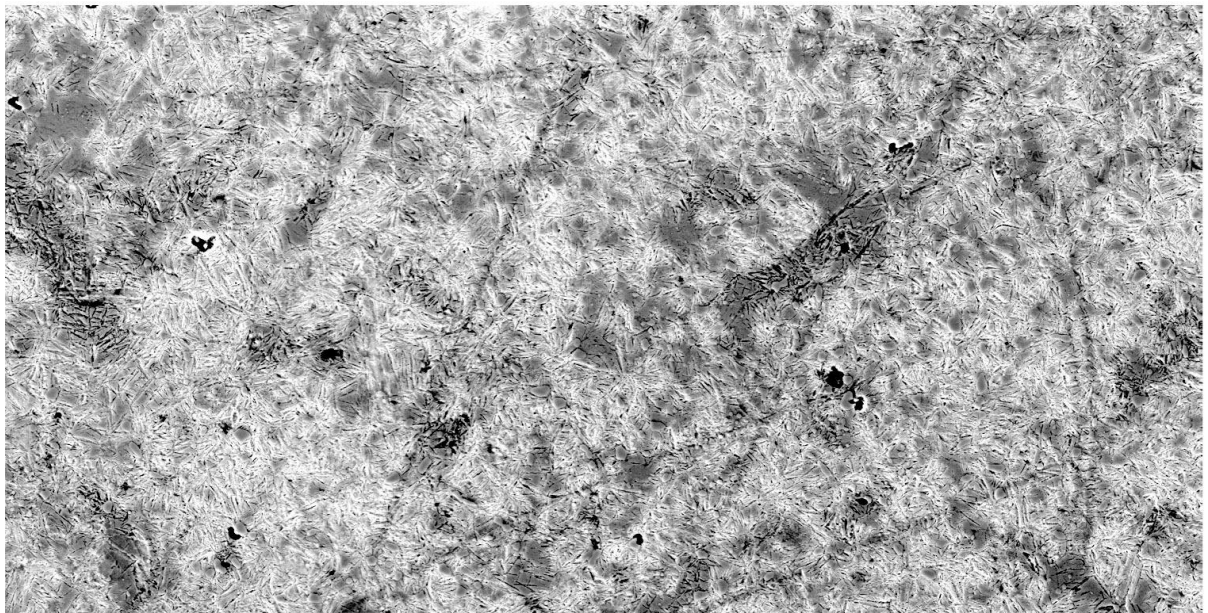
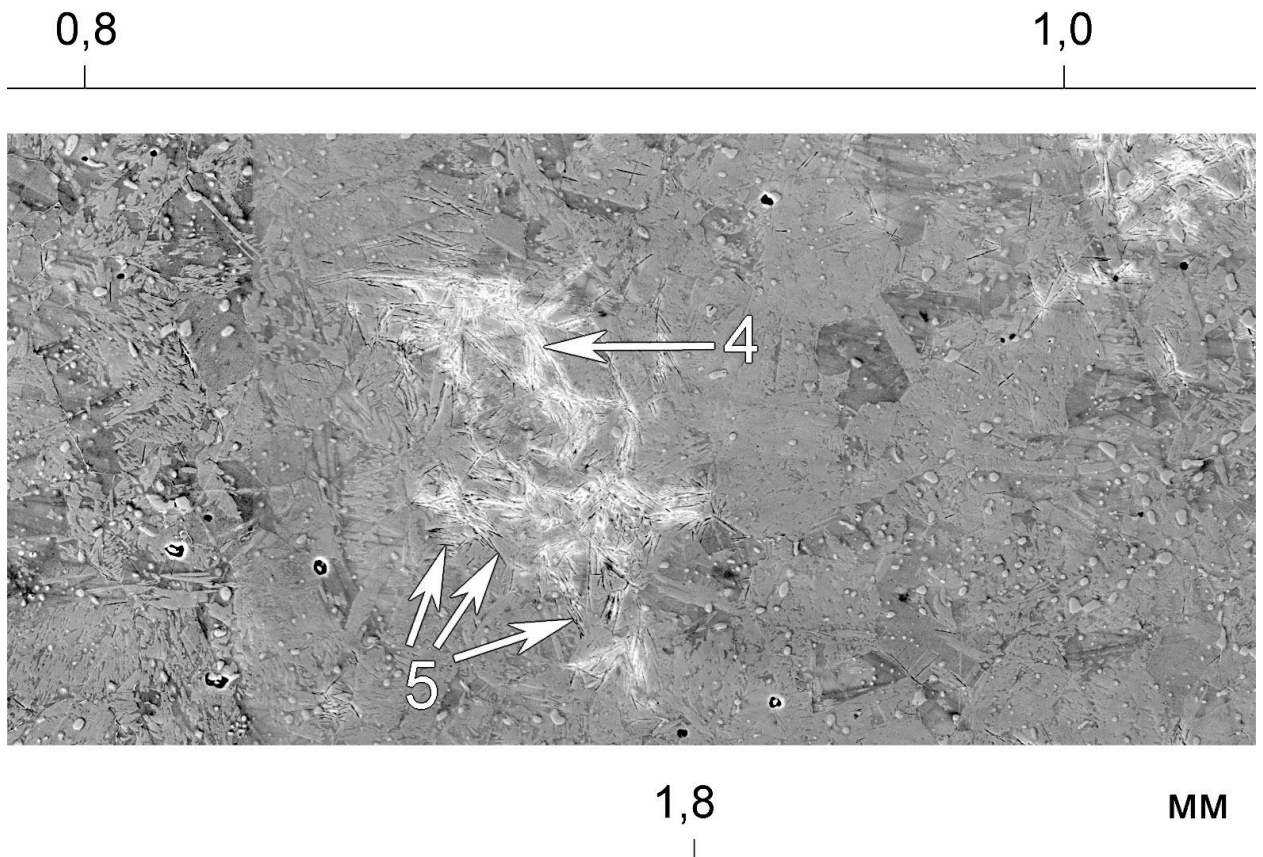
Структуру матеріалу зносостійкої накладки поза межами ЗТВ наведено на рис. 4.18, б (серцевина) та 4.18, в (поверхневий шар). В серцевині в структурі присутній переважно аустеніт, а також відпущений мартенсит, бейніт і карбіди. На поверхні навпаки, переважною структурною складовою є мартенсит з невеликою кількістю аустеніту

Схему зміни зносостійкості матеріалу в межах ЗТВ наведено на рис. 4.19. В безпосередній близькості від границі сплавлення структура є практично повністю аустенітною, ідентичною до такої, яка утворюється після гартування від 1000 °С. Абразивна зносостійкість сталі 120Г3С2 після такої обробки є вищою, за зносостійкість невідпущеного мартенситу (див. пунктир з позначкою «Мартенсит» на рис. 4.19) [25, 116], але не максимально можливою через невелику стабілізацію аустеніту. На певній відстані від границі сплавлення структура матеріалу ідентична до такої після гартування від 900 °С. Через недогрів не весь вуглець розчинюється перед гартуванням, і після охолодження в структурі поряд з аустенітом міститься мартенсит і нерозчинені карбіди. Зносостійкість при цьому збільшується через підвищення  $M_p$  аустеніту і, як наслідок, зменшенню його ступеню стабільності.



1 – карбідна сітка; 2 – поверхневий мартенсит деформації; 3- глобулярні карбіди

Рисунок 4.17 – Мікроструктура ЗТВ загартованого зразка сталі 120Г3С2 після зварювання з прискореним охолодженням від границі сплавлення вглибину зразка



4 – відпущений мартенсит; 5 – бейніт

Рисунок 4.17 (Продовження) – Мікроструктура ЗТВ загартованого зразка сталі 120Г3С2 після зварювання з прискореним охолодженням від границі сплавлення вглибину зразка

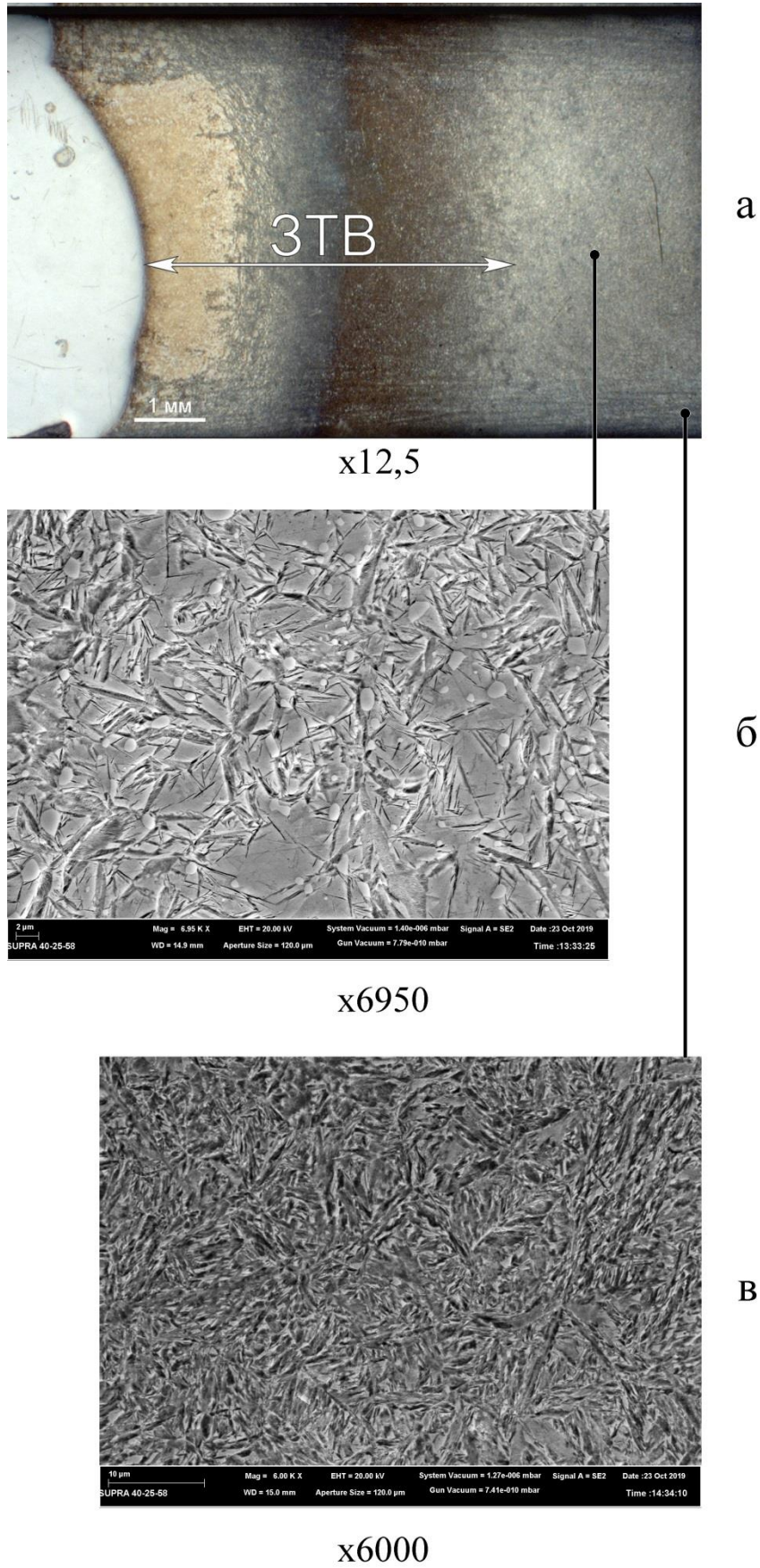


Рисунок 4.18 – Мікроструктура серцевини (б) і поверхневого шару зразка сталі 120Г3С2 (в) поза межами 3ТВ (а)

