

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»

Міністерство освіти і науки України
Харківський національний технічний університет сільського
господарства імені Петра Василенка

*Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису*

Волков Олег Олексійович

УДК 620.3: 621.923.1

ДИСЕРТАЦІЯ


ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ ТА ІНСТРУМЕНТУ МЕТОДОМ ТЕРМОФРИКЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ

05.02.01 – матеріалознавство

13 – механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

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


_____ О. О. Волков

Науковий керівник: Погрібний Микола Андрійович, кандидат технічних наук,
професор

Харків – 2020

АНОТАЦІЯ

Волков О.О. Підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту методом термофрикційного зміцнення.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – матеріалознавство. – Харківський національний технічний університет сільського господарства імені Петра Василенка, Міністерство освіти і науки України, Харків – 2020.

Робота виконана на кафедрі «Матеріалознавство» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут».

Актуальність теми та її доцільність обумовлені необхідністю підвищення поверхневої міцності деталей з конструкційних та інструментальних сталей.

Метою дисертаційного дослідження є підвищення експлуатаційної стійкості деталей машин та інструменту із сталей шляхом розробки та використання технологічного комплексу термофрикційного зміцнення (ТФЗ) з можливістю одночасного формування необхідної якості поверхні, та визначення природи і закономірностей процесу зміцнення.

Завдання дослідження: розробити схеми ТФЗ для поверхонь плоского та циліндричного типу; визначити вплив ТФЗ на структури та властивості сталей з різним хімічним складом та у різному вихідному стані після попереднього термічного оброблення; дослідити теплові явища, що виникають в сталях під час ТФЗ, та провести оптимізацію режимів ТФЗ і вибрати параметри, які забезпечують максимальний ефект зміцнення; дослідити напружений стан, який виникає в сталях під дією ТФЗ, та оцінити його вплив на конструкційну міцність виробів; оцінити термічну стабільність сформованих при ТФЗ структур сталей при їх подальшому нагріванні; вивчити можливість зміцнення реальних деталей та інструмента на прикладі калібрувального керна, деревообробного ножа, деревообробного різця та розробити і впровадити промислову технологію ТФЗ.

Об'єкт дослідження: процес термофрикційного зміцнення (ТФЗ) деталей та виробів із сталей.

Предмет дослідження: підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту методом термофрикційного зміцнення.

При проведенні досліджень використані методи металографічного аналізу з використанням оптичної, електронної та растрової електронної мікроскопії, проведені дюрOMETричні дослідження. Для вивчення теплових явищ під час ТФЗ використано метод розрахунку температурних полів. При цьому окремі зразки у вигляді пластин гальванічно покривалися тонким шаром олова з метою визначення глибини прогрівання при ТФЗ за допомогою експериментально-розрахункового методу. Для вивчення фазового складу «білого поверхневого шару», який формується в сталях під дією ТФЗ, використано метод рентгенівського фазового якісного аналізу. Оцінка залишкового напруженого стану поверхневого шару після ТФЗ проведена з використанням методу рентгеноструктурного аналізу. Якість поверхні на різних етапах оброблення досліджували за допомогою профілографа-профілометра «Taylor-Hobson». Для оцінки підвищення роботоzдатності сталей після ТФЗ проведені промислові випробування на натурних зразках деревообробного та іншого інструмента. Дослідження здійснювали розрахунково-експериментальним шляхом.

Основні практичні результати роботи пройшли випробування на підприємствах. На ДП «КРОНО-МЕХСИСТЕМ» та ТОВ «АПОСТОЛОВАГРОМАШ» в промислових умовах підтвердили підвищення стійкості після ТФЗ до 200 %. Розробки, виконані в дисертаційній роботі використовуються і в навчальному процесі: при викладанні лекційних курсів з дисциплін для студентів бакалаврів та магістрів зі спеціальності 132 «Матеріалознавство»: «Основи наукових досліджень нових функціональних матеріалів», «Основи наукових досліджень», «Зносостійкі та антифрикційні матеріали».

У вступі обгрунтовано актуальність проблеми, дана загальна характеристика поверхневого зміцнення матеріалів термофрикційними методами обро-

блення, сформульовані мета і завдання дослідження, визначені об'єкт і предмет дослідження, наведені основні наукові результати, що отримані автором, викладені основні положення наукової новизни і практичної цінності, апробація результатів дисертації.

У першому розділі «Стан питання та перспективи і завдання поверхневого зміцнення для умов тертя та зношування» проведено огляд літературних джерел, присвячених проблемі поверхневого зміцнення за допомогою різних термодформаційних методів.

У другому розділі «Методика досліджень» наведено відомості про матеріали, що були використані в роботі, та методологію досліджень, яка включає використання комплексу експериментів з досліджень впливу ТФО, яка зміцнює (ТФЗ) на особливості формування структури та властивостей сталей.

У третьому розділі «Визначення структурних і фазових перетворень, викликаних ТФО, що зміцнює (ТФЗ), та їх вплив на властивості матеріалів» було проведено дослідження впливу різних режимів ТФЗ на структуру і властивості сталей у поверхневих шарах виробів. Розглянуто вплив вмісту вуглецю при ТФЗ сталей та їх вихідного стану.

У четвертому розділі «Дослідження теплових явищ при зміцненні поверхні деталей» розглядали та аналізували зв'язок між параметрами процесу ТФЗ та тепловими явищами в поверхні об'єктів, які оброблюються.

У п'ятому розділі «Оцінка напруженого стану, викликаного ТФЗ, та структурна стабільність зміцнених шарів при подальшому нагріванні» досліджували характер розподілу напружень та знак напружень по перерізу зразків з легованої сталі 15X11МФ після ТФЗ та визначали рівень мікродеформацій і розмір блоків, що отримані під дією ТФЗ в зразках. Показано, що в поверхні зразка присутні стискаючі залишкові напруження.

У шостому розділі «Промислове застосування ТФЗ та оцінка ефективності використання розробленої технології зміцнення» показано особливості використання в промислових умовах розробленої технології зміцнення інстру-

менту двох різних типів (з циліндричною та плоскою поверхнею). Для промислового дослідження були обрані деталі зі сталей в яких традиційними методами зміцнення важко забезпечити досягнення необхідних експлуатаційних властивостей.

У дисертаційній роботі виконана науково обґрунтована розробка технологічного комплексу оброблення сталей різних марок з використанням методу термофрикційного зміцнення, що дозволило забезпечити суттєве підвищення їх поверхневої твердості та зносостійкості в 2–3 рази.

Експериментальні дослідження проводили на основі детального вивчення впливу на кінцеві характеристики сталей зовнішніх і внутрішніх факторів при їх комплексному обробленні. Для забезпечення ефективного зміцнення проводилася оптимізація параметрів процесу ТФЗ (режимів ТФЗ). Обрані марки сталей охоплюють основну промислову номенклатуру для деталей машин та інструмента, згідно діапазону за вмістом вуглецю. В роботі було проведено визначення взаємозв'язку між температурою нагрівання поверхні під час ТФЗ, швидкістю охолодження, формуванням структури, напруженим станом та властивостями сталей, зміцнених ТФО. При дослідженні вирішена задача теплопровідності, що дозволило корегувати температуру нагрівання поверхні зразків сталей 15X11МФ, 65Г, У8А, Х12М при ТФЗ. Графіки температурних полів показані для фрагмента поверхні зразків. Представлені фотографії мікроструктур, які показують зміни по поперечному перерізу зразків. Поверхневе зміцнення досягається формуванням «білого шару», що підтверджено вимірюванням мікротвердості. Показано, що деформаційний механізм зміцнення при короткочасному нагріванні поверхні, що зміцнювали, є переважним механізмом при ТФЗ. При зміцненні утворюється структура з включенням фази ϵ -карбіду, твердість якої більш ніж удвічі перевищує твердість мартенситної структури, яка утворена при стандартному зміцненні даних сталей, і може розглядатися як тип наноструктури.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в узагальненні та розвитку теорій зміцнення матеріалів з урахуванням та можливістю керування тепловими та деформаційними явищами при структуроутворенні матеріалів в момент ТФЗ, що дозволяє вирішити актуальну проблему поверхневого зміцнення конструкційних та інструментальних сталей.

Вперше: експериментально виявлено та підтверджено різними методами досліджень особливості структури та фазового складу «білого поверхневого шару» після ТФЗ; встановлено природу зміцнення при ТФЗ, яка полягає у формуванні в поверхні матеріалу нетипової структури – «дрібнозернистий деформований мартенсит» у поєднанні з ϵ -карбідом, що формується в специфічних умовах одночасної дії термічного і деформаційного факторів; виконані розрахунки та побудовані температурні поля, які застосовували для аналізу та керування тепловими параметрами для керування структуроутворенням в сталях при ТФЗ; встановлено ефект додаткового зміцнення при перекритті «білих шарів» під час багатопрохідного ТФЗ за рахунок циклічного термодформаційного впливу в умовах підвищеної стартової твердості; науково обґрунтована можливість одночасного ефективного зміцнення та отримання необхідної якості поверхні виробів при ТФЗ сталей з різним вмістом вуглецю та різним ступенем легованості.

Основні результати досліджень можуть використовуватись для підвищення експлуатаційної стійкості деталей машин та інструмента шляхом їх ТФЗ.

Очікуваний економічний ефект, станом на 2020 р., при зміцненні та використанні 100 000 шт. деревообробних ножів та різців може досягти 480 000 грн.

ТФЗ рекомендовано для промислового використання та впровадження при зміцненні такого або подібного інструменту та деталей.

Ключові слова: термофрикційне оброблення (ТФО), термофрикційне зміцнення (ТФЗ), напружений стан, «білий шар», «деформований зернистий мартенсит», ϵ -карбід, наноструктура.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Список публікацій, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Упрочение поверхности из стали 15Х11МФ при помощи термофрикционной обработки. *Вісник Харківського державного технічного університету сільського господарства «Підвищення надійності відновлюємих деталей машин. Фізичні та комп'ютерні технології»*. Харків, 2002. Вип. 10. С. 44–48.

2. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Температурное поле на входе и выходе с поверхности упрочняемой трением. *Вісник Харківського державного технічного університету сільського господарства «Підвищення надійності відновлюємих деталей машин»*. Харків, 2003. Вип. 18. С. 84–93.

3. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Гуцаленко Ю.Г., Волков О.А. Упрочнение деревообрабатывающих ножей из стали 65Г методом термофрикционной обработки. *Резание и инструмент в технологических системах* : междунар. науч.-техн. сб. / НТУ «ХПИ». Вип. 67. Харьков : НТУ «ХПИ», 2004. С. 37–41.

4. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Гуцаленко Ю.Г., Волков О.А. Упрочнение методом термофрикционной обработки материалов. *Вісник Харківського державного технічного університету сільського господарства «Технічний сервіс АПК, техніка та технології у сільськогосподарському машинобудуванні»*. Харків, 2004. Вип. 26. С. 150–156.

5. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Упрочнение цилиндрических деталей из стали 65Г методом ТФО. *Високі технології в машинобудуванні* : Зб. наук. праць НТУ «ХПИ». Вип. 1(10). Харків : НТУ «ХПИ», 2005. С. 142–146.

6. Волков О.А. Исследование влияния ТФО на напряженное состояние в стали 15Х11МФ. *Вестник национального технического университета «ХПИ»* : сб. науч. тр. : темат. вып. / Харьковский политехнический ин-т, нац.

техн. ун-т. Вып. 12 : Технологии в машиностроении / Харьков : НТУ «ХПИ», 2005. С. 84–88.

7. Сізий Ю.А., Погрібний М.А., Волков О.О. Дослідження зносостійкості деревообробного інструмента зміцненого методом ТФО в промислових умовах. *Вестник национального технического университета “ХПИ”*: сб. науч. тр.: темат. вып. / «Харьковский политехнический ин-т», нац. техн. ун-т. Вып. 27 : Новые решения в современных технологиях / Харьков : НТУ «ХПИ», 2006. С. 93–95.

8. Погрібний М.А., Волков О.О., Сізий Ю.А., Гуцаленко Ю.Г., Кулик Г.Г. Дослідження фазового складу сталей 65Г та У8А після зміцнення шляхом термофрикційної обробки. *Високі технології в машинобудуванні* : зб. наук. пр. НТУ «ХПИ». Вип. 2 (13) / Харківський політехнічний ін-т, нац. техн. ун-т. Харків : НТУ «ХПИ», 2006. С. 95–98.