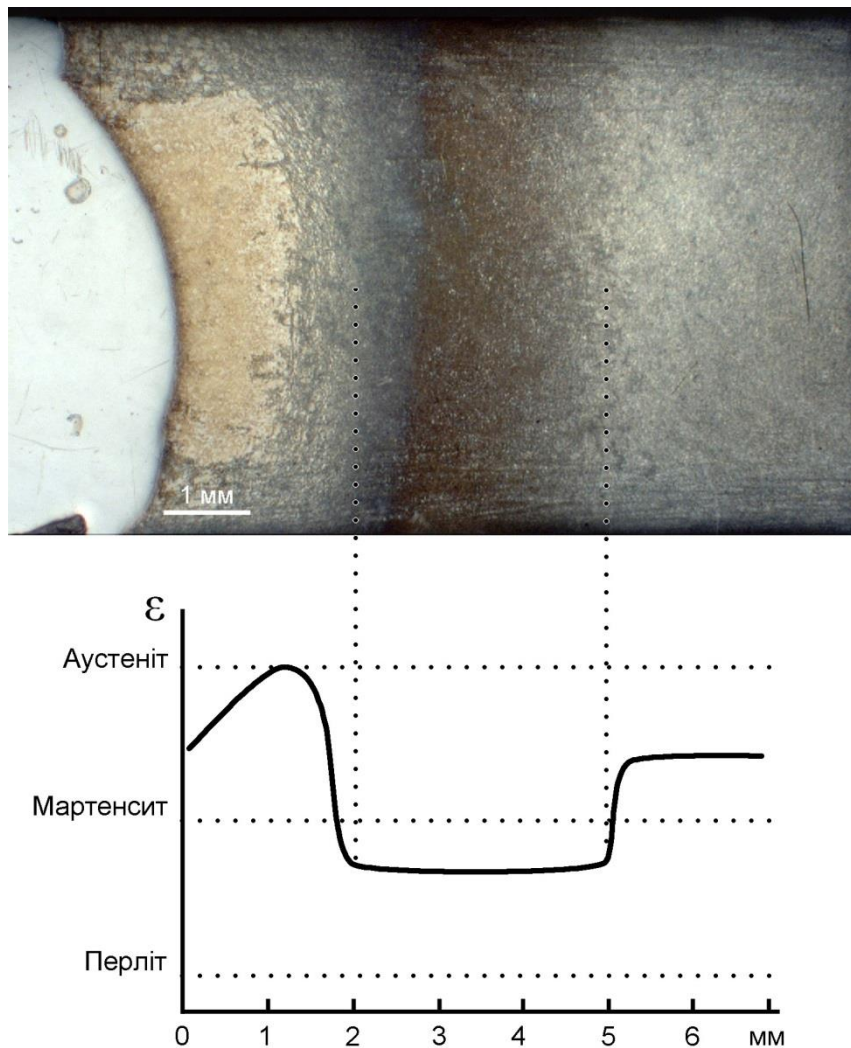


Рисунок 4.19 – Схема залежності відносної зносостійкості зносостійкості від відстані до границі сплавлення для центральної ділянки зразка

При подальшому віддаленні від границі сплавлення в структурі переважно містяться продукти розпаду мартенситу та вихідної структури матеріалу, яка зазнала термічного впливу під час зварювання без повторного гартування. Цю ділянку розташовано на відстані від 2 до 5 мм від границі сплавлення. Її зносостійкість знаходиться на рівні відпущеного мартенситу. На більшій відстані зносостійкість виходить на рівень основного матеріалу.

Можна бачити, що відносно невелика втрата зносостійкості відбувається тільки на вузькій ділянці (2...5 мм від границі сплавлення). Але і тут

зносоустійкість знаходиться на рівні відпущеного мартенситу, що є максимально досяжним рівнем для деталей після гартування і відпуску. Таким чином, можна стверджувати, що зварювання з прискореним охолодженням взагалі не призводить до втрати зносоустійкості матеріалу ЗТВ.

#### 4.5 Висновки

Дослідження структури та хімічного складу границі зплавлення та ЗТВ після ручного дугового зварювання високовуглецевої низьколегованої зносоустійкої сталі, загартованої на залишковий аустеніт, призводить до таких висновків.

1. Швидке охолодження зварного з'єднання є доцільним для отримання в ЗТВ повністю аустенітної структури, яка є ідентичною початкової структури загартованої сталі. Також швидке охолодження потрібно, щоб уникнути або мінімізувати виділення карбідів з аустеніту, що запобігає утворенню мартенситу в ЗТВ.

2. Після ручного дугового зварювання загартованої на мартенсит сталі 120Г3С2 з прискореним охолодженням у воді структура ЗТВ є набором прошарків змінної твердості від аустеніту до мартенситу. Відразу за границею зплавлення утворюється шар аустеніту товщиною близько 0,7 мм твердістю 200...300 HV0.5. При віддаленні від границі зплавлення твердість ЗТВ збільшується за рахунок появи карбідної фази і мартенситу. На відстані близько 2 мм від границі зплавлення формується шар мартенситу твердістю 700...800 HV0.5 і товщиною близько 0,7 мм.

3. В структурі границі зплавлення утворюється деяка кількість мартенситу. Ймовірно, це пов'язано з вигоранням вуглецю і марганцю при частковому розплавленні сталі 120Г3С2 в процесі зварювання.

4. Зварювання загартованої сталі 120Г3С2 з охолодженням у воді не призводить до виникнення дефектів зварного з'єднання. Це дозволяє планувати дослідження впливу післязварювальної термічної обробки на властивості з'єднань сталі 120Г3С2, які отримано зварюванням з прискореним охолодженням.

5. Подальша робота має бути спрямованою на дослідження властивостей зварних з'єднань загартованої сталі 120Г3С2 після зварювання з прискореним охолодженням у воді.

## РОЗДІЛ 5

### ДОСЛІДЖЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

Проведені дослідження структуроутворення ЗТВ високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 під час зварювання з прискореним охолодженням надають підстави досліджувати експлуатаційні властивості зварних з'єднань. Дослідження проведено в два етапи. Спочатку визначали міцність зварних зразків лабораторними випробуваннями на розтяг. Мета – співставити міцність зварних з'єднань і основних з'єднаних матеріалів. На наступному етапі проводили експлуатаційні випробування натурних деталей, які відновлено зносостійкими накладками з високовуглецевої низьколегованої сталі.

#### 5.1 Механічні випробування зварних з'єднань високовуглецевої низьколегованої сталі після зварювання з прискореним охолодженням

Якість з'єднань оцінювали при випробуваннях на розтяг комбінованих зварних технологічних проб (рис. 5.1). Загартовану пластину (1) зі сталі 120Г3С2 товщиною 5 мм приварено чотирма кутовими швами (стрілки) до двох пластин (2) зі сталі 09Г2С. Зварювання виконували по черзі з кожного боку, занурюючи затиснуті в струбцину пластини в воду до рівня, визначеного пунктиром. Після зварювання з одного боку пластини витягували з води і висушували стисненим повітрям. Потім пластини знову занурювали в воду і проводили зварювання двох протилежних швів. Таким чином, тепловідвід від ЗТВ здійснювався досить швидко вглиб металу, зануреного в воду. Кипіння води незначної інтенсивності спостерігалось

лише на її поверхні в місцях контакту з металом, об'ємне кипіння не спостерігалось. Отже, вся занурена в воду частина зразка в процесі зварювання нагрівалася не вище 100 °С. Контури кольорів мінливості (рис. 5.2), дозволяють визначити межі ЗТВ. Горизонтальні границі контурів відповідають рівням води під час зварювання. Зварювання проводили на змінному струмі електродами RIK99 (99% Ni, 1% C) діаметром 3 мм на режимі:  $I_{св} = 190$  А;  $U_{св} = 25$  В.

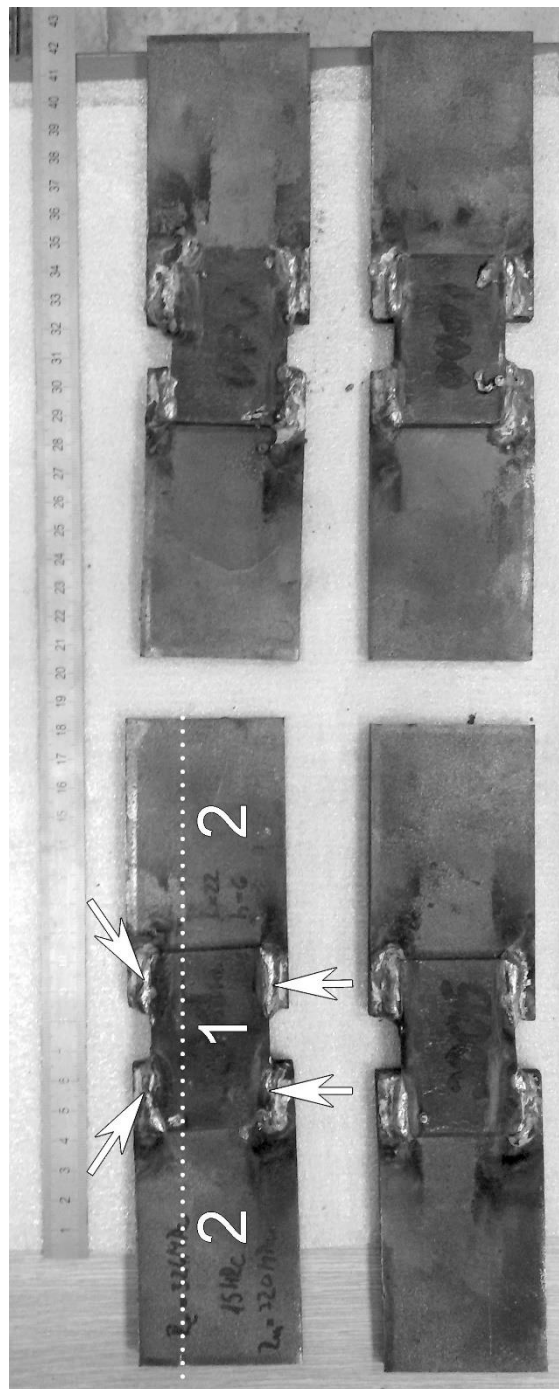


Рисунок 5.1 – Зварені технологічні проби

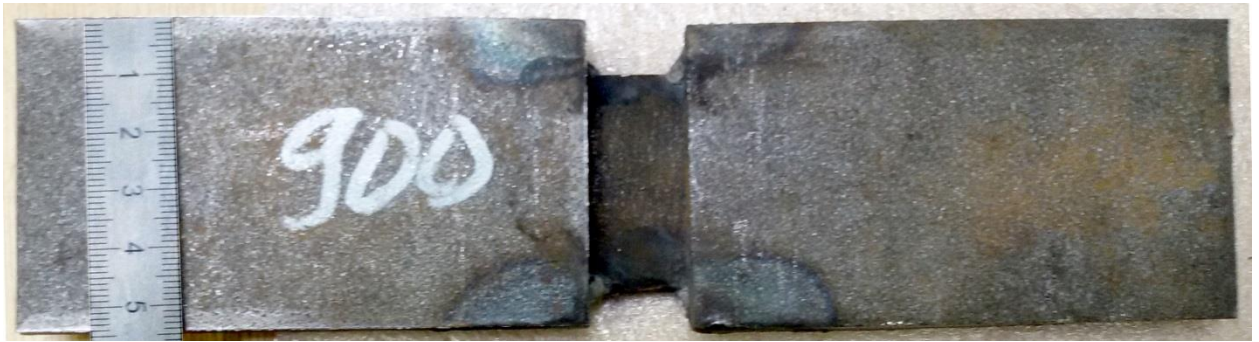


Рисунок 5.2 – Вигляд звареної технологічної проби зі сторони сталі 09Г2С

На рис. 5.3 показано ванну з водою і зануреною технологічною пробєю, що затиснуто в струбцину. Розміри ванни підбрано таким чином, щоб кількість води була достатньою для виключення значного підвищення її температури в процесі зварювання.



Рисунок 5.3 – Технологічна проба перед зварюванням

Термічна обробка пластин зі сталі 120Г3С2: гартування від 1000 °С (2 шт), гартування від 900 °С (2 шт). Оскільки пластини знеуглецевано на глибину близько 1 мм, після гартування структура матеріалу по глибині 1,0...1,5 мм змінюється від мартенситної на самій поверхні до аустенітної (гартування від 1000 °С) або аустеніто-мартенситної (гартування від 900 °С). Далі структура по глибині не змінюється.

Випробування на розтяг проводили на машині INSTRON 250. Зразок, що затиснуто в затисках машини, показано на рис. 5.4.

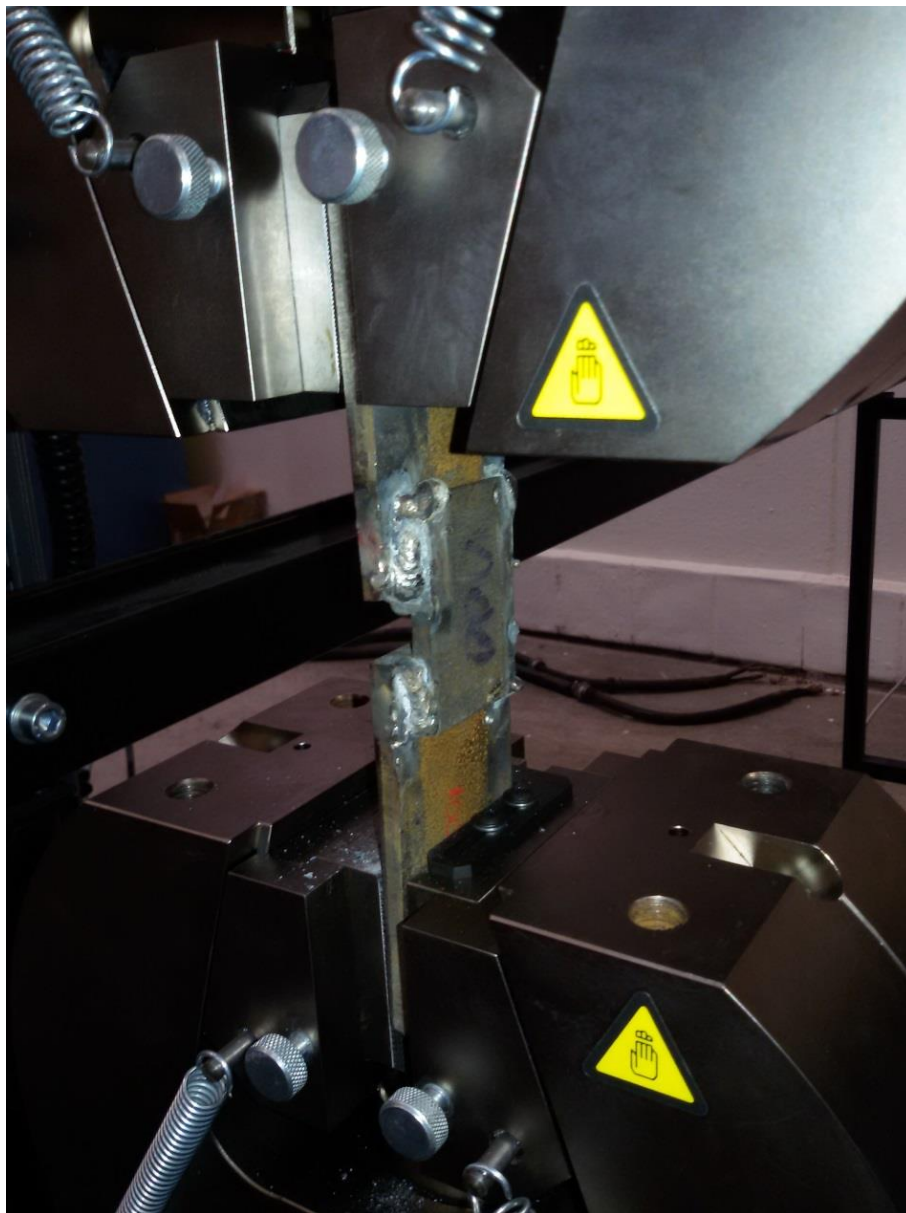


Рисунок 5.4 – Експериментальний зварний зразок в затисках машини INSTRON 250

В результаті випробувань руйнування всіх проб відбулося по пластинам зі сталі 120Г3С2 (рис. 5.5). Максимальне навантаження до руйнування для кожної з проб наведено в табл. 5.1.



Рисунок 5.5 – Зруйновані технологічні проби

Таблиця 5.1 – Результати випробувань технологічних проб на розтяг

№ зразка	Маркування зразка	Сила в момент руйнування, кН
1	1000-1	12,369
2	1000-2	16,825
3	900-1	9,488
4	900-2	18,690

Діаграми «Сила-деформація» для кожної із проб наведено на рис. 5.6. Діаграми для проб 1-3 є кривими для крихкого руйнування матеріалу без площадки плинності з різким падінням навантаження до нуля в момент руйнування. Проте поведінка проби 4 (900-2, см. табл. 5.1 і рис. 5.5) під час руйнування відрізнялася від інших.

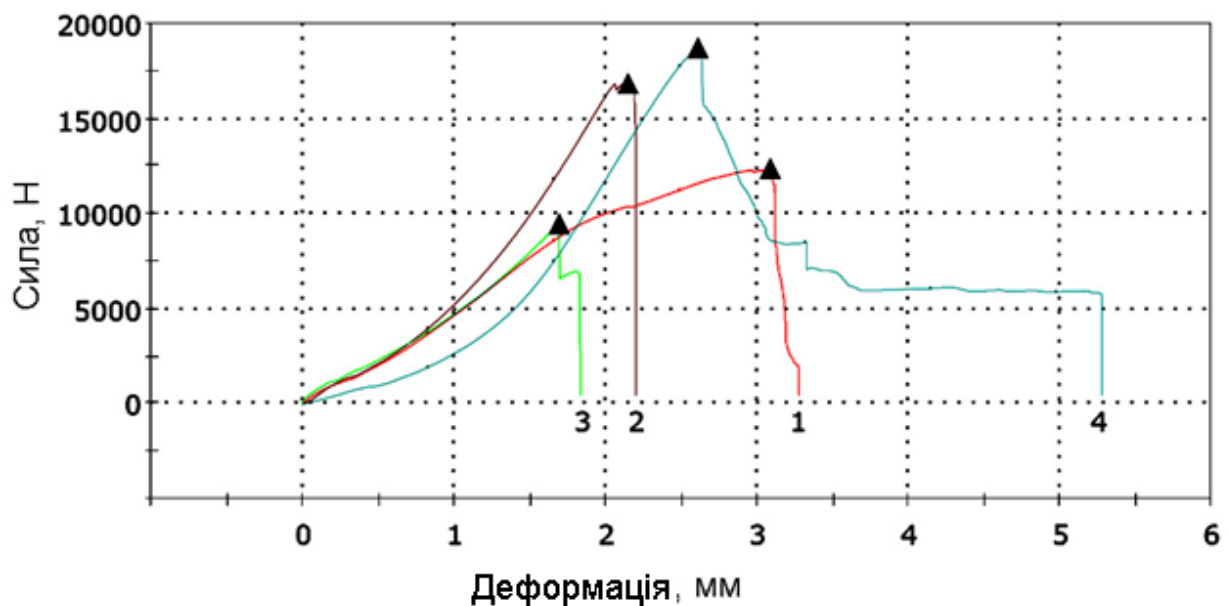


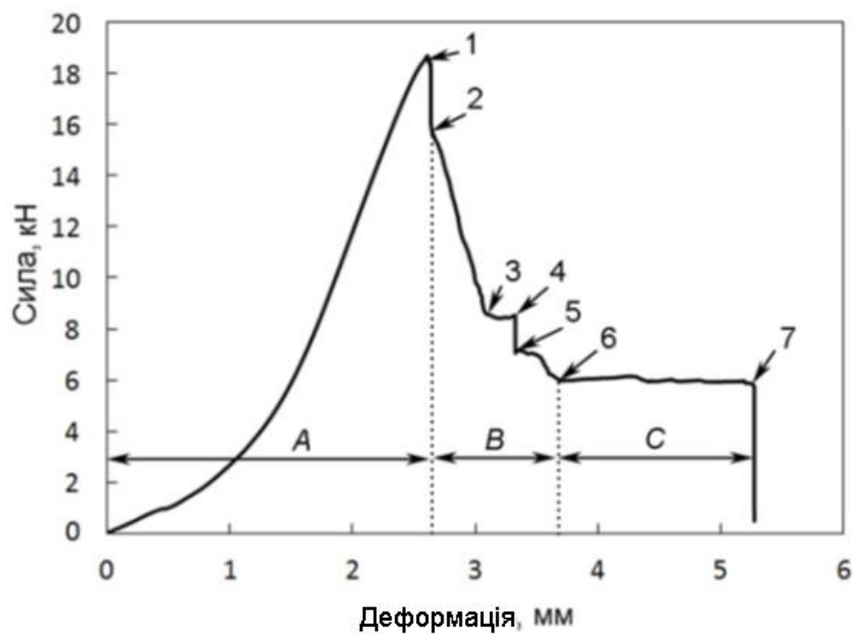
Рисунок 5.6 – Діаграми «Сила-деформація» для випробуваних зразків

Зовнішній вигляд зруйнованої проби 4 окремо показано на рис. 5.7. Відповідну діаграму «Сила-деформація» окремо показано на рис. 5.8.



1- місце гальмування тріщини зварним швом; 2 – площа, яка тримала навантаження на фінальному етапі випробування

Рисунок 5.7 – Збільшене зображення зруйнованої проби №4



A - навантажування до руйнування; B - долом серцевини; C - плинність матеріалу навколошовної зони. Цифрові позначення – див. далі по тексту

Рисунок 5.8 - Діаграма навантаження проби №4

Звертають увагу відносно низькі значення руйнівних навантажень для всіх проб (див. табл. 5.1). Площа поперечного перерізу пластин зі сталі 120Г3С2 становить приблизно 200...220 мм<sup>2</sup>. Отже, при максимальному руйнівному навантаженні 18690 Н (зразок №4) номінальне напруження в перетині в момент руйнування склало близько 90 МПа. Для решти зразків ця величина виявляється ще менше. Таке значення межі міцності, на перший погляд, виявляється незвичайно низьким навіть для загартованих невідпущених високовуглецевих сталей. Однак в даному випадку має значення дуже велика неоднорідність структури по перетину зразка.

У зв'язку із знеуглецюванням структура зразка сталі 120Г3С2 на самій поверхні після гартування практично повністю мартенситна. Твердість становить 750...800 НV [87]. Товщину повністю мартенситного поверхневого шару можна оцінити в 0,1 мм. Цей шар має практично нульову пластичність в порівнянні з більш глибоко розташованими шарами зі значною кількістю аустеніту. Тому при навантаженні, ймовірно, відбувається деяка пластична деформація внутрішніх шарів зразка за винятком поверхневого шару завтовшки близько 0,1 мм.

Після руйнування тонкого поверхневого шару в матеріалі з'являється тріщина, на фронті якої виникає концентрація напружень і локальна область пластичної деформації. Якби в глибині знаходився стабільний аустеніт, то тріщина могла бути зупиненою. Однак в даному випадку аустеніт нестабільний, на фронті тріщини постійно утворюється крихкий мартенсит, і вона поширюється по перетину майже без опору. У зв'язку з деякою пластичністю навіть нестабільного аустеніту можливе відхилення від абсолютно крихкого руйнування серцевини, але це не має істотного впливу на несучу здатність матеріалу.

Аналіз діаграми навантаження зразка №4 (див. рис. 5.8) показує, що гіпотеза про первинне крихке руйнування поверхневого шару зразка є правдоподібною. Крихке руйнування починається в точці 1. У точці 2 крихке руйнування припиняється, тому що тріщина доходить до того місця, де вміст

аустеніту досить великий. Від точки 2 навантаження також безперервно зменшується, але відхилення лінії від вертикалі свідчить про деяку пластичну деформацію матеріалу в процесі проходження тріщини. На ділянці 3-4 зростання тріщини тимчасово загальмувалося, і відбувалася пластична деформація, проте вже в точці 4 стався крихкий долом 4-5. Ділянка 5-6 є якісно аналогічною ділянці 2-3.

Досить тривала горизонтальна ділянка 6-7 з деформацією близько 2 мм без падіння навантаження свідчить про пластичну деформацію без руйнування матеріалу. Ця ділянка є нехарактерною для серцевини зразка (див. вигляд кривої від точки 2 до точки 6). Аналіз зламу зразка показує, що тріщина вийшла на шов і загальмувалася на ньому (стрілка 1 на рис. 5.7). Моменту виходу тріщини на шов відповідає точка 6 (див. рис. 5.8). Очевидно, що остаточне руйнування сталося по площі 2, яка і працювала на зріз на останньому етапі руйнування, пластично деформуючись (6-7, рис. 5.8).

Для підтвердження висновків про утворення якісних зварних з'єднань під час зварювання з прискореним охолодженням у воді проведено механічні випробування ще декількох додаткових зварних проб загартованої сталі 120Г3С2 та 09Г2С, які після зварювання піддано відпусканню за різних температур. Форма проб аналогічна такої, що наведено на рис. 5.1.

Вигляд зруйнованих зварних проб сталі 120Г3С2 зі сталлю 09Г2С після механічних випробувань наведено на рис. 5.9. Відомості щодо кожного зразка наведено в табл. 5.2.

Діапазон отриманих значень зусилля руйнування відповідає такому, що отримано у першій серії випробувань зварних проб – від 1000 до 2000 кгс (10 – 20 кН, див табл. 5.1). Як і в першій серії випробувань, всі проби зруйновано по основному металу накладки зі сталі 120Г3С2, жодну пробу не зруйновано по зварному з'єднанню.



а



б



в



г



д



е

Рисунок 5.9 – Зруйновані зварні проби. Сталь 120Г3С2 зі сталлю 09Г2С.  
Позначення див в табл. 5.2.

Таблиця 5.2 – Відомості про зварні проби і результати випробувань

Зразок	Температура гартування пластини сталі 120Г3С2, °С	Термічна обробка проби після зварювання	Електрод	Зусилля руйнування, Н
а	900	-	Rik 99	Тріщина під час зварювання
б		150 °С, 2 години	Rik 99	1000
в		250 °С, 3 години	Rik 55	1250
г		250 °С, 3 години	Rik 55	1750
д		250 °С, 7 годин	Rik 55	1400
е		250 °С, 7 годин	Rik 55	1700

Згідно відомостей табл. 5.2 термічна обробка зварених елементів при 250 °С позитивно впливає на міцність. Для більш обґрунтованого висновку необхідна значно більша кількість експериментів. Але в нашому випадку результатів достатньо для отримання обґрунтованої позитивної відповіді на запитання, чи дозволяє зварювання з прискореним охолодженням у воді загартованої сталі 120Г3С2 отримувати зварні з'єднання, які є щонайменше рівноміцними із зварюваним матеріалом.