9. Погребной Н.А., Волков О.О., Савицкий Б.А., Гуцаленко Ю.Г., Кулик Г.Г. Исследование влияния многопроходной термофрикционной обработки на формирование белого слоя в стали 65Г. *Резание и инструмент в технологических системах* : междунар. науч.-техн. сб. / НТУ «ХПИ». Вып. 71. Харьков : НТУ «ХПИ», 2006. С. 107–111.

10. Погрібний М.А., Волков О.О., Сізий Ю.А., Гуцаленко Ю.Г., Березуцька О.В. Дослідження впливу термофрикційної та наступної чистової обробки на структуру сталі 65Г. *Високі технології в машинобудуванні*: Зб. наук. пр. НТУ «ХПИ». Харків, 2007. Вип. 1(14). С. 61–69.

11. Погрібний М.А., Волков О.О., Сізий Ю.А., Гуцаленко Ю.Г. Електронно-мікроскопічне дослідження «білого шару» після термофрикційної обробки. *Резание и инструмент в технологических системах* : междунар. науч.-техн. сб. / НТУ «ХПИ». Вып. 72. Харьков : НТУ «ХПИ», 2007. С. 126–131.

12. Волков О.О., Погрібний М.А., Сізий Ю.А., Кулик Г.Г. Дослідження ролі теплових явищ у формуванні структур та властивостей сталей різних марок при зміцненні методом ТФО. *Вісник національного технічного універси*

тету «Харківський політехнічний інститут». Харків: НТУ "ХПІ", 2010. Вип. 40. С. 17–24.

13. Volkov O.A. Study of heat deformation influence in surface strain hardening of steel by thermofriction processing. *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 2016. Vol. 2. № 5 (80). P. 38–44.

Праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

14. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Упрочение поверхности стали Х12М при помощи термофрикционной обработки. *Физические и компьютерные технологии в народном хозяйстве. Труды 7-й Международной научно-технической конференции, 27-28 мая 2003 г.* Харьков: ХНПК «ФЭД», 2003. С. 130–133.

15. Князев С.А., Погрібний М.А., Волков О.О. Оптимізація режимів зміцнення ТФО сталей з різним хімічним складом. Тези доповідей I Університетської науково-практичної студентської конференції магістрантів Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». Харків: НТУ «ХПІ». Т. 1. 2007. С. 127–128.

16. Pogrebnoy N.A., Sizyi Yu.A., Gutsalenko Yu.G., Volkov O.A. Steel strengthened surface layer forming as result of thermofriction preprocessing and diamond-spark grinding. *7 th International Conference «Research and Development in Mechanical Industry» RaDMI 2007, 16-20 Sept. 2007, Belgrade, Serbia: Proceedings on CD-ROM.* P. 241–245.

17. Волков О.А., Погребной Н.А., Сизый Ю.А. Исследование эксплуатационной стойкости деревообрабатывающих ножей из стали 65Г после упрочнения методом ТФО. *«Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я».* Матеріали XVI міжнар. наук.-прак. конф. 4-6 червня 2008 р. Харків: у 2 ч. Ч. 1. Харків: НТУ «ХПІ». 2008. С. 268.

18. Волков О.А. Исследование влияния тепловых процессов на формирование структур и свойств сталей разных марок при упрочнении методом ТФО. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я:*

Тези доповідей XX міжнародної науково-практичної конференції, Ч. II (15-17 травня 2012 р., Харків). – Харків, НТУ «ХПІ». С. 11.

19. Волков О.О. Дослідження теплового впливу термофрикційної обробки на структуру та властивості сталей. *Інформаційні технології : наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я* : Тези доповідей XXI міжнародної науково-практичної конференції, Ч. II (29-31 травня 2013 р., Харків). Харків, НТУ «ХПІ». С. 12.

20. Дмитрук В.Л., Волков О.О. Дослідження теплостійкості сталі, що зміцнена методом ТФО при її подальшому нагріванні до різних температур. *VIII Університетська науково-практична студентська конференція магістрантів Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»* (22–24 квітня 2014 року : матеріали конференції: у 3-х ч. Ч. 2. – Харків : НТУ «ХПІ», 2014. С. 10.

21. Азаров М.С., Волков О.А., Погребной Н.А. Исследование особенностей термофрикционного упрочнения образцов с переменным сечением. *X Міжнародна науково-практична студентська конференція магістрантів (05–08 квітня 2016 року)*: матеріали конференції: у 3-х ч. Ч. 2. Харків : НТУ «ХПІ», 2016. С. 4–5.

22. Єфремов А.Є., Волков О.О., Погрібний М.А. Дослідження характеру знеміцнення сталі при нагріванні після зміцнення ТФО. *XI Міжнародна науково-практична конференція магістрантів та аспірантів (18–21 квітня 2017 року)*: матеріали конференції: у 3-х ч. Ч. 1. Харків : НТУ «ХПІ», 2017. С. 152.

23. Волков О.О., Погрібний М.А. Дослідження особливостей зміцнення сталей з різним вмістом вуглецю методом ТФО. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: тези доповідей XXVII міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2019, 15-17 травня 2019 р.: у 4 ч. Ч. I. / за ред. проф. Сокола Є.І. Харків : НТУ «ХПІ». С. 284.

Праці, які додатково відображають наукові результати дисертації:

24. Спосіб зміцнення поверхні. Патент № 90192 U Україна: МПК С2 UA. Волков О.О. а200808153; заявл. 17.06.2008; опубл. 12.04.2010. Бюл. №7.

25. Спосіб зміцнення та шліфування поверхні. Патент № 90191 У Україна: МПК С2 УА. Волков О.О., Погрібний М.А., Сизий Ю.А. а200808150; заявл. 17.06.2008; опубл. 12.04.2010. Бюл. №7.

26. Волков О.А. Влияние термофрикционной обработки на структуру и свойства стали 15Х11МФ. *Вісник НТУ «ХПІ»*. Харків: НТУ «ХПІ», 2002. № 6. Т. 2. С. 66–68.

27. Погрібний М.А., Сизий Ю.А., Волков О.О. Дослідження структури сталі після ТФО і чистового шліфування. *Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства «Технічний сервіс АПК, механіка та технології у сільськогосподарському машинобудуванні»*. Харків, 2007. Вип. 61. С. 255–260.

ABSTRACT

Volkov O.O. Improving the operational durability of parts and tools by the method of thermofriction hardening. – Manuscript.

Thesis for a candidate's degree in technical sciences in specialty 05.02.01 – materials science. – Petro Vasylenko Kharkiv National Technical University of Agriculture, Ministry of Education and Science of Ukraine, Kharkiv, 2020.

The work was performed at the department of «Materials science» of the National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute».

The relevance of the topic and its expediency are due to the need to increase the surface strength of parts made of structural and tool steels.

The purpose of the dissertation research is to increase the operational stability of machine parts and tools made of steel by developing and using the technological complex of thermofriction hardening (TFH) with the possibility of simultaneously forming the necessary surface quality, and determining the nature and laws of the hardening process.

Research objectives: to develop TFH schemes for flat and cylindrical surfaces; to determine the effect of TFH on the structures and properties of steels with different chemical compositions and in different initial states after pre-heat treatment; to investigate the thermal phenomena that occur in steels during the TFH, to optimize the TFH modes and select parameters that provide the maximum effect of strengthening; to study the stress state that occurs in steels under the action of TFH, and to assess its effect on the strength of products; to evaluate the thermal stability of the steel microstructures formed during TFH during their further heating; to study the possibility of strengthening real parts and tools on the example of a calibration punch, a woodworking knife, a woodworking cutter, and to develop and implement industrial TFH technology.

Object of research: the process of thermal friction hardening (TFH) of parts and products made of steels.

Subject of research: improving the operational stability of parts and tools by thermal friction hardening.

Methods of metallographic analysis using optical, electron and scanning electron microscopy were used in the research, and durometric studies were performed. The method of calculating temperature fields is used to study thermal phenomena during the TFH. In this case, individual samples in the form of plates were electroplated with a thin layer of tin in order to determine the depth of heating in the TFH process, using an experimental calculation method. The x-ray phase analysis method is used to study the phase composition of the «white surface layer» that is formed in steels under the action of TFH. Evaluation of the residual stress state of the surface layer after TFH was performed using the x-ray diffraction analysis method. The surface quality at different stages of processing was studied using the «Taylor-Hobson» profilograph-profilometer. Industrial tests on full-scale samples of woodworking and other tools were carried out to assess the increase in the performance of steels after the TFH. The research was carried out by calculation and experimental methods. The main practical results of the work were tested at enterprises. At the state

enterprise «KRONO-MEKHSISTEM» and LLC «APOSTOLOVAGROMASH» in industrial conditions, they confirmed an increase in resource after TFH to 200 %.

The developments made in the dissertation work are also used in the educational process: when teaching lecture courses in disciplines for bachelor's and master's students in specialty 132 «Materials science»: «Fundamentals of scientific research of new functional materials», «Fundamentals of scientific research», «Wear-resistant and anti-friction materials».

In the introduction the relevance of the problem, general characteristics of surface hardening of materials by thermofriction processing methods are given the purpose and objectives of the study are formulated, the object and subject of research are defined, the main scientific results obtained by the author are given, the main provisions of scientific novelty and practical value, approbation of the dissertation results are presented.

In the first chapter «The state of the iss. and prospects and problems of surface hardening for friction and wear conditions», a review of literature sources devoted to the problem of surface hardening using various thermal deformation methods is conducted.

The second section «Research methodology» provides information about the materials that were used in the work, and the methodology of research, which includes the use of a set of experiments to study the effect of TFP for strengthens (TFH) on the features of the formation of the structure and properties of steels.

In the third section «Determination of structural and phase transformations caused by TFP for strengthens (TFH), and their effect on the properties of materials», the influence of various modes of TFH on the structure and properties of steels in the surface layers of products was studied. The influence of the carbon content and initial state of steels is considered in the TFH process.

In the fourth chapter «Analysis of thermal phenomena in the strengthening of surfaces of parts», the relationship between process parameters TFH and thermal phenomena in the surface of treatable objects is considered and analyzed.

In the fifth section «Assessment of the stress state caused by TFH and structural stability of the hardened layers under further heating», the nature of the stress distribution and stress sign over the cross-section of 15Kh11MF alloy steel samples after TFH is studied and the level of microdeformations and the size of blocks that were obtained under the action of TFH in the samples is determined. It is shown that compressive residual stresses are present in the sample surface.

The sixth section «Industrial application of TFH and evaluation of the effectiveness of the developed hardening technology» shows the features of using the developed hardening technology in industrial conditions for two different types of tools (with a cylindrical and flat surface). For industrial research, parts made of steel were selected in which it is difficult to achieve the necessary performance properties using traditional methods of strengthening.

In the dissertation, the scientifically substantiated development of the technological complex for steel processing of different grades using the method of thermofriction hardening was performed, which made it possible to significantly increase their surface hardness and wear resistance by 2–3 times.

Experimental studies were carried out on the basis of a detailed study of the influence on the final characteristics of steels of external and internal factors during their complex processing. In order to ensure effective hardening, TFH regimes were optimized. Selected steel grades cover the main industrial range for machine parts and tools, according to the range of carbon content. The relationship between the surface heating temperature during TFH, cooling rate, structure formation, stress state and properties of steels hardened by TFP was determined. The study solved the task of thermal conductivity, which allowed determining the surface heating temperature of samples of 15Kh11MF, 65G, U8A, Kh12M steels at TFP. Graphs of temperature fields are shown for a fragment of the samples surface. The photographs of microstructures, which show changes over the cross section of the samples are presented. Surface hardening is achieved by forming a «white layer», which is confirmed by measuring microhardness. The data on the stress state and the phase composition of the surface after the TFP are given. The data showed that the deformation

mechanism of hardening in a short-term heating of the hardenable surface is predominant at TFP. When strengthening, a structure is formed with the inclusion of the ϵ -carbide phase, the hardness of which is more than twice the hardness of the martensitic structure, which is formed during standard strengthening of these steels, and can be considered as a type of nanostructure.

The scientific novelty of the obtained results consists in the generalization and development of the theories of hardening and structure formation of materials, as well as the management by thermal phenomena and deformation, which allow to solve the actual problem of surface hardening of structural and tool steels.