Наведені вище результати отримано під час нестандартизованих випробувань зварних проб на розтяг. Через це залишається без відповіді питання про міцність саме зварних з'єднань високовуглецевої низьколегованої сталі, які отримано зварюванням з прискореним охолодженням у воді. Отже проведено серію випробувань зварних зразків, форма яких відповідає ДСТУ ISO 4136:2014 (рис. 5.10).

Вказані на рис. 5.10 розміри обираються за табл. 2 ДСТУ ISO 4136:2014 в залежності від товщини пластини  $t_s$ . В нашому випадку для товщини 5 мм розміри становлять (мм):  $b = 25$ ;  $b_1 = 37$ ;  $L_s = 5$  (ГОСТ 5264-80, тип шву С12);

$L_c = 65$ ;  $r \geq 25$ ;  $L_t$  жорстко не регламентується і залежить від розмірів затисків випробувальної машини.

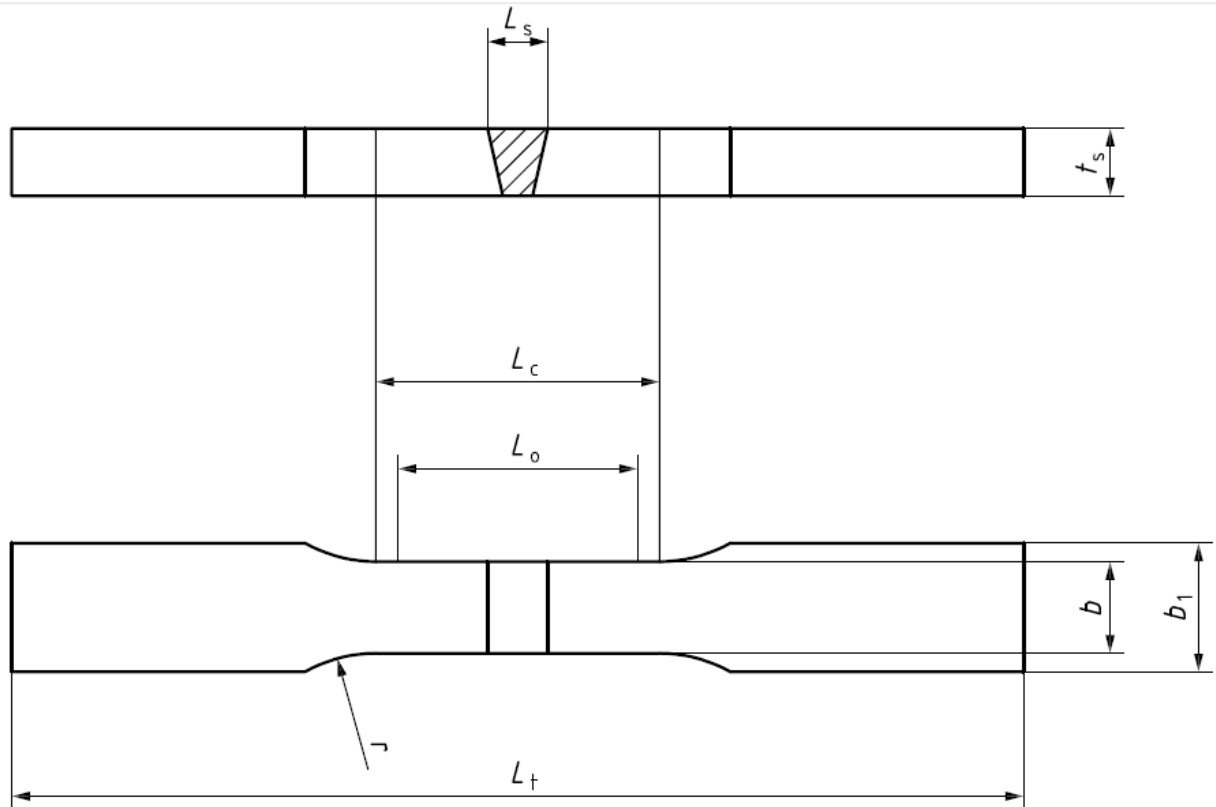


Рисунок 5.10 – Стандартизований зварний зразок для пластин згідно ДСТУ ISO 4136:2014

Одна зі зварюваних половинок зразка була зі сталі 09Г2С, інша - зі сталі 120Г3С2. Під час зварювання з прискореним охолодженням в ЗТВ зразка зі сталі перебігає повторна термічна обробка, через це структура ЗТВ після зварювання не залежить від попередньої термічної обробки зварюваного зразка. Це дозволяє виготовляти зразок для стандартизованих випробувань із термічно необробленої сталі 120Г3С2, оскільки метою випробувань є визначити саме властивості ЗТВ, а не основного металу. Додатковою причиною використання необробленої сталі 120Г3С2 є те, що у випадку її гартування твердість поверхонь затиску зразка перевищує твердість затисків розривної машини, що унеможливило фіксацію зразка впродовж випробувань.

Перед зварюванням половинки зразків затискали у струбціні і занурювали у воду стороною сталі 120Г3С2 (рис. 5.11), причому зварювані стики залишалися на повітрі. Відстань від стиків до рівня води складала 10...20 мм.



Рисунок 5.11 – Стандартизовані зразки, які зібрано під зварювання. Мідну підкладку 1 під час зварювання видалено

Зварювання зразків виконували такими ж електродами і на такому ж режимі, які було застосовано для зварювання нестандартних розривних зразків.

В результаті випробувань встановлено, що руйнування всіх зразків відбулося по ЗТВ зі сторони сталі 120Г3С2. Результати випробувань наведено в табл. 5.3. Статистична обробка результатів випробувань дозволяє визначити значення межі міцності зварного з'єднання сталі 120Г3С2 зі сталлю 09Г2С2 після зварювання з прискореним охолодженням у воді. Ця величина становить  $209 \pm 27$  МПа (рівень значущості 0,1), що є принаймні вдвічі вище, ніж міцність основного матеріалу термообробленої зносостійкої накладки зі сталі 120Г3С2.

Таблиця 5.3 – Випробування на поперечний розтяг відповідно до ISO 4136

Випробний зразок №/місце розташування (09Г2С+ 120Г3С2)	Розміри			Максимальне навантаження $F_m$ , Н	Межа міцності на розтяг $R_m$ , Н/мм <sup>2</sup>	Розташування розриву	Примітка
	Ширина, мм	Товщина, мм	Площа, мм <sup>2</sup>				
1	25,22	5,48	138,2	32634	236	по ЗТВ сталі 120Г3С2	Крихкий розрив
2	25,28	5,11	129,2	25186	195		
3	25,26	5,47	138,2	31948	231		
4	25,23	5,46	137,8	20972	152		
5	25,21	5,36	135,1	31360	232		
6	24,26	5,36	130,0	22638	174		
7	24,21	5,37	130,0	37730	290		
8	25,22	5,31	133,9	21560	161		

Результати випробувань зварних зразків сталей 120Г3С2 і 09Г2С після зварювання з прискореним охолодженням у воді надають можливість сформулювати певні рекомендації щодо раціональної технології виробництва ремонтних виробів.

Термічна обробка зварних з'єднань після зварювання є здебільшого корисною для основного матеріалу зносостійкої накладки, оскільки бейнітне перетворення знижує схильність нестабільного аустеніту до крихкого руйнування. Тим не менш, під час ізотермічної витримки відбувається відпуск мартенситу, якій утворюється в ЗТВ під час зварювання з прискореним охолодженням. Отже, раціональним може бути така

послідовність отримання зносостійкої накладки і зварного з'єднання з прийнятними експлуатаційними властивостями:

1. Гартування накладок.
2. Ізотермічна витримка накладок до зварювання впродовж 3...7 годин при температурі 250 °С.
3. Зварювання накладок з основним матеріалом з прискореним охолодженням у воді.
4. Термічна обробка зварного з'єднання тільки для відпуску мартенситу, який утворився в ЗТВ, оскільки необхідну структуру основного матеріалу вже отримано термічною обробкою до зварювання.

Слід відзначити, що під час термічної обробки зварного з'єднання температуру нагрівання можна обирати в діапазоні від 150 до 250 °С, тобто від мінімальної температури низького відпуску мартенситу до температури ізотермічної обробки основного матеріалу, яку вже проведено до зварювання. Тому термічну обробку зварного з'єднання можна проводити у будь який зручний спосіб (як локально, так і весь виріб) без ризику погіршити властивості зносостійкої накладки з єдиною вимогою, щоб температура не перевищила 250 °С. Це значно спрощує технологію ремонту великогабаритних виробів, оскільки ремонтні накладки є, як правило, значно меншого розміру, їх ізотермічну обробку зручніше проводити до зварювання для всіх накладок однієї ремонтної партії.

Таким чином, встановлено, що зварювання з прискореним охолодженням термічно обробленої сталі 120Г3С2 дозволяє отримувати зварні з'єднання, які є міцнішими за основний матеріал ремонтних накладок. Ізотермічну обробку загартованих зразків при температурі 250 °С доцільно проводити до зварювання. В такому випадку єдиною метою обробки зварного з'єднання є відпуск тонкого мартенситного прошарку, який утворюється в ЗТВ під час зварювання. Температура обробки після зварювання може коливатися в діапазоні 150...250 °С, причому достатньо проводити тільки локальну термічну обробку ЗТВ. Якщо під час експлуатації

захисних накладок відсутні значні удари, післязварювальну обробку можна взагалі виключити.

Подальшу наукову роботу може бути спрямовано на оптимізацію складу зварювальних електродів. Цілком ймовірно, що наявність пластичного аустенітного прошарку в ЗТВ знімає необхідність використання електродів з великим запасом аустенітності. Якщо вдасться довести склад електродного металу до такого, що ідентичний сталі 120Г3С2, то буде отримано метал шву, який володіє такою ж зносостійкістю, як і основний метал. Тобто взагалі не буде зниженої зносостійкості ані в металі шва, ані в ЗТВ. Це надасть можливість виготовляти суцільні зносостійкі полотнини високої зносостійкості із застосуванням стикових швів.

Результати проведених досліджень надають підстави провести відновлення зношеної натурної деталі зносостійкими накладками із загартованої сталі 120Г3С2 з подальшими випробуваннями відновленої деталі в реальних умовах експлуатації.

## 5.2 Експлуатаційні випробування натурних деталей, які відновлено зносостійкими накладками з високовуглецевої низьколегованої сталі

Натурні випробування приварених зносостійких накладок із загартованої сталі 120Г3С2 проведено на відновлених бронях лінії дробометного очищення листового профільного прокату 0134.00.000 ТОВ «Техвагонмаш», яка експлуатується на ПрАТ «Запоріжтрансформатор».

Броні є сталевими пластинами габаритами 500 x 200 мм товщиною в робочому перерізі 20...30 мм. На підприємстві використовують як покупні броні із високовуглецевої аустенітної сталі 110Г13Л, так і броні зі маломагнітної аустенітної сталі 45Г17Ю3, яку використовують для певних

деталей трансформаторів. Броні експлуатуються до появи наскрізних отворів, через які дроб вилітає з дробомету і пробиває захисний кожух.

Зовнішній вигляд зношених броней зі сталі 45Г17Ю3 наведено на рис. 5.12.



Рисунок 5.12 – Зношені броні зі сталі 45Г17Ю3

Для відновлення броней використовували пластини зі сталі 120Г3С2 аналогічні до тих, що використовували для визначення механічних властивостей зварних зразків. Пластини загартовано від 1000 °С для гарантованого забезпечення максимальної пластичності серцевини. Одну з пластин піддано ізотермічній обробці при 250 °С впродовж 7 годин. Пластини приварено до зношених броней таким чином, щоб наскрізні отвори було повністю перекрито. Зварювання виконували з прискореним охолодженням у воді не суцільним швом, а прихватками довжиною 20...30 мм. Зовнішній вигляд відремонтованих броней наведено на рис. 5.13.



а

б

а – гартування + ізотермічна витримка; б – гартування

Рисунок 5.13 – Відремонтовані броні

Відновлені броні експлуатувалися на дробометі з початку жовтня 2019 р. Проведено два контрольні огляди броней, які відбулися 20.10.2019 і 01.11.2019. Під час огляду не виявлено руйнування зварних з'єднань, а також візуально не виявлено будь-якого зносу робочих поверхонь пластин. В той же час оригінальний матеріал броней зазнав дуже значного зносу. Під час другого контрольного огляду встановлено, що отвір однієї з броней розширився настільки, що став більше, ніж габарити захисної пластини.

Таким чином, випробування цієї броні було закінчено. Інша бронь станом на початок листопада 2019 продовжила працювати, оскільки отвір від зносу ще не вийшов за межі захисної пластини.

Зовнішній вигляд броней під час огляду 20.10.2019 наведено на рис. 5.14-5.16.



а

б

в

г

а – бронь, яку відновлено пластиною без ізотермічної обробки; б – нова бронь зі сталі 110Г13Л; в – бронь зі сталі 110Г13, яка експлуатувалася одночасно з відновленими бронями; г – бронь, яку відновлено пластиною з ізотермічною обробкою

Рисунок 5.14 – Броні на момент огляду 20.10.2019



а



б



в

Рисунок 5.15 – Бронь, яку відновлено пластиною без ізотермічної обробки: а, б – вигляд з робочої сторони; в – вигляд зі сторони зварних з'єднань



а



б

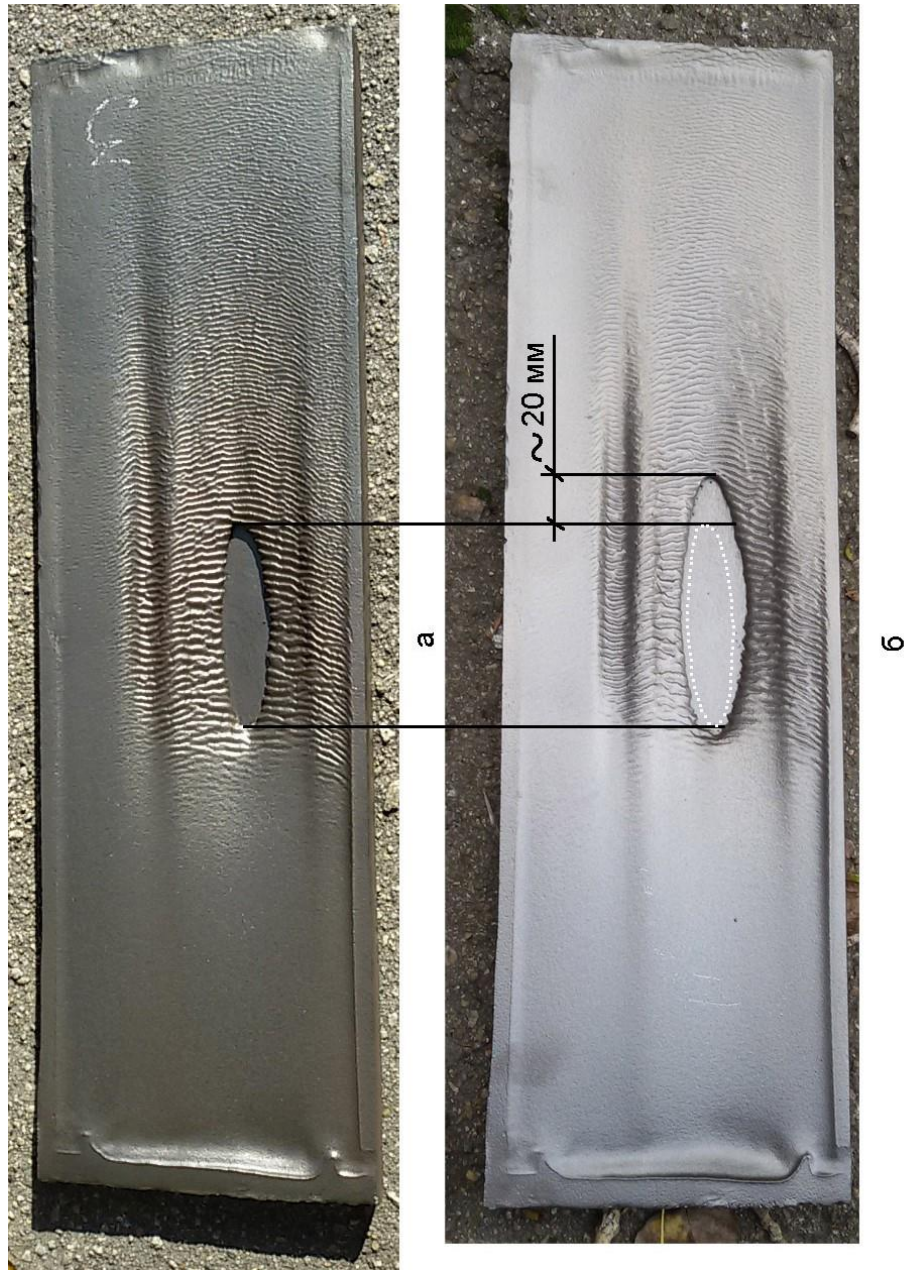


в

а, б – вигляд з робочої сторони; в – вигляд зі сторони зварних з'єднань

Рисунок 5.16 – Бронь, яку відновлено пластиною з ізотермічною обробкою

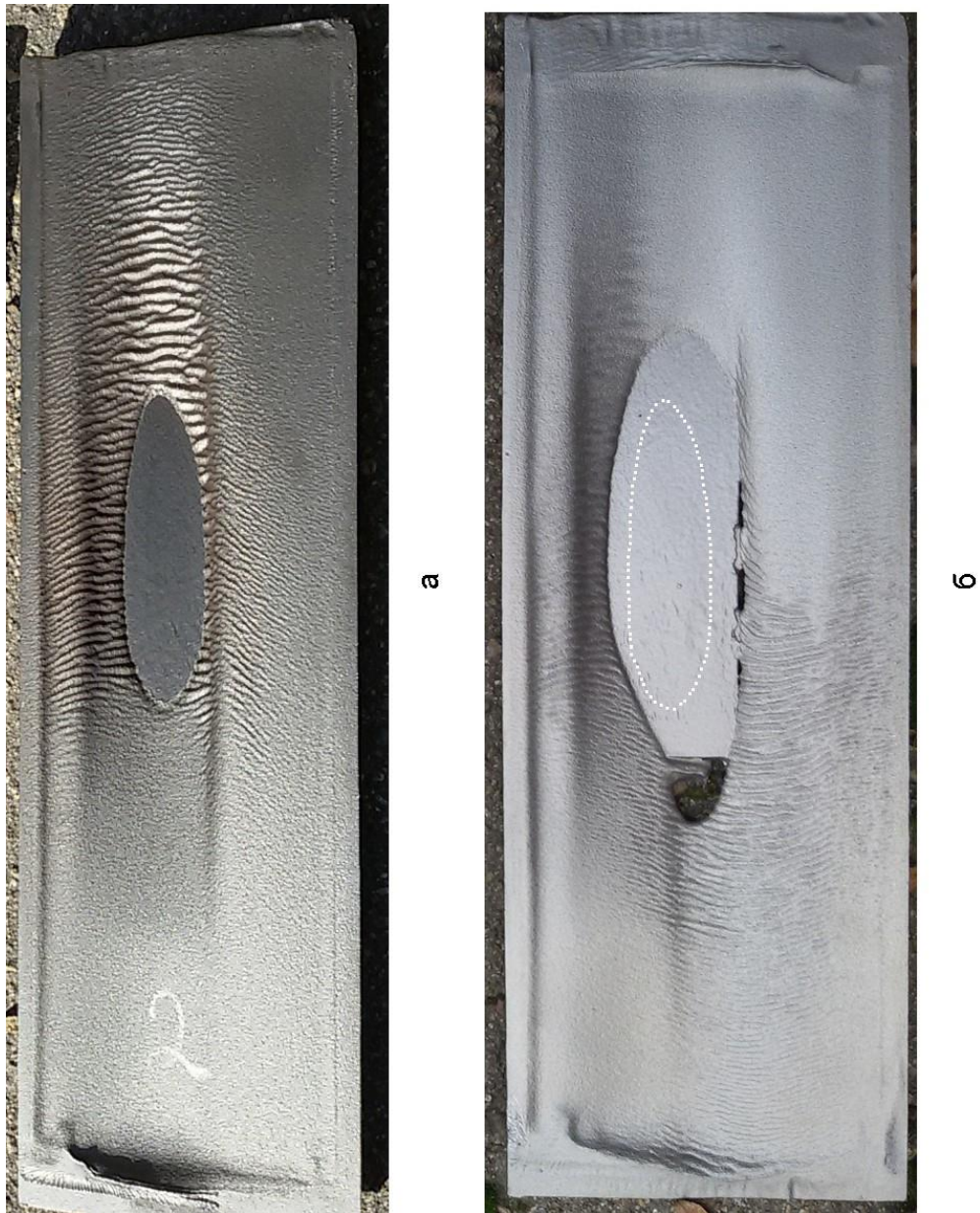
Зовнішній вигляд броней під час огляду 01.11.2019 наведено на рис. 5.17-5.19. На рис 5.17 наведено бронь, яка не зазнала зносу за межі ремонтної пластини. Співставлення контурів отвору цієї броні станом на 20.10.2019 (див. рис. 5.15) та 01.11.2019 надає уяви про динаміку зношування броні, яку відновлено зносостійкою пластиною (див. рис. 5.17).



а – 20.10.2019; б – 01.11.2019

Рисунок 5.17 – Бронь, яку відновлено пластиною без ізотермічної обробки

На рис. 5.18-5.19 наведено бронь, яку відновлено пластиною з ізотермічною обробкою, станом на 01.11.2019. Можна бачити, що зварні шви залишилися майже неушкодженими попри пряму дію струменю дробу після того, як основну бронь було зношено до контуру ремонтної пластини.



а – 20.10.2019; б – 01.11.2019

Рисунок 5.18 – Бронь, яку відновлено пластиною з ізотермічною обробкою



Рисунок 5.19 – Бронь, яку відновлено пластиною з ізотермічною обробкою станом на 01.11.2019. Вигляд зі сторони зварних з'єднань

Таким чином, в результаті натурних випробувань підтверджено достатню якість зварних з'єднань загартованої сталі 120Г3С2 після зварювання з прискореним охолодженням у воді. Зносостійкість сталі в умовах впливу сталевого загартованого дробу виявилася досить високою. За час випробувань знос робочої поверхні пластин не спостерігався.

Матеріал броней зі сталі 45Г17Ю3 зношується катастрофічно швидко. Сталь 110Г13Л зношується значно менше, але і на її поверхні спостерігаються суттєві прояви зношування у вигляді місцевих поглиблень глибиною 2...3 мм (див. рис 5.20). Також методом вимірювання за допомогою щупів встановлено, що знос броней зі сталі 110Г13Л відносно бази (незношені ділянки броней) склав до 1 мм.



Рисунок 5.20 – Бронь зі сталі 110Г13Л станом на 01.11.2019

За результатами експлуатаційних випробувань технологію відновлення броней дробомету зносостійкими накладками із загартованої високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 прийнято до впровадження на ПрАТ «Запоріжтрансформатор». Акт випробувань і розрахунок очікуваного економічного ефекту наведено у додатку А. Зміст наведених в дисертації досліджень викладено в наукових працях [125-136].

### 5.3 Висновки

Проведено оцінку якості зварних з'єднань загартованої високовуглецевої низьколегованої сталі, які виконано ручним дуговим зварюванням з прискореним охолодженням. За результатами роботи можуть бути зроблені такі висновки.

1. Зварювання з прискореним охолодженням у воді загартованої високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 дозволяє отримувати зварні з'єднання, які є міцнішими за основний матеріал.

2. Зневуглецьована сталь 120Г3С2 після гартування від температур в діапазоні 900...1000 °С руйнується в декілька етапів. Спочатку відбувається крихке руйнування тонкого поверхневого шару з мартенситною структурою. Тріщина працює як концентратор напружень, наступний долом перетину відбувається в основному крихко з незначною пластичною деформацією матеріалу серцевини зразка.

3. Експлуатаційні випробування броней дробомету, які відновлено зносостійкими накладками із загартованої сталі 120Г3С2, показали високу якість зварних з'єднань, що отримано зварюванням з прискореним охолодженням. Зносостійкість ремонтних накладок виявилася вищою, ніж сталей 45Г17Ю3 та 110Г13Л.

4. Подальшу роботу може бути спрямовано на оптимізацію складу зварювальних матеріалів для отримання металу зварних з'єднань, ідентичного за складом і зносостійкістю до сталі 120Г3С2 або подібної.

## ВИСНОВКИ

Механічне, зокрема абразивне, зношування є найбільш інтенсивним процесом руйнування поверхонь тертя промислового обладнання. Нині досягнуто значних успіхів зі створення матеріалів високої зносостійкості для умов механічного зношування. Але загальним невирішеним питанням є труднощі з'єднання зносостійких матеріалів у вузлах і деталях конструкцій. Розв'язування цього питання є актуальним науково-практичним завданням. Також актуальними науковими завданнями є дослідження мікроструктури поверхні тертя сталей зі структурою нестабільного аустеніту після абразивного зношування і мікроструктури нестабільного аустеніту на початкових стадіях бейнітного перетворення. Дисертацію спрямовано саме на розв'язання зазначених завдань, які мають істотне значення для матеріалознавства. Узагальнення результатів досліджень дозволяє висунути такі висновки.