For the first time, the features of the structure and phase composition of the «white layer» after TFH were experimentally detected and confirmed by various research methods; the nature of hardening at TFH is established, which consists in the formation of an atypical structure in the surface of the material – «fine-grained deformed martensite» in combination with ϵ -carbide, which is formed under specific conditions of simultaneous action of thermal and deformation factors; the calculations were performed and field of temperatures were constructed, which were used to analyze and control thermal parameters for controlling structure formation in steels in the TFH process; the effect of additional hardening when overlapping «white layers» in the process of multi-pass TFH due to cyclic thermal deformation action under conditions of increased starting hardness was established; the possibility of simultaneous effective strengthening and obtaining the necessary surface quality of products behavior of the steels with different carbon content and different degree of legovanosty is scientifically proved in the TFH process.

The main research results can be used to improve the operational stability of machine parts and tools by their TFH.

The expected economic effect, as of 2020, with the strengthening and use of 100,000 pieces of woodworking knives and cutters can reach 480,000 UAH.

TFH is recommended for industrial use and implementation when strengthening such or similar tools and parts.

Keywords: thermofriction processing (TFP), thermofriction hardening (TFH), stress state, «white layer», «deformed granular martensite», ϵ -carbide, nanostructure.

LIST OF PUBLISHED WORKS ON THE TOPIC OF THE DISSERTATION

List of publications in which the main scientific results of the dissertation are published:

1. Sizy Yu. A., Pogrebnoy N. A., Volkov O. A. surface strengthening from 15Kh11MF steel by means of heat-friction treatment. *Bulletin of Kharkiv state technical University of agriculture «Improving the reliability of restored machine parts. Physical and computer technologies»*. Kharkiv, 2002, iss. 10, pp. 44–48.
2. Sizy Yu. A., Pogrebnoy N. A., Volkov O. A. Temperature field at the entrance and exit from the surface of the reinforced training. *Bulletin of Kharkiv state technical University of agriculture «Improving the reliability of restored machine parts»*. Kharkiv, 2003, iss. 18, pp. 84–93.
3. Sizy Yu. A., Pogrebnoy N. A., Gutsalenko Yu. G., Volkov O. A. Strengthening of woodworking knives made of 65G steel by heat-friction treatment. *Cutting and tools in technological systems : intern. scientific and technical sat. / NTU «KHPI»*, iss. 67. Kharkiv: NTU «KHPI», 2004, pp. 37–41.
4. Sizy Yu. A., Pogrebnoy N. A., Gutsalenko Yu. G., Volkov O. A. Hardening by thermal friction processing of materials. *Bulletin of the Kharkiv state technical University of agriculture «Technical service of the agro-industrial complex, machinery and technologies in agricultural engineering»*. Kharkiv, 2004, iss. 26, pp. 150–156.
5. Sizy Yu. A., Pogrebnoy N. A., Volkov O. A. Strengthening of cylindrical parts made of 65G steel by the TFO method. *High technologies in mechanical engineering: proceedings of NTU «KhPI»*, iss. 1 (10). Kharkiv: NTU «KHPI», 2005, pp. 142–146.

6. Volkov O. A. Investigation of the influence of TFO on the stress state in 15Kh11MF steel. *Bulletin of the National technical university «KhPI»: Sb. nauch. tr.: temat. vyp. / Kharkiv polytechnic institute, national tech. un-t., iss. 12: Technologies in mechanical engineering / Kharkiv : NTU «KhPI», 2005, pp. 84–88.*

7. Sizy Yu. A., Pogrebnoy M. A., Volkov O. A. Research of wear resistance of the woodworking tool strengthened by the TFO method in industrial conditions. *Bulletin of the National technical university «KhPI»: Sb. nauch. tr.: temat. vyp. / Kharkiv polytechnic institute, national tech. un-t., iss. 27 : New solutions in modern technologies / Kharkiv : NTU «KhPI», 2006, pp. 93–95.*

8. Pogrebnoy M. A., Volkov O. A., Sizy Yu. A., Gutsalenko Yu. G., Kulik G. G. investigation of the phase composition of 65G and U8A steels after hardening by heat-friction treatment. *High technologies in mechanical engineering: Sb. nauch. tr. NTU «KhPI», iss. 2 (13) / Kharkiv polytechnic institute, national tech. un-t. Kharkiv : NTU «KhPI», 2006, pp. 95–98.*

9. Pogrebnoy N. A., Volkov O. A., Savitsky B. A., Gutsalenko Yu. G., Kulik G. G. Investigation of the effect of multi-pass heat-friction treatment on the formation of a white layer in 65G steel. *Cutting and tools in technological systems : intern. scientific and technical sat. / NTU «KhPI», iss. 71. Kharkiv : NTU «KhPI», 2006, p. 107–111.*

10. Pogrebnoy N. A., Volkov O. A., Gutsalenko Yu. G., Berezutskaya E. V. Investigation of the effect of thermal friction and subsequent finishing treatment on the structure of 65G steel. *High technologies in mechanical engineering: Sb. nauk. pr. NTU «KhPI». Kharkiv, 2007, iss. 1(14), pp. 61–69.*

11. Pogrebnoy M. A., Volkov O. A., Sizy Yu. A., Gutsalenko Yu. G. Electron microscopic study of the «white layer» after thermal friction treatment. *Cutting and tools in technological systems : intern. scientific and technical sat. / NTU «KhPI». iss. 72. Kharkiv: NTU «KhPI», 2007, pp. 126–131.*

12. Volkov O. A., Pogrebnoy M. A., Sizy Yu. A., Kulik G. G. investigation of the role of thermal phenomena in the formation of structures and properties of steels of various grades during strengthening by the TFO method. *Bulletin of the*

National technical university «Kharkiv polytechnic institute». Kharkiv: NTU «KhPI», 2010, iss. 40, pp. 17–24.

13. Volkov O. A. Study of heat deformation influence in surface strain hardening of steel by thermofriction processing. *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 2016, vol. 2, № 5 (80), pp. 38–44.

Works certifying the approbation of the dissertation materials:

14. Sizy Yu. A., Pogrebnoy N. A., Volkov O. A. strengthening of the surface of steel Kh12M using thermal friction treatment. *Physical and computer technologies in the national economy*. Proceedings of the 7th International scientific and technical conference, may 27-28, 2003. Kharkiv: KHNPК «FED», 2003. pp. 130–133.

15. Knyazev S. A., Pogrebnoy M. A., Volkov O. A. Optimization of TFO strengthening modes for steels with different chemical composition. Abstracts of reports and University scientific and practical student conference of undergraduates of the National technical university «Kharkiv polytechnic institute». Kharkiv: NTU «KhPI», vol. 1, 2007, pp. 127-128.

16. Pogrebnoy N.A., Sizyi Yu.A., Gutsalenko Yu.G., Volkov O.A. Steel strengthened surface layer forming as result of thermofriction preprocessing and diamond-spark grinding. *7 th International Conference «Research and Development in Mechanical Industry» RaDMI 2007*, 16-20 Sept. 2007, Belgrade, Serbia: Proceedings on CD-ROM. P. 241–245.

17. Volkov O. A., Pogrebnoy N. A., Sizy Yu. A. Study of the operational stability of woodworking knives made of 65G steel after hardening by the TFO method. *«Information technologies: science, technology, technology, education, health»*. Materials of the XVI Intern. scient- practice. conf. June 4-6, 2008. Kharkiv: in 2 p. P. 1. Kharkiv: NTU «KhPI», 2008, p. 268.

18. Volkov O. A. Investigation of the influence of thermal processes on the formation of structures and properties of steels of different grades during hardening

by the TFO method. *Information technologies: science, technology, technology, education, health*: abstracts of the XX International scientific and practical conference, part II (may 15-17, 2012, Kharkiv). – Kharkiv, NTU «KhPI», pp. 11.

19. Volkov O. A. Investigation of the thermal effect of thermal friction treatment on the structure and properties of steels. *Information technologies: science, technology, technology, education, health* : abstracts of the XXI International scientific and practical conference, part II (may 29-31, 2013, Kharkiv). Kharkiv, NTU «KhPI», pp. 12.

20. Dmytruk V. L., Volkov O. A. Study of heat resistance of steel reinforced by the TFO method when it is further heated to various temperatures. *VIII University scientific and practical student conference of undergraduates of the National technical university «Kharkiv polytechnic institute»* (April 22-24, 2014 : conference materials: in 3 p. P. 2. – Kharkiv : NTU «KhPI», 2014, pp. 10.

21. Azarov M. S., Volkov O. A., Pogrebnoy N. A. Investigation of features of thermal friction hardening of samples with variable cross-section. *X International scientific and practical student conference of undergraduates (05-08 April 2016)*: conference proceedings: in 3 p. P. 2. Kharkiv : NTU «KhPI», 2016, pp. 4–5.

22. Efremov A. E., Volkov O. A., Pogrebnoy M. A. Investigation of the nature of steel exhaustion when heated after strengthening the TFO. *XI International scientific and practical conference of undergraduates and postgraduates (April 18-21, 2017)*: conference proceedings: in 3 p. P. 1. Kharkiv : NTU «KhPI», 2017, pp. 152.

23. Volkov O. A., Pogrebnoy M. A. Study of the features of strengthening steels with different carbon content by the TFO method. *Information technologies: science, technology, technology, education, health*: abstracts of the XXVII International scientific and practical conference MicroCAD-2019, may 15-17, 2019: in 4 p. P. 1. / Edited by Prof. Sokola E. I. Kharkiv : NTU «KhPI», pp. 284.

Works that additionally reflect the scientific results of the dissertation:

24. Method of strengthening the surface. Patent No. 90192 U Ukraine: IPC C2 UA. Volkov O. A. a200808153; declared 17.06.2008; published 12.04.2010. Byul. no. 7.

25. Method of strengthening and polishing the surface. Patent No. 90191 U Ukraine: IPC C2 UA. Volkov O. A., Pogrebnoy M. A., Sizy Yu. A. a200808150; declared 17.06.2008; published 12.04.2010. Byul. no. 7.

26. Volkov O. A. Influence of thermal friction treatment on the structure and properties of 15Kh11MF steel. *Bulletin of NTU «KhPI»*. Kharkiv: NTU «KhPI», 2002, no. 6, vol. 2, pp. 66–68.

27. Sizy Y. A., Pogrebnoy M. A., Volkov O. A. Investigation of the structure of steel after TFO and finish grinding. *Bulletin of the Kharkiv national technical University of agriculture «Technical service of the agro-industrial complex, machinery and technologies in agricultural engineering»*. Kharkiv, 2007, iss. 61, pp. 255–260.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	25
РОЗДІЛ 1. СТАН ПИТАННЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ І ЗАВДАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ТЕРТЯ, МЕТА ТА ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	
1.1 Методи термофрикційного (ТФО) та поверхнево- деформаційного оброблення (ПДО) матеріалів.....	32
1.2 Методи термофрикційного (ТФЗ) та поверхнево- деформаційного зміцнення (ПДЗ) поверхні.....	34
1.2.1 Вплив термофрикційної та поверхнево-деформаційної складової на параметри поверхневого шару сталей.....	41
1.2.2 Вплив ТФО на механічні та фізичні властивості сталей.....	47
1.2.3 Вплив хімічного складу сталей на параметри поверхневого шару при ТФЗ.....	52
1.3 Висновки до розділу 1.....	59
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ.....	
2.1 Схема досліджень.....	61
2.2 Методика проведення ТФО, для зміцнення (ТФЗ) та матеріали дослідження. Вибір технологічних схем і режимів зміцнення плоских і циліндричних поверхонь. Параметри оброблення.....	62
2.3 Експериментальне устаткування.....	66
2.4 Методика металографічного аналізу.....	67
2.5 Методика вимірювання мікротвердості.....	67
2.6 Методика рентгеноструктурного фазового аналізу.....	68
2.7 Дослідження шорсткості поверхні зразків, після ТФО.....	69
2.8 Методика визначення макронапружень рентгенівським дифракційним методом.....	70
2.9 Визначення рівня мікродеформації, що виникають	72