1. Під час абразивного зношування сталі 120Г3С2, загартованої від 900 °С, на поверхні тертя формується суцільний шар мартенситу. Глибина шару повністю мартенситної структури складає 7...10  $\mu\text{m}$ . Мікротвердість поверхні тертя досягає 1400 HV0.05. Такий рівень зміцнення залишкового аустеніту зафіксовано вперше. Зафіксовано значне уширення  $\alpha$ -піків, що свідчить про успадкування мартенситом дефектів кристалевої ґратки аустеніту, які з'явилися в ньому в процесі пластичної деформації абразивними частинками.

2. Бейнітне перетворення починається менше, ніж через 1 годину після початку ізотермічної витримки загартованої від 900 °С сталі 120Г3С2. Поряд з бейнітом голчастої морфології під час ізотермічної витримки формуються ділянки значно більш дисперсного бейніту з міжпластинчастою відстанню менше 100 нм. Твердість сталі під час ізотермічної витримки змінюється по кривій з мінімумом, який відповідає витримці 1 година. В цей час процеси

відпуску мартенситу вже завершено, а бейнітне перетворення, що почалося, входить до стадії прискореного розвитку.

3. Швидке охолодження зварного з'єднання є доцільним для отримання в ЗТВ повністю аустенітної структури, яка є ідентичною початковій структурі загартованої сталі. Швидке охолодження потрібно, щоб уникнути або мінімізувати виділення карбідів з аустеніту, що запобігає утворенню мартенситу в ЗТВ. Після ручного дугового зварювання загартованої на мартенсит сталі 120Г3С2 з прискореним охолодженням у воді структура ЗТВ є набором прошарків змінної твердості від аустеніту до мартенситу.

4. Зварювання загартованої сталі 120Г3С2 з охолодженням у воді не призводить до виникнення дефектів зварного з'єднання. Ділянки низької зносостійкості в ЗТВ практично відсутні. Зварювання з прискореним охолодженням у воді загартованої високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 дозволяє отримувати зварні з'єднання, які є міцнішими за основний матеріал.

5. Зневуглецьована сталь 120Г3С2 після гартування від температур в діапазоні 900...1000 °С руйнується в декілька етапів. Спочатку відбувається крихке руйнування тонкого поверхневого шару з мартенситною структурою. Тріщина працює як концентратор напружень, наступний долом перетину відбувається в основному крихко з незначною пластичною деформацією матеріалу серцевини зразка.

6. Експлуатаційні випробування броней дробомету, які відновлено зносостійкими накладками із загартованої сталі 120Г3С2, показали високу якість зварних з'єднань, що отримано зварюванням з прискореним охолодженням. Зносостійкість ремонтних накладок виявилася вищою, ніж сталей 45Г17Ю3 та 110Г13Л. Економічний ефект роботи складає 151173,34 грн/рік.

7. Результати досліджень можуть бути застосованими для розв'язання низки наукових проблем, наприклад створення наукових засад локального захисту швидкозношуваних поверхонь великої площини, та ін. Продовження

досліджень за тематикою дисертації можливо у напрямку більш глибокого вивчення мікро- і наноструктури мартенситу, який утворюється з нестабільного аустеніту на поверхні тертя під час абразивного зношування. Також потребує спрямованих досліджень наноструктура, яка утворюється в аустеніті поряд з бейнітом під час ізотермічної витримки.

**СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ**

1. Мышкин Н. К., Петроковец М. И., Плескачевский Ю.М. и др. Трибология в работах В. А. Белого. *Трение и износ*. 2002. Т. 23, № 3. С. 230-236.
2. Rabinowicz E. *Friction and Wear of Materials*. New York: John Wiley & Sons Inc., 1995. 336 с.
3. Браун Э. Д., Буше Н. А., Буяновский И. А. и др. Основы трибологии (трение, износ, смазка): учеб. для техн. вузов. М: Центр "Наука и техника", 1995. 778 с.
4. Bhushan B. *Introduction to tribology*. New York: John Wiley & Sons, 2002. 732 p.
5. Чичинадзе А. В., Берлинер Э. М., Браун Э. Д. и др. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) М: Машиностроение, 2003. С. 576 .
6. Bayer R. *Mechanical Wear Fundamentals and Testing*. New York: Routledge, 2004. 402 p.
7. Al-Rubaie K. S. Equivalent hardness concept and two-body abrasion of iron-base alloys. *Wear*. 2000. V. 243, № 1-2. P. 92-100.
8. Hokkirigawa K. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. *Tribology International*. 1988. № 21. P. 51-57.
9. Hokkirigawa K. The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels. *Wear*. 1988. V. 123, № 2. P. 241-251.
10. Kayaba T. Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope. *Wear*. 1986. V. 110, № 3-4. P. 419-430.
11. Bull S. J. Can scratch testing be used as a model for the abrasive wear of hard coatings? *Wear*. 1999. V. 233-235. P. 412-423.

12. Torrance A. A., Yang Blake Y., Crosby B., The wear mechanism of ductile metals by slurries: fatigue or ratchetting? *Tribology Series*. 1996. V. 31. P. 615-622.
13. Zum Gahr K. - H. Microstructure and wear of materials. Amsterdam: Elsevier. 1987. 560 p.
14. Wang Y. L. An analysis of the influence of plastic indentation on three-body abrasive wear of metals. *Wear*. 1988. V. 122, № 2. P. 123-133.
15. Torrance A. A., Buckley T. R. A slip-line field model of abrasive wear. *Wear*. 1996. V. 196, № 1-2. P. 35-45.
16. Jiang J., Sheng F., Ren F. Modelling of two-body abrasive wear under multiple contact conditions. *Wear*. 1998. V. 217, № 1. P. 35-45.
17. Fang L., Liu W., Du D. et al. Predicting three-body abrasive wear using Monte Carlo methods. *Wear*. 2004. V. 256, № 7-8. P. 685-694.
18. Muro T. Abrasive wear resistance of surface coatings on an excavating tip against a rock mass. *Journal of Terramechanics*. 1985. V. 22, № 2. P. 87-109.
19. Pintaude G., Tschiptschin A.P., Tanaka D.K. et al. The particle size effect on abrasive wear of high-chromium white cast iron mill balls. *Wear*. 2001. V. 250, № 1-12. P. 66-70.
20. Iwasaki I. Corrosive and abrasive wear in ore grinding. *Wear*. 1985. V. 103, № 3. P. 253-267.
21. Batchelor A. W. Predicting synergism between corrosion and abrasive wear. *Wear*. 1988. V. 123, № 3. P. 281-291.
22. Попов В. С., Брыков Н. Н., Дмитриченко Н. С., и др. Долговечность оборудования огнеупорного производства. М.: Металлургия, 1978. 232 с.
23. Tylczak J. H. Comparison of laboratory abrasion and field wear results. *Wear*. 1999. V. 225-229, № 2. P. 1059-1069.
24. Hawk J. A., Wilson R. D., Tylczak J. H., et al. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation. *Wear*. 1999. V. 225-229, № 2. P. 1031-1042.

25. Брыков М. Н. Разработка и применение материаловедческих основ повышения износостойкости железоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании: дис. д-ра техн. наук: 05.02.01/ Запорож. Нац. Техн. Ун-т. Запорожье, 2008. 280 с.
26. Modi O. P., Pandit P., Mondal D. P. et al. High-stress abrasive wear response of 0.2% carbon dual phase steel: Effects of microstructural features and experimental conditions. *Materials Science and Engineering: A*. 2007. V. 458, № 1-2. P. 303-311.
27. Sevim I. Effect of abrasive particle size on wear resistance in steels. *Materials & Design*. 2006. V. 27, № 3. P. 173-181.
28. Буланов Э. А. Изнашивание зубчатых колес. Ч. II. Изнашивание смазываемых колес при наличии абразивных примесей. *Трение и износ*. 1999. Т. 20, № 6. С. 599-603.
29. Жаров И. А. Масштабные эффекты при абразивном изнашивании. *Трение и износ*. 1997. Т. 18, № 1. С. 13-18.
30. Torrance A. A. Modelling abrasive wear. *Wear*. 2005. V. 258, № 1-4. P. 281-293.
31. Torrance A. A. The effect of grit size and asperity blunting on abrasive wear. *Wear*. 2002. V. 253, № 7-8. P. 813-819.
32. Stachowiak G. B. The effects of particle characteristics on three-body abrasive wear. *Wear*. 2001. V. 249, № 3. P. 201-207.
33. Михайличенко Т. А., Синявский А.Ф., Структурные аспекты абразивной износостойкости изотермически закаленной стали. *Изв. ВУЗов. Черн. металлургия*. 1994. № 4. С. 23-25.
34. Гуляев А. П. Металловедение. М. : Металлургия, 1977. 647 с.
35. Макаров А. В. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки. *Трение и износ*. 2003. Т. 24, № 3. С. 301-306.

36. Jha A.K., Prasad B. K., Modi O. P. et al. Correlating microstructural features and mechanical properties with abrasion resistance of a high strength low alloy steel. *Wear*. 2003. V. 254, № 1-2. P. 120-128.
37. Sevim I., Eryurek I. B. Effect of fracture toughness on abrasive wear resistance of steels. *Materials & Design*. 2006. V. 27, № 10. P. 911-919.
38. Hua-Nan Liu, Michiru Sakamoto, Mikio Nomura. et al. Abrasion resistance of high Cr cast irons at an elevated temperature. *Wear*. 2001. V. 250, № 1-12. P. 71-75.
39. Брыков Н. Н., Брыков М. Н. К вопросу о закономерностях сопротивляемости сталей и сплавов абразивному изнашиванию. *Problems of Tribology*. 1997. №4. С. 13-20.
40. Макаров А. В., Солодова И. Л. Износостойкость и деформационное упрочнение углеродистых и низколегированных инструментальных сталей в условиях трения скольжения с большими контактными нагрузками. *Трение и износ*. 2000. Т. 21, № 5. С. 501-510.
41. Коршунов Л. Г., Макаров А. В., Черненко Н. Л. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса. *Физика металлов и металловедение*. 1994. Т. 78, № 4. С. 129-146.
42. Коршунов Л. Г., Макаров А. В., Счастливец В. М. и др. Структура и износостойкость стали У8, обработанной лазером. *Физика металлов и металловедение*. 1988. Т. 66, № 5. С. 948-957.
43. Брыков Н. Н., Брыков М. Н. Особенности изнашивания сталей и сплавов при высоких давлениях абразивной массы. *Problems of Tribology*. 1997. № 3. С. 26-32.
44. Quanshun Luo, Jingpei Xie, Yanpei Song. Effects of microstructures on the abrasive wear behaviour of spheroidal cast iron. *Wear*. 1995. V. 184, № 1. P. 1-10.
45. Zhen-Lin Lu, Yong-Xin Zhou, Qi-Chang Rao. et al. An investigation of the abrasive wear behavior of ductile cast iron. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001. V. 116, № 2-3. P. 176-181.

46. Tong Jian-Min, Zhou Yi-Zhong, Shen Tian-Yi. et al. The influence of retained austenite in high chromium cast iron on impact-abrasive wear. *Wear*. 1990. V. 135, № 2. P. 217-226.

47. Colaço R., Vilar R. On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel. *Wear*. 2005. V. 258, № 1-4. P. 225-231.

48. Sahin Y., Erdogan M., Kilicli V. Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures. *Materials Science and Engineering: A*. 2007. V. 444, № 1-2. P. 31-38.

49. Малинов Л. С., Чейлях А. П., Малинова Е. Л. Влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную стойкость Fe-Cr-Mn сталей. *Изв. АН СССР. Металлы*. 1991. № 1. С. 120-123.

50. Малинов Л. С., Малышева И. Е. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость цементированных сталей с повышенным содержанием углерода после термообработки. *Вісн. Приазов. держ. техн. ун-ту*. 2000. № 9. С. 92-94.

51. Малинов Л. С., Малышева И. Е. Повышение износостойкости сталей и чугунов за счет метастабильного аустенита. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довгоівчності виробів* : Зб. наук. пр. X Міжнар. наук.-техн. конф. Запоріжжя, 2005. С. 21-23.

52. Малинов Л., Солидор Н. А., Рубец А. С. Влияние структуры и стабильности аустенита на абразивную износостойкость. *Восточно-европейский журнал передовых технологий*. 2006. № 5/1. С. 17-20.

53. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии. Харьковский физ.-техн. ин-т. Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. 346 с.

54. Dwivedi D. K. Microstructure and abrasive wear behaviour of iron base hardfacing. *Materials Science and Technology*. 2004. V. 20, № 10. P. 1326-1330.

55. Sasaki T., Yakou T., Umemoto M. et. al. Two-body abrasive wear property of cementite. *Wear*. 2006. V. 260, № 9-10. P. 1090-1095.

56. Buchely M. F., Gutierrez J. C., León L. M. et al. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear*. 2005. V. 259, № 1-6. P. 52-61.

57. Buchanan V. E., Shipway P. H., McCartney D. G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*. 2007. V. 263, № 1-6. P. 99-110.

58. Chatterjee S., T. K. Pal T. K. Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron. *Wear*. 2003. V. 255, № 1-6. P. 417-425.

59. Брыков М. Н. Влияние типа металлической матрицы на сопротивляемость железоуглеродистых сплавов абразивному изнашиванию. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 1997. № 1-2. С. 26-27.

60. Braham P. Abrasive wear behaviour of Fe, Co and Ni based metallic glasses. *Wear*. 2005. V. 258, № 1-4. P. 217-224.

61. Андрущенко М. И., Брындин И. В., Куликовский Р. А. и др. Влияние углерода и хрома на параметры науглероженного слоя. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2002. № 2. С. 64-66.

62. Martini C., Palombarini G., Poli G. et al. Sliding and abrasive wear behaviour of boride coatings. *Wear*. 2004. V. 256, № 6. P. 608-613.

63. Weilin Yan, Liang Fang, Kun Sun. et al. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2007. V. 460-461. P. 542-549.

64. Попов В.С., Брыков Н. Н., Дмитриченко Н. С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства. М. : Металлургия, 1971. 160 с.

65. Брыков Н. Н. Разработка и применение научно-технических основ проблемы износостойкости стабильных и метастабильных сталей и сплавов при абразивном изнашивании: дис. д-ра техн. наук : 05.02.04; 05.02.01 /ЗМИ им. В.Я. Чубаря. Запорожье, 1985. 355 с.

66. Брыков Н. Н., Ольшанецкий В.Е., Брыков М. Н. Оценка деформационной плотности дислокаций в сплавах со структурой остаточного аустенита. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів*: Зб. наук. пр. VII Міжнар. наук.-техн. конф. Запоріжжя, 1998. С. 176-177.

67. Хрущов М. М., Бабичев М. А. Исследования изнашивания металлов. М. : Изд-во АН СССР, 1960. 352 с.

68. ГОСТ 17367-71. Металлы: Метод испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы. Металлы. М.: Изд-во стандартов. 1971. 5 с.

69. Брыков М. Н. Повышение точности определения величины износа при испытаниях на машине Х4-Б. *Problems of Tribology*. 1996. № 2. С. 7-11.

70. Брыков М. Н. Закономерности сопротивляемости сталей и сплавов абразивному изнашиванию без нагрева. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2002. № 1. С. 33-36.

71. Коваль А. Д., Брыков М. Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов при фрикционном нагреве. *Трение и износ*. 2010. №3. С. 305-311.

72. Брыков М. Н., Андрущенко М. И., Куликовский Р. А. Влияние легирования на износостойкость железоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2006. № 2. С. 59-62.

73. Коваль А.Д., Ефременко В.Г., Брыков М.Н., и др. Принципы создания мелющих тел повышенной износостойкости. Часть 1. Износостойкость сплавов на основе железа при абразивном изнашивании. *Трение и износ*. 2012. Т.33. №1. С. 52-61.

74. Брыков М. Н. Основы теории износостойкости железоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании. *Problems of Tribology*. 2007. № 2. С. 46-56.

75. Брыков М.Н., Ефременко В.Г., Ефременко А.В. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании. Херсон. Научное издание.: 2014. 364 с.
76. Брыков М. Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов. *Трение и износ*. 2006. № 1. С. 105-109.
77. Брыков, М. Н. К вопросу об определении термина "абразивное изнашивание". *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2005. №2. С. 151-153.
78. Брыков Н. Н., Брыков М. Н. Определение типа сплава и его оптимального структурного состояния для различных заданных условий изнашивания. *Problems of Tribology*. 2004. № 1. С. 46-53.
79. Viňáš J., Kaščák L.. Possibilities of using welding-on technologies in crane wheel renovation. *Bulletin of Materials Science*. Vol. 31. 2008. No. 2., P. 125–131. DOI: 10.1007/s12034-008-0022-4
80. Brezinová J., Draganovská D., Guzanová A., Balog P., Viňáš J. Influence of the Hardfacing Welds Structure on Their Wear Resistance. *Metals*. Vol. 6. 2016. No. 2. 36 p. DOI: 10.3390/met6020036.
81. Андрущенко М. І., Осіпов М. Ю., Куликовський Р. А., и др. Проектування технології відновлення та зміцнення колінчастих валів коліно-важельних пресів. Частина 1. Аналіз умов роботи, характеру і механізмів зношування робочих поверхонь валів та вибір матеріалів для відновлення. *Проблеми трибології*. 2017. № 4. С. 33-38.
82. Андрущенко М.И., Куликовский Р.А., Бережный С.П., и др. Способность к самоупрочнению поверхности трения и износостойкость наплавленного металла в условиях абразивного изнашивания. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. 2009. №1. С. 30-37.
83. Sukhovaya E.V. Structural approach to the development of wear-resistant composite materials. *Journal of Superhard Materials*. 2013. Vol. 35. No. 5. P. 277-283. DOI: 10.3103/S106345761305002X.

84. Ефременко В. Г., Шимидзу К., Чейлях А. П., и др. Абразивная износостойкость чугунов со сфероидальными карбидами ванадия. *Трение и износ*. 2013. Vol. 34. №6. P.610–620.

85. Ефременко В.Г., Чабак Ю.Г., Цветкова Е.В., и др. Влияние параметров предварительной и окончательной термической обработки на абразивную износостойкость чугуна 270X15Г2Н1МФТ. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2014. Вип. 1 (32). С. 80-85.

86. Брыков М.Н., Ефременко В.Г., Капустян А.Е, и др. Принцип создания универсальных износостойких материалов для условий абразивного изнашивания. *Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій: Тези доповідей V Міжнародної інтернет-конференція (м. Вінниця, 1-2 грудня 2017 року)*. Вінниця: ВНТУ, 2017. Ч. 1. С. 31-32.

87. Хессе О., Кунерт М., Ефременко В.Г., и др. Износостойкость обезуглероженного слоя высокоуглеродистой низколегированной стали в экстремальных условиях трения. *Наукові нотатки*. 2017. Вип. 58. С. 301-307.

88. Hultgren A. A. Metallographic Study on Tungsten Steels. New York. John Wiley. 1920. 186 p.

89. Robertson J.M. The microstructure of rapidly cooled steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1929. V. 119. P.391-419.

90. Davenport E.S., Bain E.C. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. *Trans. AIME*. 1930. V. 90. P.117-154.

91. Bhadeshia, H. A. Personal Commentary on “Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures”. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2010. V. 41. P.701-740. DOI: 10.1007/ s11663-010-9371-7.

92. Hillert M. Discussion of "A Personal Commentary on Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures". *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011. V. 42. P.541-542. DOI: 10.1007 / s11661-010-0586-7.

93. Barbacki A. The role of bainite in shaping mechanical properties of steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 1995. V. 53. P. 57-63. DOI: 10.1016/0924-0136(95)01961-D.

94. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004. V. 8. P. 251-257. DOI: 10.1016/j.cossms.2004.09.005.

95. Morales-Rivas L., Yen H.-W., Huang B.-M., Kuntz M., Caballero F. G., Yang J.-R., Garcia-Mateo C. Tensile response of two nano-scale bainite composite-like structures. *JOM: The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 2015. V. 67. P. 2223-2235. DOI: 10.1007/s11837-015-1562-x.

96. Zhao J., Zhao X., Dong C., Zhao X., Kang S. Effect of bainitic transformation combined with hot forming on the microstructure and mechanical properties of bainite-martensite multiphase steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2018. V. 731. P. 102-106. DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.111.

97. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in Steels: Theory and Practice*, Third Edition. CRC Press. Boca Raton. 2015. 616 p.

98. Jellinghaus W. Anregung der Zwischenstufen-Umwandlung des Stahles durch kleine Mengen von  $\alpha$ -Eisen. *Arch. Eisenhütt.* 1952. V. 23. P.459-470. DOI: 10.1002/srin.195200972.

99. Toji Y., Matsuda H., Raabe D. Effect of Si on the acceleration of bainite transformation by pre-existing martensite. *Acta Materialia*. 2016. V. 116. P. 250-262. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.06.044.

100. Gong W., Tomota Y., Harjo S., Su Y.H., Aizawa K. Effect of prior martensite on bainite transformation in nanobainite steel. *Acta Materialia*. 2015. V. 85. P.243-249. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.11.029.

101. Коваль А.Д., Брыков М.Н., Капустян А.Е., и др. Исследование кинетики образования нижнего бейнита в структуре высокоуглеродистой низколегированной стали. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2011. № 1. С.17-21.

102. Hesse O., Kapustyan A., Brykov M. Kinetics of Isothermal Transformation of High-Carbon Low-Alloyed Austenite and Its Microstructure after Such Treatment. *The Eighth International Conference on Material Technologies and Modeling MMT-2014*. (Ariel. Israel. July 28-August 01, 2014). Ariel University, 2014 V. 1. P. 186-194.

103. Брыков М.Н., Прокопченко А.А., Ефременко В.Г. Влияние режимов закалки и изотермической обработки на структуру и износостойкость высокоуглеродистой низколегированной стали. *Проблеми трибології (Problems of Tribology)*. 2016. N3. С.44-51.

104. Hesse O., Liefelth J., Kunert M. et al. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß. *Tribologie + Schmierungstechnik*. V. 63. 2015. № 2. S.5-13.

105. Биковський О.Г., Бриков М.М. Сучасний стан і тенденції у розвитку зварювання композитних матеріалів з матрицею із кольорових металів. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2010. №2. С.104-111.

106. Чжиминь Дин, Бо Лян, Жуйжун Чжао, и др. Выделение карбидов на ранних стадиях старения и их кристаллографические ориентировки в стали Гадфильда Mn13. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 1. С.17-20.

107. Chen C., Feng X.Y., Lv B., et al. A study on aging carbide precipitation behavior of Hadfield steel by dynamic elastic modulus. *Materials Science & Engineering A*. 2016. V. 677. P.446-452.

108. Masoud Sabzi, Saeid Mersagh Dezfuli. Post weld heat treatment of hypereutectoid hadfield steel: Characterization and control of microstructure, phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode of welding joint. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018. V. 34. P. 313-328.

109. Позняков В.Д., Кирьяков В.М., Гайворонский А.А., и др. Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке. *Автоматическая сварка*. 2010. № 8 (688). С. 19-24.

110. Чевакинская А. А., Иванова А. В., Никулина А. А. Изучение структурообразования при контактной сварке заготовок из разнородных сталей. *Актуальные проблемы в машиностроении*. 2014. № 1. С. 447-452.
111. Curiel-Reyna E., Herrera A., Castaño V. M. et al. Influence of Cooling Rate on the Structure of Heat Affected Zone After Welding a High Manganese Steel. *Materials and Manufacturing Processes*. 2005. P. 813-822, DOI: 10.1081/AMP-200055142.
112. Ion David and Viorel-Aurel Şerban "Preliminary studies concerning Hadfield steel behavior during laser beam welding in pulsating regime", Proc. SPIE 6785. ROMOPTO 2006. *Eighth Conference on Optics*. 67850L (1 August 2007). <https://doi.org/10.1117/12.756833>.
113. Бойко И. А. Повышение гомогенности наплавленного металла при ручной сварке и наплавке стали Гадфильда. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2016. № 2. С. 36-40.
114. Гудремон Э. Специальные стали: в 2-х т.: [пер. с нем.]. М.: Металлургия, 1966. 1274 с.
115. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
116. Efremenko V.G., Hesse O., Friedrich T., et al. Two-body abrasion resistance of high-carbon high-silicon steel: Metastable austenite vs nanostructured bainite. *Wear*. 2019. V. 418-419. P. 24-35. DOI: 10.1016/j.wear.2018.11.003.
117. Bhadeshia H., Honeycombe R. *Steels: Microstructure and Properties*, fourth ed., Steels: Elsevier, 2017. 488 p.
118. Devaraju A., Kishan V. Influence of Cryogenic cooling (Liquid Nitrogen) on Microstructure and Mechanical properties of Friction stir welded 2014-T6 Aluminum alloy. *Materials Today: Proceedings*. 2018. Vol. 5. No. 1. Part 1. P. 1585-1590. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.250.
119. Devaraju A. Influence of Post-weld Rapid cooling on Grain size and Mechanical properties of Friction Stir Welded AA 2014. *Materials Today:*

*Proceedings*. 2017. Vol. 4. No.2. Part A. P. 3722-3727.  
DOI: 10.1016/j.matpr.2017.02.267.

120. Liu X.C., Sun Y.F., Nagira T., et al. Investigation of temperature dependent microstructure evolution of pure iron during friction stir welding using liquid CO<sub>2</sub> rapid cooling. *Materials Characterization*. 2018. Vol. 137. P. 24-38.  
DOI: 10.1016/j.matchar.2018.01.004.

121. Zhang H. et al. Achieving ultra-high strength friction stir welded joints of high nitrogen stainless steel by forced water cooling. *Journal of Materials. Science & Technology*. 2018. Vol. 34. No. 11. P. 2183-2188.  
DOI: 10.1016/j.jmst.2018.03.014.