	по глибині зразка рентгенівським дифракційним методом.....	
2.10	Методика аналізу розподілення температури від поверхні вглиб зразків при ТФЗ	74
2.11	Методика математичного планування експерименту для оптимізації режимів ТФЗ сталей.....	80
	Висновки до розділу 2.....	81
РОЗДІЛ 3. ВИЗНАЧЕННЯ СТРУКТУРНИХ І ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ, ВИКЛИКАНИХ ТФЗ, ЩО ЗМІЦНЮЄ (ТФЗ), ТА ЇХ ВПЛИВ НА ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ.....		
		83
3.1	Вплив умов ТФЗ плоских поверхонь на зміни структури та твердості сталей.....	83
3.1.1	Вплив режимів ТФЗ на структуру та твердість сталей.....	83
3.1.2	Вплив вихідного стану сталей з різним хімічним складом на ефективність ТФЗ.....	90
3.2	Вплив умов ТФЗ циліндричних поверхонь на зміни структури та твердості сталі.....	99
3.3	Роль технологічних аспектів при ТФЗ деревообробного інструменту.....	103
3.3.1	Вплив однопрохідного ТФЗ на структурні зміни деревообробного різального інструменту із сталі.....	103
3.3.2	Вплив багатопрохідного ТФЗ на структурні зміни деревообробного різального інструменту із сталі.....	110
3.4	Дослідження мікроструктурних змін сталей, які викликані під дією ТФЗ з використанням електронної мікроскопії.....	115
3.5	Вплив ТФЗ на формування фазового складу при утворенні «білого поверхневого шару» в сталях.....	120
3.6.	Вплив ТФЗ на стан поверхні. Дослідження впливу фінішного чистового оброблення на стабільність «білого поверхневого шару», отриманого при ТФЗ.....	122

	23
Висновки до розділу 3.....	127
РОЗДІЛ 4. ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕПЛОВИХ ЯВИЩ ПРИ	
ЗМІЦНЕННІ ПОВЕРХНІ ДЕТАЛЕЙ	129
4.1 Вплив температури нагрівання в зоні ТФЗ на структурні зміни сталей з різним ступенем легованості та різним вмістом вуглецю.....	129
4.2 Вплив швидкостей нагрівання – охолодження при ТФЗ різних марок сталей на характер структурних перетворень....	133
4.3 Математичне планування експерименту, оптимізація режимів ТФЗ сталей та побудування графічних залежностей мікротвердості та глибини зміцненого шару від режимів ТФЗ.....	136
Висновки до розділу 4.....	140
РОЗДІЛ 5. ОЦІНКА НАПРУЖЕНОГО СТАНУ,	
ВИКЛИКАНОГО ТФЗ, ТА СТРУКТУРНА СТАБІЛЬНІСТЬ	
ЗМІЦНЕНИХ ШАРІВ ПРИ ПОДАЛЬШОМУ НАГРІВАННІ	141
5.1 Вплив ТФЗ на напружений стан та рівень мікрореформацій сталі.....	141
5.2 Вплив подальшого нагрівання після ТФО на стабільність структури та властивостей сталей.....	145
5.2.1 Дослідження особливостей структурних змін при нагріванні до температури 200 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв.....	146
5.2.2 Дослідження особливостей структурних змін при нагріванні до температури 400 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв.....	148
5.2.3 Дослідження особливостей структурних змін при нагріванні до температури 600 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв.....	150
5.2.4 Аналіз теплостійкості «білого поверхневого шару»,	

	24
отриманого при ТФЗ під впливом нагрівання.....	152
Висновки до розділу 5.....	155
РОЗДІЛ 6. ПРОМИСЛОВЕ ЗАСТОСУВАННЯ ТФЗ	
ТА ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ	
РОЗРОБЛЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ЗМІЦНЕННЯ.....	
	157
6.1 Зміцнення виробів типу «кern» з циліндричною	
поверхнею за допомогою ТФЗ та випробування	
в промислових умовах.....	157
6.2 Зміцнення деревообробного інструменту з плоскою	
поверхнею за допомогою ТФЗ та випробування	
в промислових умовах.....	160
6.3 Дослідження особливостей структурних перетворень,	
які впливають на роботоздатність деревообробного	
інструменту.....	166
Висновки до розділу 6.....	170
ВИСНОВКИ.....	171
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	174
ДОДАТКИ.....	191

ВСТУП

Актуальність теми та її доцільність обумовлені необхідністю підвищення поверхневої міцності деталей з конструкційних та інструментальних сталей.

Розвиток сучасної промисловості неможливий без широкого використання технологій зміцнення виробів з різних матеріалів. При цьому велику зацікавленість мають підходи з використанням комплексних методів оброблення, які б дозволяли забезпечувати суттєве покращення властивостей матеріалу.

Термофрикційне оброблення (ТФО), яке є одним із ресурсозберігаючих методів саме відповідає таким вимогам. При цьому ефект зміцнення завдяки ТФО може суттєво перевищувати максимальний рівень зміцнення матеріалів, який можна отримувати за допомогою стандартних методів оброблення. Рівень властивостей та якості залежить від параметрів ТФО, хімічного складу матеріалів, їх вихідного стану та інших факторів. Однак це питання є недостатньо вивченим, тому актуальним є експериментальне та теоретичне обґрунтування технології зміцнення сталей різних класів з використанням методу термофрикційного зміцнення (ТФЗ). Важливим є оптимізація режимів ТФЗ, та виявлення факторів, які можуть мати домінуючу роль в процесі оброблення матеріалів. Саме тому робота, яка спрямована на підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту методом термофрикційного зміцнення може бути віднесена до важливих та актуальних. Такі дослідження дозволять отримати чітке уявлення про природу ефекту зміцнення при ТФО з використанням основних положень теорії структурних і фазових перетворень в матеріалах, та сформувати системний підхід до ТФЗ, як до ефективного методу, що дозволяє забезпечувати зміцнення різного типу виробів.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота виконана згідно Закону України № 2519-IV від 09.10.2010 р. «Про пріоритетні напрямки розвитку науки і техніки» за пріоритетним напрямком розвитку

науки і техніки «Новітні та ресурсозберігаючі технології в енергетиці, промисловості та агропромисловому комплексі».

Робота виконана на кафедрі «Матеріалознавство» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». Окремі дослідження за темою дисертаційної роботи виконані відповідно до тематики держбюджетної теми М2021 «Розробка наукових основ структурної інженерії вакуумно-плазмових багат шарових надтвердих захисних покриттів» (ДР № 0116 U 000853) у період з 01.01.2016 р. по 31.12.2018 р.; госпдоговірної роботи Договір №20616 «Дослідження кілець підшипників у частині визначення відсотка залишкового аустеніту рентгеноструктурним методом» у період з 15.08.2016 р. по 28.02.2019 р.

Мета дослідження: підвищення експлуатаційної стійкості деталей машин та інструменту із сталей шляхом розробки та використання технологічного комплексу термофрикційного зміцнення (ТФЗ) з можливістю одночасного формування необхідної якості поверхні, та визначення природи і закономірностей процесу зміцнення.

Завдання дослідження:

- розробити схеми ТФЗ для поверхонь плоского та циліндричного типу;
- визначити вплив ТФЗ на структури та властивості сталей з різним хімічним складом та у різному вихідному стані після попереднього термічного оброблення;
- дослідити теплові явища, що виникають в сталях під час ТФЗ, та провести оптимізацію режимів ТФЗ і вибрати параметри, які забезпечують максимальний ефект зміцнення;
- дослідити напружений стан, який виникає в сталях під дією ТФЗ, та оцінити його вплив на конструкційну міцність виробів;
- оцінити термічну стабільність сформованих при ТФЗ структур сталей при їх подальшому нагріванні;
- вивчити можливість зміцнення реальних деталей та інструмента на прикладі калібрувального керна, деревообробного ножа, деревообробного

різця та розробити і впровадити промислову технологію ТФЗ.

Об'єкт дослідження: процес термофрикційного зміцнення (ТФЗ) деталей та виробів із сталей.

Предмет дослідження: підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту методом термофрикційного зміцнення.

Методи досліджень. При проведенні досліджень використані методи металографічного аналізу з використанням оптичної, електронної та растрової електронної мікроскопії, проведені діурометричні дослідження. Для вивчення теплових явищ під час ТФЗ використано метод розрахунку температурних полів. При цьому окремі зразки у вигляді пластин гальванічно покривалися тонким шаром олова з метою визначення, за допомогою експериментально-розрахункового методу, глибини прогрівання при ТФЗ. Для вивчення фазового складу «білого поверхневого шару», який формується в сталях під дією ТФЗ використано метод рентгенівського фазового якісного аналізу. Оцінка залишкового напруженого стану поверхневого шару після ТФЗ проведена з використанням методу рентгеноструктурного аналізу. Якість поверхні на різних етапах оброблення досліджували за допомогою профілографа-профілометра «Taylor-Hobson». Для оцінки підвищення роботоздатності сталей після ТФЗ проведені промислові випробування на натурних зразках деревообробного та іншого інструмента. Дослідження здійснювали розрахунково-експериментальним шляхом.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в узагальненні та розвитку теорій зміцнення матеріалів з урахуванням та можливістю керування тепловими та деформаційними явищами при структуроутворенні матеріалів в момент ТФЗ, що дозволяє вирішити актуальну проблему поверхневого зміцнення конструкційних та інструментальних сталей.

Вперше:

– експериментально виявлено та підтверджено різними методами досліджень особливості структури та фазового складу «білого поверхневого шару» після ТФЗ;

– встановлено природу зміцнення при ТФЗ, яка полягає у формуванні в поверхні матеріалу нетипової структури – «дрібнозернистий деформований мартенсит» у поєднанні з ϵ -карбідом, що формується в специфічних умовах одночасної дії термічного і деформаційного факторів;

– виконані розрахунки та побудовані температурні поля, які застосовували для аналізу та керування тепловими параметрами для керування структуроутворенням в сталях при ТФЗ;

– встановлено ефект додаткового зміцнення при перекритті «білих шарів» під час багатопохідного ТФЗ за рахунок циклічного термодформаційного впливу в умовах підвищеної стартової твердості;

– науково обґрунтована можливість одночасного ефективного зміцнення та отримання необхідної якості поверхні виробів при ТФЗ сталей з різним вмістом вуглецю та різним ступенем легованості.

Отримали подальший розвиток:

– теорія аналізування теплових явищ по перерізу об'єктів при ТФЗ з побудовою температурних полів, що дозволяє прогнозувати перетворення на різних глибинах від поверхні під дією ТФО;

– теорія термодформаційного структуроутворення в умовах ТФЗ поверхні, використання якої, на відміну від існуючих, дозволяє оцінити домінуючий механізм при зміцненні поверхні деталей з різних матеріалів.

Удосконалено:

– спосіб, який дозволяє при багаторазовому переполіруванні з локальним дотравлюванням одночасно порівнювати та аналізувати усі шари перерізу зразків, незважаючи на різну їх здатність до травлення;

– метод ТФЗ поверхні, що на відміну від відомих додатково включає багатопохідне оброблення з перекриттям сусідніх проходів, та дозволяє отримувати ефект вторинного термодформаційного зміцнення з більш високим комплексом механічних характеристик.

Практичне значення одержаних результатів.

Основні результати досліджень можуть використовуватись для підвищення експлуатаційної стійкості деталей машин та інструмента шляхом їх ТФЗ, що дозволяє корегувати вибір більш дешевих марок сталей з покращенням їх властивостей при зміцненні. Розроблено удосконалений спосіб зміцнення поверхні, а також інструмент та технологію одночасного зміцнення та шліфування поверхні, що захищено патентами України на винахід, (№ 90192, № 90191).

Основні практичні результати роботи пройшли випробування:

– на ДП «КРОНО-МЕХСИСТЕМ» технології зміцнення деревообробного інструменту: отримані результати зміцнення деревообробного інструменту та його випробувань в промислових умовах підтвердили підвищення його стійкості після ТФЗ до 200 %;

– на ТОВ «АПОСТОЛОВАГРОМАШ» технології зміцнення деталей машин: показана можливість використання термофрикційного оброблення, як ефективного методу поверхневого зміцнення матеріалів з одночасним формуванням в деталях необхідних геометричних розмірів. Ефективність зміцнення при цьому обумовлена, переважно, формуванням «білого поверхневого шару» з надвисокими показниками твердості;

Згідно акту випробування результатів досліджень на підприємстві ДП «КРОНО-МЕХСИСТЕМ» та акту впровадження на підприємстві ТОВ «АПОСТОЛОВАГРОМАШ» при зміцненні інструмента, який використовувався для подрібнення та оброблення деревини, було показано, що стійкість деревообробного інструменту зросла до 200 %. При цьому, з урахуванням додаткових витрат на зміцнення, витрати на інструмент зменшилися на 6 грн. на 1 м² поверхні, що оброблюється. На основі таких випробувань очікуваний економічний ефект, станом на 2020 р., при зміцненні та використанні 100 000 шт. деревообробних ножів та різців може дорівнювати 480 000 грн.