122. Bataev I.A. et al. High cooling rates and metastable phases at the interfaces of explosively welded materials. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 135 P. 277-289. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.06.038.

123. Ascari A., Fortunato A. Nanosecond pulsed laser welding of high carbon steels. *Optics & Laser Technology*. 2014. Vol. 56, P. 25-34.  
DOI: 10.1016/j.optlastec.2013.07.016.

124. Hamatani Hideki, Miyazaki Yasunobu, Otani Tadayuki, Ohkita Shigeru. Minimization of heat-affected zone size in welded ultra-fine grained steel under cooling by liquid nitrogen during laser welding. *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 426. No. 1–2. P. 21-30.  
DOI:10.1016/j.msea.2006.03.024.

125. Калинин Ю.А., Брыков М.Н. Обеспечение качественной сварки износостойких сталей (обзор направлений). *Вісник ДДМА*. 2016. №2. С.138-141. (Фахове видання)

126. Kalinin Yu., Brykov M., Petryshynets I. et al. Structure of high-carbon steel after welding with rapid cooling. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2019. Vol 25, No 2. P.114-122. (Scoups, Web of Science)

127. Калинин Ю. А., Шумилов А. А., Петришинец И. и др. Структура околошовной зоны закалённой высокоуглеродистой стали после сварки с

ускоренным охлаждением. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2019. № 1. С. 31-36. (Фахове видання)

128. Hesse O., Kalinin Yu., Petryshynets I. et al. Investigation on friction surface of high-carbon low-alloyed steel after abrasive wear. *Problems of Tribology*. 2019. Vol 24. No 3. P.22-28. (Фахове видання)

129. Калинин Ю.А., Брыков М.Н., Петришинец И. и др. Оценка качества соединений высокоуглеродистой низколегированной стали после сварки с ускоренным охлаждением. *Наукові нотатки*. 2019. Вип. 67. С.58-63. (Фахове видання)

130. Калинин Ю. А., Петришинец И., Ефременко В. Г. и др. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали. *Вісник ХНАДУ*. 2020. Т. 1. вип. 88. С.58-66. (Фахове видання)

131. Калинин Ю. А., Ефременко В. Г., Брыков М. Н. и др. Структура зон сплавления и термического влияния высокоуглеродистой низколегированной стали при ручной дуговой сварке с ускоренным теплоотводом. *Актуальные проблемы современной науки: сборник тезисов научных трудов XXXVIII Международной научно-практической конференции (Харьков–Вена–Берлин–Астана, 30 января 2019 г.)*. Международный научный центр развития науки и технологий, 2019. С.77-81.

132. Калінін Ю.А., Осіпов М.Ю., Андрущенко М.І. и др. Зносостійкість зони термічного впливу після зварювання з прискореним охолодженням високовуглецевої низьколегованої сталі. *Сучасні технології у промисловому виробництві (СТПВ-2019): матеріали VI Всеукр. наук.-технічн. конф., (м. Суми, 16-19 квітня 2019 р.)*. м.Суми, 2019. С.74.

133. Калинин Ю. А., Брыков М. Н., Ефременко В. Г. Обработка сварных соединений высокоуглеродистых сталей. *Актуальные научные исследования в современном мире*. 2019. Вып. 6(50), Ч. 6. С.22-24. (По материалам конференции «Актуальные научные исследования в современном мире», Переяслав-Хмельницкий, 26-27 июня 2019 г.)

134. Калинин Ю.А., Брыков М.Н., Петришинец И. и др. Особенности разрушения высокоуглеродистой низколегированной стали с гетерогенной структурой. *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: Збірка матеріалів XIV Міжнародної науково-технічної конференції (м. Запоріжжя, 08-10 жовтня 2019 р.) Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2019. С.150-152.

135. Калинин Ю.А., Брыков М.М. Зварювання з прискореним охолодженням сталі 120Г3С2. Структура зон термічного впливу. *Проблеми зварювання та споріднених технологій*: матеріали Всеукр. конф. з міжнар. участю, що присвяч. 60-річчю каф. зварюв. вир-ва НУК (Миколаїв – Коблеве, 17-19 вересня 2019 р. НУК ім. адмірала Макарова). Миколаїв-Коблеве: Торубара В. В., 2019. – С.25.

136. Калинин Ю. А., Петришинец И., Ефременко В. Г. и др. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали. *Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати* : матеріали міжнар. наук.- практи. конф. (м.Харків, 26-27 вересня 2019 р.). Харків: ПП «Видавничий будинок «Перлина», 2019. С.213-219.

## ДОДАТОК А

Затверджую  
Л.Н.Конторович  
Технічний директор ПрАТ «ЗТР»

**Акт**  
натурних випробувань відновлених броней лінії дробометного очищення листового і профільного металопрокату 0134.00.000 ТОВ «Техвафоніаш»

**Комісія у складі:**  
Голова комісії:  
Головний зварник - А.А. Морозов  
Члени комісії:  
Начальник зварювального цеху - Р.П.Хижняк  
Головний механік ПрАТ «ЗТР» - Д.Д. Попов  
Заст. начальника ЦДВ - Ю.А.Калінін  
Представник НУ «Запорізька політехніка» - проф. М.М.Бриков

склала цей акт, про результати натурних випробувань броней дробомету 0134.00.000, які відновлено зносостійкими пластинами зі сталі 120Г3С2.

Протягом 2019 р. на ПрАТ «ЗТР» проведено роботу з визначення способу відновлення броней камер дробометного очищувача 0134.00.000. Броні зазнають наскрізного зношування і до теперішнього часу підлягали утилізації без можливості відновлення.

В результаті роботи встановлено, що для подовження ресурсу зношених броней зі сталі 110Г13Л доцільно використовувати накладки із загартованих пластин зі сталі 120Г3С2, які приварюються до броней ручним дуговим зварюванням. З метою усунення впливу високої температури під час зварювання на структуру загартованих накладок запропоновано прискорене охолодження у воді зварюваних елементів безпосередньо в процесі зварювання. Механічні випробування експериментальних зварних зразків показали відсутність дефектів зварних з'єднань, що отримано у запропонований спосіб. Руйнування всіх зразків відбулося по основному матеріалу.

В процесі натурних випробувань броней, які відновлено накладками із загартованої сталі 120Г3С2 із застосуванням зварювання з прискореним охолодженням у воді, встановлено, що за період з 01.10.2019 до 20.10.2019 р. не відбулося руйнування зварних з'єднань зносостійких накладок із сталлю 110Г13Л. Знос зносостійких накладок візуально практично не спостерігався. Знос оригінальних броней, які встановлено для співставлення зносостійкості, проявився у вигляді місцевих поглиблень до 1-2 мм. Таким чином, стійкість до зносу відновлених броней виявляється щонайменше вдвічі вищою за оригінальні.

**Висновок:** спосіб відновлення зношених броней дробомету 0134.00.000 зносостійкими пластинами з високовуглецевої низьколегованої сталі зварюванням з прискореним охолодженням доцільно прийняти до впровадження у виробництво на ПрАТ «ЗТР». Матеріали роботи використано у дисертації Ю.А.Калініна.

Голова комісії:  
Члени комісії:

А.А. Морозов  
Р.П.Хижняк  
Ю.А.Калінін  
Д.Д. Попов  
М.М.Бриков

Затверджую



Л.Н.Конторович

Технічний директор ПрАТ «ЗТР»

**Розрахунок**

очікуваного економічного ефекту від впровадження технології ремонту лінії дробометного очищення листового і профільного металопрокату 0134.00.000 ТОВ «Техвагонмаш» зносостійкими накладками зі сталі 120Г3С2

**Таблиця 1** – Відомості щодо вартості деталей і матеріалів для відновлення

Деталь, матеріал	Вартість с ПДВ, грн.
Бронь 0113.00.008	5769
Бронь 0113.00.009	5998
Накладка 120Г3С2 5x50x300	100*
Електрод RIK 99	100*

\* Витрати на відновлення однієї броні

Розрахунок річного економічного ефекту проводиться за формулою:

$$E = (D \cdot n) - (D \cdot n / (k + 1)) - R \cdot n / (k + 1),$$

де:

- E – очікуваний річний економічний ефект, грн.;
- D – вартість однієї броні, грн.
- n – потрібна кількість броней на рік до впровадження технології ремонту, шт.;
- k – коефіцієнт підвищення зносостійкості;
- R – витрати на ремонт однієї броні.

Результат розрахунку:

$$E = (5769 \cdot 40) - (5769 \cdot 40 / (2 + 1)) - 200 \cdot 40 / (2 + 1) = 151173,34 \text{ грн.}$$

**Висновок:** очікуваний річний економічний ефект від впровадження технології відновлення броней лінії дробометного очищення листового і профільного металопрокату 0134.00.000 ТОВ «Техвагонмаш» зносостійкими накладками з високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 становить 151 173,34 грн.

Голова комісії:

А.А. Морозов

Члени комісії:

Р.П.Хижняк

Д.Д. Попов

Ю.А.Калінін

М.М.Бриков

**ДОДАТОК Б**  
**ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ**

**Наукові роботи, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:**

1. Калинин Ю.А., Брыков М.Н. Обеспечение качественной сварки износостойких сталей (обзор направлений). *Вісник ДДМА*. 2016. №2. С.138-141. **(Фахове видання)**
2. Kalinin Yu., Brykov M., Petryshynets I. et al. Structure of high-carbon steel after welding with rapid cooling. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2019. Vol 25, No 2. P.114-122. **(Scoups, Web of Science)**
3. Калинин Ю. А., Шумилов А. А., Петришинец И. и др. Структура околошовной зоны закалённой высокоуглеродистой стали после сварки с ускоренным охлаждением. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2019. № 1. С. 31-36. **(Фахове видання)**
4. Hesse O., Kalinin Yu., Petryshynets I. et al. Investigation on friction surface of high-carbon low-alloyed steel after abrasive wear. *Problems of Tribology*. 2019. Vol 24. No 3. P.22-28. **(Фахове видання)**
5. Калинин Ю.А., Брыков М.Н., Петришинец И. и др. Оценка качества соединений высокоуглеродистой низколегированной стали после сварки с ускоренным охлаждением. *Наукові нотатки*. 2019. Вип. 67. С. 58-63. **(Фахове видання)**
6. Калинин Ю. А., Петришинец И., Ефременко В. Г. и др. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали. *Вісник ХНАДУ*. 2020. Т. 1. вип. 88. С. 58-66. **(Фахове видання)**

### Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

7. Калинин Ю. А., Ефременко В. Г., Брыков М. Н. и др. Структура зон сплавления и термического влияния высокоуглеродистой низколегированной стали при ручной дуговой сварке с ускоренным теплоотводом. *Актуальные проблемы современной науки: сборник тезисов научных трудов XXXVIII Международной научно-практической конференции (Харьков–Вена–Берлин–Астана, 30 января 2019 г.)*. Международный научный центр развития науки и технологий, 2019. С.77-81. (Дистанційна участь).

8. Калінін Ю.А., Осіпов М.Ю., Андрущенко М.І. и др. Зносостійкість зони термічного впливу після зварювання з прискореним охолодженням високовуглецевої низьколегованої сталі. *Сучасні технології у промисловому виробництві (СТПВ-2019): матеріали VI Всеукр. наук.-технічн. конф., (м. Суми, 16-19 квітня 2019 р.)*. м.Суми, 2019. С.74. (Доповідь на конференції).

9. Калинин Ю. А., Брыков М. Н., Ефременко В. Г. Обработка сварных соединений высокоуглеродистых сталей. *Актуальные научные исследования в современном мире*. 2019. Вып. 6(50), Ч. 6. С.22-24. (По материалам конференции «Актуальные научные исследования в современном мире», Переяслав-Хмельницкий, 26-27 июня 2019 г.) (Дистанційна участь).

10. Калинин Ю.А., Брыков М.Н., Петришинец И. и др. Особенности разрушения высокоуглеродистой низколегированной стали с гетерогенной структурой. *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів: Збірка матеріалів XIV Міжнародної науково-технічної конференції (м. Запоріжжя, 08-10 жовтня 2019 р.)* Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2019. С.150-152. (Доповідь на конференції).

11. Калинин Ю.А., Брыков М.М. Зварювання з прискореним охолодженням сталі 120Г3С2. Структура зон термічного впливу. *Проблеми зварювання та споріднених технологій: матеріали Всеукр. конф. з міжнар. участю, що присвяч. 60-річчю каф. зварюв. вир-ва НУК (Миколаїв – Коблеве,*

17-19 вересня 2019 р. НУК ім. адмірала Макарова). Миколаїв-Коблеве: Торубара В. В., 2019. – С.25. (Доповідь на конференції).

12. Калинин Ю. А., Петришинец И., Ефременко В. Г. и др. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали. *Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати* : матеріали міжнар. наук.- практ. конф. (м.Харків, 26-27 вересня 2019 р.). Харків: ПП «Видавничий будинок «Перлина», 2019. С.213-219. (Дистанційна участь).