Розробки, виконані в дисертаційній роботі використовуються і в навчальному процесі: при викладанні лекційних курсів з дисциплін для студентів

бакалаврів та магістрів зі спеціальності 132 «Матеріалознавство»: «Основи наукових досліджень нових функціональних матеріалів», «Основи наукових досліджень», «Зносостійкі та антифрикційні матеріали».

Особистий внесок здобувача. Теоретичні та експериментальні результати досліджень, що винесені на захист, отримані автором самостійно та викладені у роботах [1–27]. У наукових роботах, що опубліковані у співавторстві, здобувачу належать: експериментальне дослідження мікроструктури та властивостей сталей різних марок після ТФО за різними схемами зміцнення [1, 4]; експериментальні дослідження впливу режимів ТФО, а також попереднього стану сталей на ефективність їх зміцнення та вибір оптимального режиму ТФО [5, 15, 16]; експериментальні дослідження впливу хімічного складу сталей на ефективність зміцнення при ТФО [8, 14, 23]; експериментальні дослідження фазових та структурних перетворень в поверхневих шарах сталей при зміцненні за допомогою однопрохідного та багатопрохідного ТФО [9, 11]; дослідження впливу теплових явищ при поверхневому зміцненні сталі при ТФО [2, 12, 20, 22]; дослідження стабільності структур, отриманих за допомогою ТФЗ, при їх подальшому нагріванні [20, 22]; встановлення зв'язку між структурними та фазовими перетвореннями, напруженим станом, нагріванням, які виникають під час поверхневого зміцнення сталей при ТФО та обумовлюють ефективність зміцнення поверхонь [9]; ТФЗ деревообробного та іншого інструмента та його промислові випробування для оцінки ефективності зміцнення [3, 7, 17, 21]; розробка технології та дослідження ефективності фінішного чистового оброблення після зміцнення ТФО. Дослідження якості поверхні після зміцнення ТФО та фінішного чистового оброблення [10, 27]; розробка інструмента та технології одночасного зміцнення та шліфування поверхні [25].

Апробація результатів дисертації. Основні положення та результати теоретичних та експериментальних досліджень дисертаційної роботи доповідалися, обговорювалися та отримали позитивні відгуки на міжнародних

науково-практичних та науково-технічних конференціях : «Физические и компьютерные технологии в народном хозяйстве» (м. Харків, ДП ХМЗ «ФЕД», 27-28 травня 2003 р.), «Інформаційні технології : наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я» MicroCAD Секция 6. Новые материалы и технологии в процессах горячей обработки металлов (м. Харків, НТУ «ХПІ», 4-6 червня 2008 р., 5-17 травня 2012 р., 29-31 травня 2013 р., 15-17 травня 2019 р.), 7-th International Conference «Research and Development in Mechanical Industry» RaDMI (Belgrade (Serbia), 16-20 Sept. 2007).

В повному обсязі дисертаційна робота обговорювалась та схвалена на розширених засіданнях кафедри матеріалознавства Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут».

Публікації. Основні результати дисертаційної роботи опубліковані в 27 наукових працях, у тому числі: 14 статей у спеціалізованих наукових виданнях України і 1 стаття у міжнародних виданнях (у виданні, що включено до міжнародної наукометричної бази Scopus – [13]); 10 тез у збірниках доповідей наукових конференцій. Отримано 2 патенти України на винаходи.

Структура і обсяг роботи. Дисертація складається з вступу, 6 розділів, висновків, списку вико-ристаних джерел і додатків. Повний обсяг дисертації складає 209 сторінок, у тому числі 12 додатків на 19 сторінках, обсяг основного тексту дисертації становить 190 сторінок, містить 88 рисунків, 16 таблиць. Список використаних джерел нараховує 139 найменувань на 17 сторінках.

РОЗДІЛ 1 СТАН ПИТАННЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ТА ЗАВДАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ТЕРТЯ, МЕТА ТА ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ

1.1 Методи термофрикційного (ТФО) та поверхнево-деформаційного оброблення (ПДО) матеріалів

Термофрикційні методи оброблення матеріалів відомі та використовуються багато десятиріч. Так, наприклад, термофрикційне оброблення (ТФО) ефективно використовувалося в якості відносно дешевого методу для розрізання довгомірних виробів, починаючи вже з 40 років ХХ сторіччя. В останні роки отримали розвиток методи оброблення матеріалів, засновані на локальному виділенні тепла в різний спосіб. Однак, застосування більшості з них виявляється дороговартісним, що впливає на собівартість продукції. У зв'язку з цим, актуальним є створення та використання маловитратних технологій оброблення матеріалів.

Термофрикційне оброблення (ТФО), як економічний метод оброблення матеріалів сприяє підвищенню продуктивності праці при роботі з вуглецевими, леггованими сталями, чавунами та іншими сплавами. При ТФО використовується круглий інструмент – різальний диск (РД), що має високу стійкість. Тертя контактуючих поверхонь заготовки та інструменту спричиняє розігрівання та зниження міцності матеріалу в зоні оброблення. Виготовлення РД з дешевих марок сталей дозволяє заощаджувати дорогі високолеговані інструментальні матеріали. Для ТФО можна використовувати металорізальне устаткування, що випускається верстатобудівною промисловістю без суттєвих змін конструкції. При цьому існують різні підходи до ТФО, як, наприклад, ТФО з вібрацією, при якому створюються умови максимального підігрівання заготовки при мінімальному нагріванні різального диска. Однак, зростання продуктивності механічного оброблення вимагає розширення технологічних аспектів методу термофрикційного оброблення металів і більш ефективної роботи фри-

кційними дисками з одночасною мінімізацією побічних ефектів таких як, наприклад, вібрація, що може зменшувати ресурс обладнання, що застосовується. Тому доцільним є вдосконалення подібного інструменту одночасно зі збільшенням його стійкості, підвищенням продуктивності та покращенням умов роботи та якості поверхні, що оброблюється, а також принципів вибору оптимальних режимів оброблення.

Слід зауважити, що в останні роки достатньо широко розглядаються питання, пов'язані з термофрикційним обробленням, та зміцненням матеріалів в такий спосіб, написано багато наукових праць, але в цілому цей процес вивчений не повною мірою у зв'язку з широкою варіативністю умов та засобів реалізації даного процесу.

Е.У. Зарубицький запропонував спосіб оброблення площин і тіл обертання [1–3]. У якості різального інструмента застосовано різальний диск із гладкою циліндричною поверхнею, у якому позитивно поєднуються переваги круглого обертового інструмента і нагрівання контактних поверхонь тертям. Так, встановлено, що тертя може використовуватися в якості рушійної сили, як для різання металів, так і для зміцнення поверхневих шарів зі створенням зон нагрівання без руйнування поверхонь тертя із забезпеченням високої чистоти оброблення. Однак, наголошено, що застосування тертя в якості зміцнювального оброблення ще не використовується в повному обсязі у зв'язку з тим, що цей процес вивчений не повністю, а також недостатньо досліджені можливі структури та властивості оброблених поверхонь. Роботи авторів: Зарубицького Е.У., Костіної Т.Н. та ін. розбудовують напрямок оброблення диском тертя [1–6]. У роботах Покінтелиці Н.І. [7–13] розширена область застосування дисків тертя. Приділено увагу також термофрикційному зміцненню.

Автор використовував методику експериментального вимірювання температури в деталі що зміцнюється за допомогою термопар, що у свою чергу усереднює температуру в межах розміру термоспаю [13]. Однак, це не дає можливості виміряти реальні температури в тонкому приконтактному шарі порівнянному з розміром термоспаю.

Слід зауважити – питання щодо можливостей зміцнення матеріалів з використанням тертя набули високої актуальності. У зв'язку з цим проводиться багато досліджень в цьому напрямку.

1.2 Методи термофрикційного (ТФЗ) та поверхнево-деформаційного зміцнення (ПДЗ) поверхні

Процес підвищення якості поверхні диском, що обертається досліджували багато вчених. Ідея використання тертя для зміцнення неодноразово привертала увагу науковців. Вже в 1967 році в Австрії виданий патент на новий спосіб поверхневого гартування, де у якості інструменту використаний швидкообертючий диск із сталі P18.

Багато досліджень, стосовно зміцнення поверхні тертям, провів Гурей І.В. з групою вчених [14–31]. У його роботах значна увага приділена технологічним аспектам процесу, точності оброблення, режимам різання, використанню різних змащувальних середовищ. Також вивчалися зміни в поверхневому шарі при різних способах імпульсного фрикційного зміцнення. При цьому був охоплений великий діапазон матеріалів. Розглянуті різні марки сталей та чавунів. Також проведено оцінку температури в поверхневому шарі деталі, що зміцнюється. Однак, при цьому значно спрощений реальний процес, а саме не враховується рух джерела тепла та обмежені розмірні фактори, що може вносити певну похибку в результати дослідження.

Зміцнення тертям чавуну досліджене в роботі [22]. Процес впроваджений при зміцненні напрямних станин верстатів та деталей технологічного оснащення [23], деталей шарнірів приводних і гусеничних ланцюгів конвеєрів [24]. В роботі [26], досліджено вплив реверсивного тертя на якісні показники зміцнення тертям. Вказано, що в разі знакозмінного тертя утворюються більш екстремальні умови для деформування поверхневого шару, що спричиняє збільшення товщини шару в 1,5–2 рази порівняно з деформуванням без реверсу. Поверхнева твердість також зростає в 1,2–1,4 рази.

Однак для ряду деталей і, особливо, для різального інструменту, штампів і прес-форм важливо забезпечити зміцнення не тільки робочих поверхонь інструмента, а й зміцнення безпосередньо робочої різальної кромки.

У той же час, для краю поверхні умови впливу на неї функціональним диском, а також умови теплообміну з навколишнім середовищем відмінні від ділянок поверхні далеко віддалених від краю. Тому, для керування процесом зміцнення інструментів, необхідно вміти розраховувати температурне поле на краю поверхні, що зміцнюється.

Вивчаючи структуру шару, яка є прилеглою до поверхні тертя, Гурей І.В. із співавторами, відмітили що при фрикційному обробленні висококонцентрований потік енергії утворюється в зоні контакту швидкообертаючого зміцнювального інструмента-диска (60–70 м/с) та оброблюваної деталі. При цьому відбувається одночасне швидкісне зсувне деформування, а швидкість нагрівання досягає 10^5 – 10^6 К/с. Поверхневі шари металу нагріваються до температури вище точки фазових перетворень (A_{c3}), а їх охолодження відбувається з великими швидкостями (10^4 – 10^5 К/с) за рахунок відводу тепла вглибину металу. Відмічено, що при високошвидкісному охолодженні фіксується стан, при якому із твердого розчину ще не встигають виділитися окремі фази, або це виділення не встигає повністю завершитися. У поверхневому шарі деталей машин формується специфічний структурно-напружений стан металу – білий шар. Структура білого шару являє собою високодисперсний мартенсит, залишковий аустеніт і дуже дисперсні карбіди [32]. При цьому, відзначалося, що на формування структурно-напруженого стану металу суттєво впливають режими фрикційного оброблення, технологічне середовище, яке використовується в даному процесі, матеріал та форма робочої частини зміцнювального інструмента та інші чинники. Також показано, що при імпульсному фрикційному обробленні армко-заліза у його поверхні формується білий шар. Технологічне середовище, яке застосовується при цьому, суттєво впливає на процес формування зміцненого шару. Відзначалось [32], що при застосуванні в якості

технологічного середовища мінерального мастила в зоні контакту, відбувається розкладання його на атомарний вуглець, який дифундує у поверхневі шари деталі та сприяє формуванню білого шару. При застосуванні в якості технологічного середовища води дифузія вуглецю з технологічного середовища не відбувається. Відзначено, що білий шар також формується, за рахунок можливості дифундування вуглецю з поверхні зміцнювального інструмента. Автори зауважують, що значне підвищення мікротвердості пояснюється насиченням поверхневого шару вуглецем, що відбувається в процесі тертя за рахунок цементиту внутрішніх шарів зразка та дифузії вуглецю з контртіла. Зростання температури та пластична деформація сприяє утворенню аустеніту, який при швидкому охолодженні переходить у мартенсит.

Значний внесок в розвиток фрикційного зміцнення сталі та чавуну зробив Ю. І. Бабей з групою вчених. Метод фрикційно-зміцнювального оброблення (ФРЗО), що розробив Ю. І. Бабей також передбачає використання металевого диска, що обертається зі швидкістю 50–80 м/с [34]. Він спостерігав зміни хімічного складу поверхневих шарів при фрикційно-зміцнювальному обробленні та відмітив, що у білому шарі збільшується вміст вуглецю за рахунок переміщення його із деталей до поверхні. Автор відмітив, що з урахуванням особливих умов впливу на поверхню, це явище не можна пояснити звичайними дифузійними процесами у зв'язку з тим, що час впливу високих температур та тиску на ділянку поверхні дуже малий, та він не перевищує $6 \cdot 10^{-3}$ – 10^{-2} с. Наряду зі збільшенням вмісту вуглецю у поверхневому шарі збільшується і вміст таких елементів, як: Cr, Mn, Cu, Si. Без змін залишаються W, Mo, V, а кількість Ni зменшується.

За даними Ю. І. Бабея при термо-зміцнювальному обробленні, коли механічна енергія перетворюється у теплову, спостерігаються високі швидкості нагрівання та охолодження за рахунок відводу теплоти у метал і зовнішнє середовище, які вищі ніж при термічному обробленні [34]. При цьому формується білий шар, товщина якого залежить від швидкості переміщення столу $V_{ст}$. При невеликих швидкостях переміщення ($V_{ст} < 2$ м/хв) відбувається на-

грівання поверхневих шарів металу в зоні їх контакту до температури плавлення, що спричиняє зменшення твердості матеріалу, внаслідок чого, частина зміцненого шару знімається і його товщина зменшується.

Більшість дослідників пов'язують явище зміцнення в таких умовах як з легуванням поверхні, що оброблюється хімічними елементами з середовища в зоні контакту інструмента та заготовки (охладжуюче, змащуюче середовище), так і хімічними елементами з інструменту, або з внутрішніх шарів заготовки в зоні ковзання.

В 90^і роки в НТУ «ХПІ» під керівництвом Сизого Ю.А. проведені дослідження фрикційного розрізання [37, 38], які значно розширили розуміння фізики процесу, та дозволили спроектувати ці знання на процес зміцнення з використанням ТФО.

Використання тертя для зміцнення поверхонь описував І. В. Крагельський. Також, була спроба Н. В. Моніна виготовити обертаючий диск з твердого сплаву. При обертанні диска утворювалась теплота, яка розплавляла поверхню та забезпечувала високу чистоту [39].

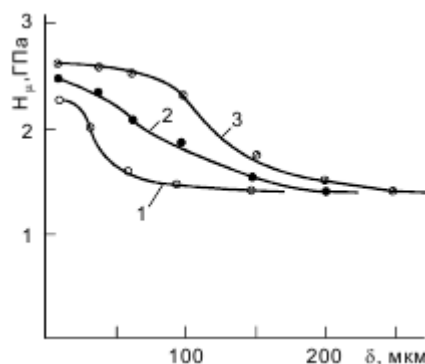
Авторське свідоцтво на спосіб поверхневого зміцнення металевих виробів, при якому використовується тертя між пружною поверхнею та колодками видано В. В. Міхеєву та Н. Н. Сухаріной. Оброблений шар характеризується великою твердістю при малій глибині [40].

При механічному обробленні металів з використанням поверхнево-активних полімервмісних змащувально-охладжувальних засобів у зоні різання протікають складні фізико-хімічні процеси, а саме [41]: адсорбція макромолекул полімеру на поверхні металу, що оброблюються, їх термо- і механодеструкція; утворення макрорадикалів із наступною їх деполімерізацією. В результаті цього, виділяється активний водень та вуглець і насичення інструменту та поверхні, що оброблюється вуглецем; хемосорбція водню на ювенільних поверхнях; утворення хімічних зв'язків на різальних краях інструменту.

Раніше було встановлено, що зі збільшенням зусилля, яке створює інструмент-диск у зоні тертя з поверхнею деталі, майже за лінійною залежністю

зростає товщина шару та його твердість. Автори роботи [42] установили, що зі збільшенням тиску на поверхню деталі якісні показники шару зростають. У цих дослідженнях автори використовували подачу на врізання та після встановлення величини врізання 0,3 мм були змушені припинити збільшення величини подачі на врізання, оскільки була небезпека виходу з ладу шпиндельного вузла.

У роботах [42, 43], показано, що при гартуванні Fe – H і Fe – C – H сплавів при наявності водню знижується температура мартенситного перетворення в залізі та сталях, зменшується критична швидкість охолодження при гартуванні і стає можливим утворення мартенситу навіть у безвуглецевому залізі при звичайних швидкостях охолодження. Зауважено, що аналіз мікротвердості зразків з армко-заліза після фрикційного оброблення із застосуванням різних технологічних середовищ показав (рис. 1.1), що найбільше впливає на формування зміцнених структур застосовувана поверхнево-активна змащувально-охолоджувальна рідина МХО-64а, що у своєму складі містить мінеральне мастило, а також компоненти, які під дією високих температур та тисків розкладаються, активують поверхню, зменшують поверхневу енергію та при цьому ще виділяється активний водень [44]. Показано, що мікротвердість поблизу поверхні найбільша після зміцнення, з використанням МХО-64а. Зі збільшенням глибини вона зменшується і при досягненні глибини 100 мкм і досягає рівня вихідної.



1 – вода; 2 – мінеральне мастило; 3 – МХО-64а

Рисунок 1.1 – Мікротвердість армко-заліза після фрикційного зміцнення з використанням різних технологічних середовищ

Відмічено, [44] що водень спричиняє пластифікування поверхневого шару металу, що покращує умови протікання його пластичного деформування. При пластичному деформуванні металу водень транспортується рухомими дислокаціями до зеренних зародків субмікротріщин. Субмікротріщини утворюються у вершині скупчення дислокацій, які зупиняються границею зерна. Звільнений з дислокацій водень хемосорбується на поверхнях зародків субмікротріщин і зменшує їх поверхневу енергію [44].

Таким чином автори робіт [43, 44] вказують на потребу застосування спеціальних технологічних середовищ, що має позитивний вплив на показники якості зміцненого шару та, безпосередньо, на технології зміцнення.

На думку Б. А. Костецького, основна ідея зовнішнього тертя полягає в пружно-пластичній деформації, яка обумовлює появу ряду вторинних явищ у зоні контакту, що досліджено недостатньо [45].

Дослідники [27, 34, 46, 47] не отримали товщину зміцненого шару більше ніж 500 мкм, незважаючи на застосування легувальних елементів, технологічного середовища, реверсу зміцнювального інструменту та інших вдосконалень методу, що наголошено в роботі [48]. Це пояснюється технічними та технологічними можливостями наявного обладнання, що використовувалось для зміцнення. На думку авторів роботи [48], доцільно приділити більше уваги температурі та тиску, що виникають у зоні контакту деталі з інструментом-диском. Підкреслено, що вплив температури та тиску, як основних чинників процесів, що проходять в поверхневих шарах металу під час фрикційного оброблення, вивчені недостатньо. В роботі [48] описано метод, що дозволяє отримати зміцнений шар товщиною до 1,5 мм та зі стабільно високою мікротвердістю (10–11 ГПа) по всій глибині зміцнення. Група дослідників запропонувала установку для поверхневого зміцнення деталей шляхом оброблення високошвидкісним тертям та технологію високошвидкісного тертя. Запропонована установка дає змогу значно розширити діапазон режимних чинників, які впливають на процес високошвидкісного тертя – тиск у зоні контакту, швидкість подачі та інше, порівняно з тими, що використовувались у попередніх

дослідженнях. На думку авторів це забезпечує можливість збільшити утворення тепла та забезпечити інтенсивніше деформування поверхневих шарів матеріалу, яке прогнозовано спричинить підвищення якості зміцненого шару.

В своїх роботах С. С. Айнабекова, К. Т. Шеров розглядають взаємодію параметрів процесу тертя при ТФО та фізико-механічні властивості матеріалів, що оброблюються [49].

Існує багато технологічних методів формування поверхневого зміцнення в металах та сплавах [50]. Так, механо-імпульсне оброблення високошвидкісним тертям, на відміну від інших методів інтенсивного деформування, дає змогу створювати дрібнодисперсні структури на поверхні деталі, виготовленої не тільки з м'яких сталевих матеріалів, а також з високоміцних та тих, що важко деформуються. Деформований шар під час фрикційного зміцнення утворюється безпосередньо на поверхні матеріалу деталі та релаксується на певній глибині. Це відрізняє високошвидкісне тертя від обкочення або ударного зміцнювального оброблення, які ініціюють зони максимального контактного напруження на деякій глибині від поверхні, що може призводити до утворення підповерхневих тріщин.

Очевидно, що використання ТФО в якості саме методу зміцнення є актуальним нині питанням з широкою географією [51–56]. Показано, що енергія тертя використовується з різним ступенем інтенсивності та для вирішення різних технологічних питань. Акцентовано увагу, що тертя є потужним засобом розігрівання поверхні та може використовуватися навіть для зварювання феритної нержавкої сталі [51], мідних листів [52] та інших матеріалів. Показано, що при цьому відбувається зміна механічних властивостей по перерізу [53], що пояснюється високотемпературним розігріванням аж до температури плавлення й наступним охолодженням з певною швидкістю. Крім того, зміна механічних властивостей може бути викликана й деформацією певних структурних складових [54]. Відзначено, що для зміцнення поверхні застосовуються й інші альтернативні джерела, наприклад, плазмове оброблення, що дозволяє змінювати структуру поверхневого шару виробів, що оброблюються [55], од-

нак цей метод є більш витратним. Часто поверхнєве оброблення із застосуванням тертя та інших джерел енергії приводить до утворення в сталях та інших сплавах так званих поверхневих білих шарів [56]. Однак досі не існує однакової думки щодо природи та особливостей саме зміцнення при термофрикційно-деформаційних методах оброблення поверхні.

У всіх описаних випадках, на поверхні матеріалу, що оброблюється з'являється білий шар, який ще досі не вивчений в повному обсязі та потребує детального дослідження.

1.2.1 Вплив термофрикційної та поверхнево-деформаційної складової на параметри поверхневого шару сталей

Існує багато поглядів на домінуючі явища при методах зміцнення поверхонь, де використовується термодіформувальна складова.

Одним з методів зміцнення поверхні, який дозволяє отримувати поверхневі шари зі зміненими властивостями є електромеханічне оброблення. Так, у результаті впливу електричного струму, високошвидкісного нагрівання та охолодження на поверхні сталі в ході електромеханічного зміцнення формуються треки (внаслідок подачі інструмента) і, в деяких випадках, окремі фрагменти (при імпульсному ЕМО змінним струмом) особливої загартованої структури – білий шар (рис. 1.2).

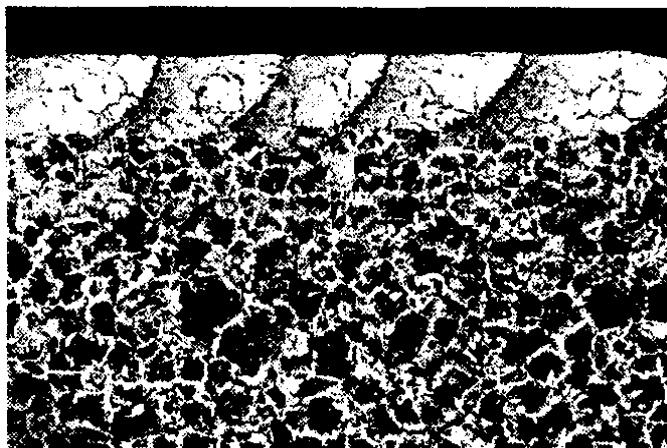


Рисунок 1.2 – Мікрофотографія поперечного шліфа фрагменту з білим шаром на поверхні сталі 45 після ЕМО. х 100 (х 2)

На поверхні нормалізованої й загартованої сталі, зміцненої ЕМО змінним струмом, утворюються сегментоподібні фрагменти структури, що не травляться, це виглядає як суцільне, однорідне світле поле і не має при цьому характерної для мартенситу голчастої будови – безструктурний мартенсит [57–58].

Зауважено [59, 60], що аналіз перехідної зони між зміцненим шаром і вихідною структурою (нормалізована сталь) (рис. 1.3) свідчить про формування виразної границі, що відокремлює безструктурний мартенсит від основного металу навіть у межах одного зерна, без ознак виникнення яких-небудь проміжних гартівних структур. Це підтверджує дані про «різкості» гартування – наявності значних просторових градієнтів температури та швидкостей її зміни. Зазначено, що границя між феритно-перлітною структурою та білим шаром нерівна (зубчаста), при цьому вклинювання безструктурного мартенситу в перліт відбувається по цементитним включенням, а вклинені в безструктурний мартенсит виступи утворені феритними ділянками. Це свідчить про більш раннє завершення фазових перетворень в областях, збагачених вуглецем.



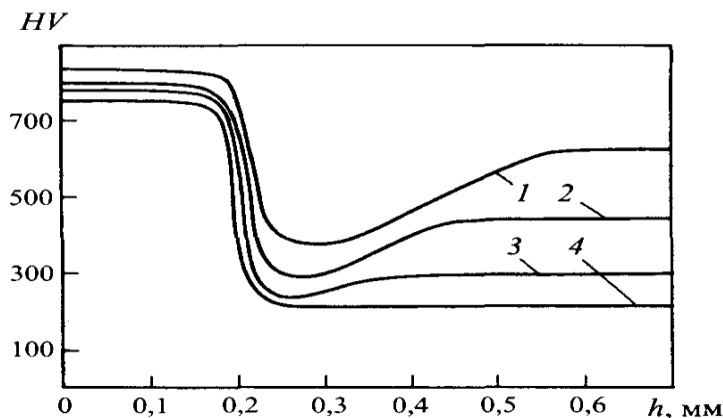
Рисунок 1.3 – Мікроструктура перехідної зони білий шар – вихідний метал (нормалізована сталь 45). x 400 (x 2)

Відмічено, що безструктурний мартенсит більш інтенсивно формується замість вихідної структури металу поблизу границь сусідніх зерен і різних структурних недосконалостей, що, імовірно, пов'язано з наявністю тут підвищеного вмісту легувальних елементів і домішок, яких стало більше (внаслідок розходження концентрацій вуглецю) градієнтом дифузійних процесів, що полегшують протікання фазових перетворень, а також виникненням температурної неоднорідності (локальних перегрівів) біля міжзеренних границь. При формуванні безструктурного мартенситу переважними виявляються процеси зародження центрів нової фази. Причиною утворення безструктурного мартенситу є одночасне виникнення великої кількості зародків мартенситу (обумовлене дуже дрібним зерном, концентраційною неоднорідністю й дефектністю структури аустеніту, отриманого в результаті інтенсивного температурно-силового впливу) і відсутність можливості для значного росту цих зародків внаслідок обмеження їхнього росту сусідніми зародками, границями зерен, концентраційною неоднорідністю аустеніту.

Автори показали, що середня мікротвердість зміцненої сталі 45 у порівнянні з вихідною збільшилася в 3,8 рази (для нормалізованої сталі) і в 1,5 рази (для загартованої). Розподіл мікротвердості по товщині зміцненого ЕМО поверхневого шару показані на рис. 1.3. При цьому середня мікротвердість по товщині білого шару залишається практично постійною з різким переходом до твердості вхідної сталі (рис. 1.4).

Авторами [58] також розглянуто деякі особливості структури поверхневого шару зразків попередньо загартованої сталі 45, зміцненої ЕМО. У цьому випадку структура білого шару (безструктурний мартенсит) у загальному аналогічна структурі, отриманої на вихідній нормалізованій сталі, однак відрізняється більшою однорідністю й дисперсністю структури (що, мабуть, викликано більшою однорідністю й дисперсністю вихідної структури загартованого металу). Автори цим пояснюють деяке зростання середньої мікротвердості, її менший розкид, а також меншу травимість (структура світліше) білих шарів, отриманих на загартованій сталі. Навколо кожного фрагменту білого шару, що

виникає на загартованій сталі, спостерігається зона зниженої мікротвердості (рис. 1.4, крива 1) і підвищеної травимості – область відпускання при ЕМО, що утворюється внаслідок нагрівання до температур початку інтенсивного розпаду мартенситу деякого обсягу вихідної загартованої структури, що прилягає до зони формування зміцненого фрагмента. Такі ж зони утворюються й при накладенні (зближенні) сусідніх треків білого шару, коли попередня зміцнена доріжка попадає під термічний вплив наступної [58].

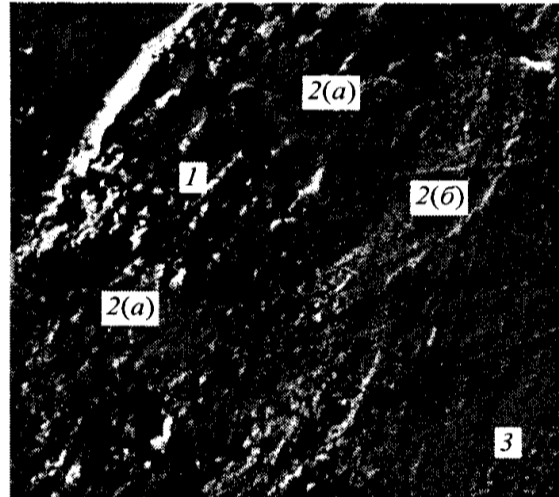


1 – гартування без відпускання; 2 – відпускання при 300 °С;
3 – відпускання при 500 °С; 4 – нормалізування.

Рисунок 1.4 – Розподіл середньої мікротвердості HV по товщині загартованого шару сталі 45 (h – відстань від поверхні) після ЕМО

Продемонстровано на знімку (рис. 1.5), отриманому за допомогою растрового електронного мікроскопа (РЕМ-2000), чітко видно окремі фрагменти білого шару (поз. 1), що становлять зміцнений трек і виникають у результаті імпульсного теплового впливу змінного струму, зазначені вище зони відпускання вихідного загартованого металу (поз. 2(б)), а також зони термічного впливу сусідніх фрагментів безструктурного мартенситу один на одного (поз. 2(а)). При цьому зазначено, що часто (при певних режимах оброблення) такі зони взагалі не утворюються (рис. 1.6). З однієї сторони (ліворуч) від зміцненого треку у вигляді окантовки проходить буртик (валик) металу, появу якого, на

нашу думку, можна пояснити гарячою пластичною деформацією, «наволакуванням» матеріалу із зони оброблення на периферію при поперечній (щодо треку білого шару) подачі зміцненого інструмента [58].



1 – безструктурний мартенсит; 2(а) – зона термічного впливу (відпускання) сусідніх фрагментів білого шару один на одного; 2(б) – зона термічного впливу (відпускання) у вихідній структурі; 3 – вихідна структура крупноголчастий мартенсит)

Рисунок 1.5 – Мікроструктура сусідніх фрагментів безструктурного мартенситу й зони термічного впливу на поверхні загартованої сталі 45(х 200) (х 2)



Рисунок 1.6 – Мікрофотографія поздовжнього шліфа фрагменту з білим шаром на нормалізованій сталі 45 (відсутні зони термічного впливу сусідніх фрагментів один на одного) х 100 (х 2)

Розміри зони відпускання у вихідній сталі залежать від її попередньої термічного оброблення. Товщина й твердість цієї зони тим менше, чим вище була температура попереднього відпускання (проведеного перед ЕМО) вихідної загартованої сталі (рис. 1.4, криві 2, 3). На загартованій попередньо не відпущеній сталі розміри зони відпускання після ЕМО максимальні (рис. 1.4, крива 1). Відпускання безструктурного мартенситу, як більш нерівноважної структури, починається при температурах трохи менших температури початку розпаду звичайного мартенситу, чим, очевидно, і пояснюється деяке збільшення розмірів зони термічного впливу в середині фрагмента білого шару в порівнянні з розмірами цієї області у вихідній структурі (рис. 1.5).

Електронно-мікроскопічний аналіз, а також результати вимірювання мікротвердості в зоні відпускання (рис. 1.4) свідчать про наявність у цій області різних структур, що є продуктами розпаду мартенситу (сорбіт, тростит, мартенсит відпускання), розподіл яких по обсягу розглянутої зони залежить від розподілу температур й її градієнтів [61].

Показана, що на границі білого шару та зони термічного впливу спостерігається неоднорідна структура. Де окрім безструктурного мартенситу зустрічаються невеликі обсяги з бейнітною і трооститною структурою, отримані при розпаді аустеніту в умовах безперервного охолодження.

На ділянках, прилеглих безпосередньо до границі з білим шаром, спостерігається розпад мартенситу вихідної структури з утворенням сорбіту – феритно-карбідної суміші з карбідами глобулярної форми. У міру віддалення від фрагмента білого шару температура в зоні термічного впливу знижується й на деякій відстані від поверхні з'являється структура троостита відпускання (пластинчаста форма карбідів) з невеликою кількістю відпущеного мартенситу.

На границі зони відпускання з вихідною структурою в основному спостерігається мартенсит відпускання із плавним переходом до вихідної структури.

Крім того існує дві протилежні думки про механізм структуроутворення при інтенсивному пластичному деформуванні (ІХПД). В літературі обговорю-

ється два різних механізми формування структури при ІХПД: дифузійний (Ю. О. Скаков) [62] та бездифузійний (М. А. Штремель) [63].

1.2.2 Вплив ТФО на механічні та фізичні властивості сталей

Відомо, що для забезпечення роботоздатності в складних умовах (абразивні середовища, високі контактні навантаження та ін.), деталей та інструменту використовуються переважно леговані сталі, які є більш дорогішими ніж вуглецеві. Однак, альтернативні технології зміцнення можуть забезпечити необхідний рівень зміцнення та роботоздатності в більш дешевих вуглецевих сталях.

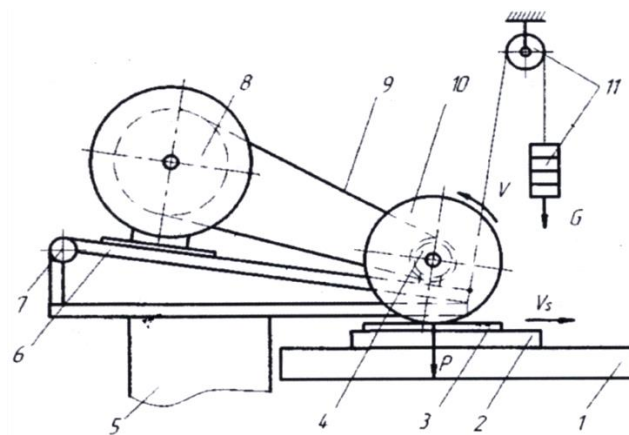
У результаті фрикційного впливу на поверхні термічно зміцнених вуглецевих і швидкорізальних сталей можуть формуватися нанокристалічні структури, що у ряді випадків забезпечують унікальне поєднання міцності та трибологічних властивостей [64]. Відмічено, що важливою перевагою запропонованого способу є його придатність до виробів практично будь-яких розмірів, підданих як об'ємному, так і поверхневому термічному (наприклад, лазерному) або хіміко-термічному обробленню [65]. Зауважено, що переведення сталей в нанокристалічний стан може супроводжуватися вагомим покращенням їх трибологічних властивостей. Зростання зносостійкості та зниження коефіцієнтів тертя низьковуглецевих сталей досягається наноструктуруванням їх поверхні з використанням механічного оброблення SMAT (surface mechanical attrition treatment), під час якої в процесі впливу металевими кульками з ультразвуковою частотою у вакуумі поверхня, яка оброблюється піддається не тільки ударному навантаженню, а й тертю ковзання – при зіткненні кульок з поверхнею під різними кутами [66–67]. Наноструктурування (до середнього розміру зерен ~ 16 нм) поверхневого шару середньо-вуглецевих сталей в умовах бомбардування сталевими частинками у швидкісному повітряному потоці спричиняє зниження зносу і коефіцієнта тертя в умовах тертя ковзання на повітрі в порівнянні з вихідним станом сталі – після її гартування і

високого відпускання [68]. Підвищення трибологічних характеристик при подрібненні зерна пояснюється зростанням твердості, дифузійної активності поверхні та, відповідно, її здатності формувати захисний оксидний шар. Сталевий дріт з високовуглецевої перлітної сталі, в якій після інтенсивного холодного деформування відбулося розчинення цементиту та наноструктурування фериту, має більш високу абразивну зносостійкість у порівнянні з високохромістими чавунами [69].

У ряді робіт відзначається неоднозначний і навіть негативний вплив наноструктурування сплавів заліза і сталей на зносостійкість. Так, після оброблення SMAT шарикопідшипникової сталі в стані поставки максимальна зносостійкість в умовах сухого тертя ковзання спостерігається при середньому розмірі зерна 32 нм, коли досягається оптимальне поєднання міцності та пластичності поверхневого шару [70]. Формування ж наддрібного (8 нм) зерна не підвищує зносостійкість сталі внаслідок значної крихкості нанокристалічного шару. Низькою пластичністю нанокристалічного стану обумовлений підвищений знос в умовах сухого тертя ковзання об'ємно наноструктурованого литого заліза з розміром кристалітів 50–89 нм у порівнянні з крупнокристалічним (розмір зерна ~ 50 мкм) залізом [71]. Наноструктурування поверхні сталі Гадфільда дробоструминним обробленням збільшує опір зношуванню відносно м'яким незакріпленим абразивом (склом), проте не має позитивного впливу на зносостійкість при зношуванні по закріпленому абразиву більшої твердості (корунду) [72]. Вивченню зносостійкості нанокристалічних шарів, сформованих інтенсивним пластичним деформуванням на поверхні термозміцнених високовуглецевих сталей, приділялася істотно менша увага [64–65]. Приведені шари поряд з великою твердістю мають підвищену стійкість до термічного знеміцнювання [73–75], включаючи тривалі (до 20 год) витримки при 350–550 °С [76]. У зв'язку з цим значний науковий і практичний інтерес становить дослідження опору сталей, зміцнених фрикційним обробленням, різним видам зношування, у тому числі тепловому захопленню, яке розвивається внаслідок тертя з підвищеними швидкостями ковзання.

У роботі [75] описано принципово новий зміцнювальний інструмент-диск для фрикційного оброблення, який оснащений пальцями з матеріалу, що має коефіцієнт теплопровідності вищий, ніж матеріал диска. Автор стверджує, що в разі використання цього диска товщина шару підвищується в 1,5 раза. Аналіз наведених вище робіт дозволив сформулювати уявлення про механоімпульсне зміцнення високошвидкісним тертям. Але, більшу увагу доцільно приділити саме базовим основам виникнення шару з високими фізико-механічними показниками, що утворюється внаслідок фрикційного оброблення.

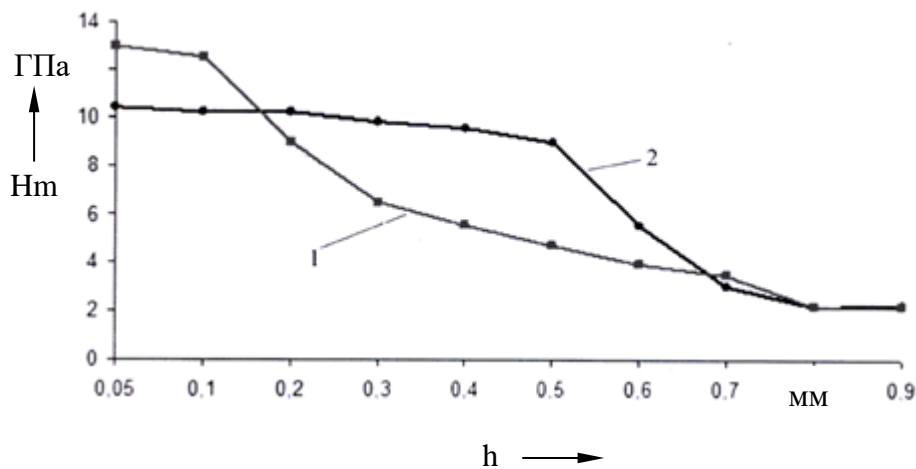
В роботі А. Є. Рудь [77] описано установку для фрикційного зміцнення (рис. 1.7), яка дає змогу створювати зусилля в зоні тертя до 1000 Н і більше. Аналіз технології зміцнення [27, 34, 40] вказує на те, що для створення тиску в зоні контакту переважно використовували подачу на врізання. На нашу думку, простіше та ефективніше рішення – застосувати важільну систему створення тиску в зоні зміцнення.



- 1 – стіл універсально-загострювального верстата; 2 – магнітна плита;
 3 – деталь; 4 – шпиндель; 5 – колона; 6 – поворотна плита; 7 – шарнір;
 8 – електродвигун приводу диска; 9 – клинопасова передача;
 10 – інструмент-диск; 11 – механізм створення зусилля

Рисунок 1.7 – Принципова схема установки

На установці здійснювалося дослідження впливу зусилля притискання на товщину зміцненого шару. Результати експерименту вказують на те, що існує чітка кореляція між товщиною зміцненого шару та величиною деформацій у ньому. Так, внаслідок сухого тертя титановим диском по сталі 45 шириною зміцнення 4 мм та встановленому зусиллі притискання 450 Н отримали шар товщиною 600 мкм з середньою мікротвердістю 9,5 ГПа. Якщо порівняти ці показники з результатами досліджень у [27], то очевидно, що ми отримали шар в 2 рази більший. Також варто відзначити, що у разі створення великих зусиль, а як наслідок – і деформацій, утворюється шар, який характеризується стабільно високою мікротвердістю по всій глибині зміцнення. Шар глибиною 600 мкм було також отримано в роботі [34], але висока твердість шару (до 13 ГПа) мала місце тільки на перших 100 мкм від поверхні, а далі спостерігалось зменшення твердості (рис. 1.8).

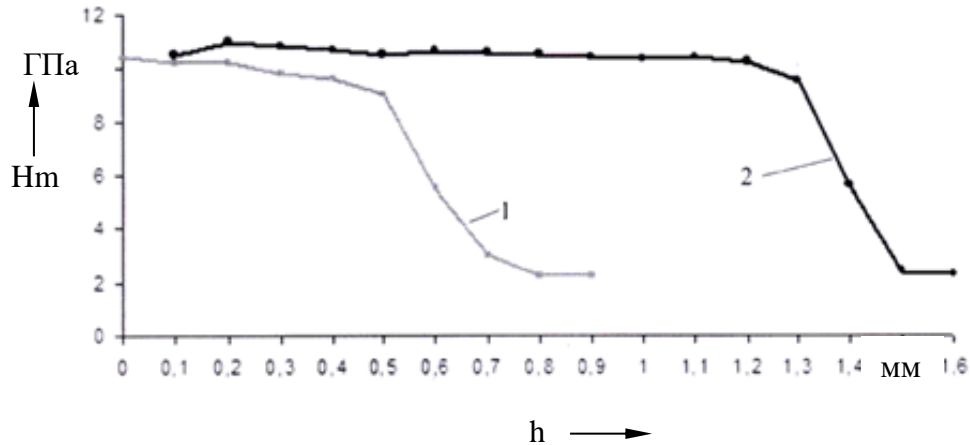


1 – дані роботи [54]; 2 – наші дослідження

Рисунок 1.8 – Графік порівняння мікротвердості та глибини шару, отриманого в наших дослідженнях та даних роботи [54]

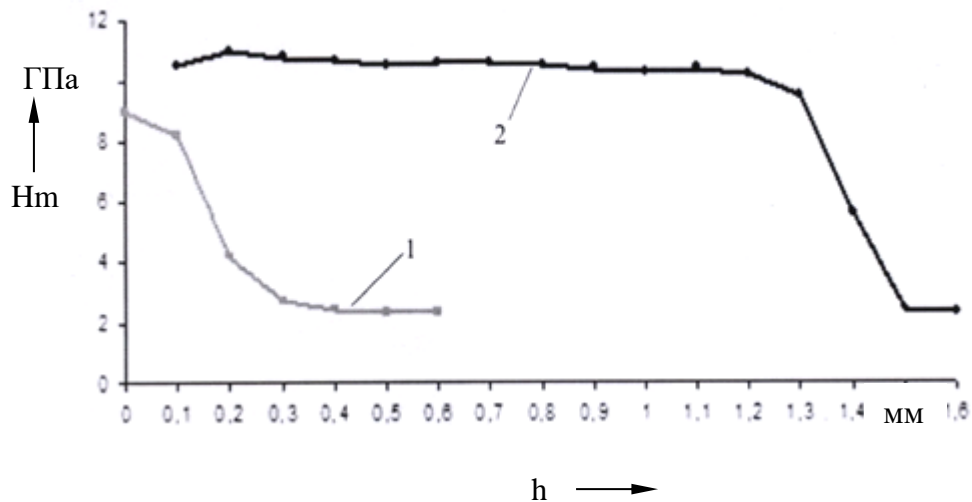
Значний вклад в розвиток питань фрикційного оброблення матеріалів зробив проф. М.Д. Кірик [78, 79]. Одним з ключових питань було дослідження впливу напрямку руху інструмента-диска на якісні показники зміцненого

шару. Встановлено, що значну роль у зміцненні відіграє саме напрямок обертання зміцнювального диска відносно до напрямку подачі. Так, за однакових режимних чинників зміцнення (матеріал зразка – сталь 45; диск з титанового сплаву; ширина контакту – 4 мм; зусилля – 450 Н; кругова швидкість диска – 68 м/с; швидкість подачі – 0,5 м/хв; сухе тертя). Товщина шару у разі попутної подачі була в 2 рази більша, ніж у разі зустрічної (рис. 1.9). Попутне фрикційне зміцнення, як показали дослідження, також характеризується меншою величиною усадки матеріалу. За умов, описаних вище, усадка під час попутної подачі становила 0,09 мм проти 0,55 мм у разі зустрічної. Зауважено, що зі зменшенням зусилля до 50 Н та ширини контакту до 4 мм (диск з титанового сплаву, без мастильно-охолоджувального середовища) товщина шару становить менше 200 мкм (рис. 1.10) та відмічено, що напрямок обертання зміцнювального диска відносно напрямку подачі істотно впливає на параметри зміцненого шару [79].



1 – зустрічний напрямок; 2 – попутний напрямок

Рисунок 1.9 – Графік мікротвердості H_m та товщини шару h залежно від напрямку обертання інструмента-диска відносно напрямку подачі



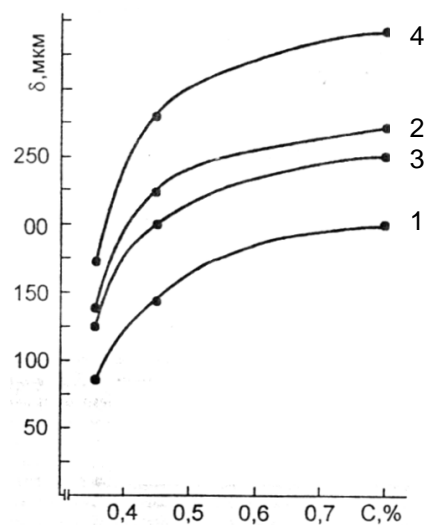
1 – 50 Н; 2 – 450 Н

Рисунок 1.10 – Графік мікротвердості та товщини шару залежно від зусилля в зоні контакту

1.2.3 Вплив хімічного складу сталей на параметри поверхневого шару при ТФЗ

Зауважено, що при звичайному гартуванні фіксується певний нерівноважний стан металу і відповідна структура, а при високошвидкісному охолодженні часу для формування таких структур і фаз недостатньо. У результаті такого охолодження фіксується стан, при якому із твердого розчину ще не встигають виділитися окремі фази або це виділення не встигло повністю завершитися. Вміст вуглецю в мартенситі значно більший концентрації, яка відповідає точці мартенситного перетворення [80, 81]. При цьому формуються дві якісно різні структурні зони – зона вторинного гартування або так званого слаботравимого білого шару і зона підвищеної травимості або зона термічного впливу зі структурою високошвидкісного відпускання, які суттєво відрізняються по своїх фізико-механічних і електрохімічних властивостях від основного металу. Структура білого шару представляє собою високодисперсний мартенсит, залишковий аустеніт і дуже дисперсні карбіди [21].

Показано, що технологічне середовище і форма робочої поверхні диска, хімічний склад та його термодинамічний стан суттєво впливають на товщину зміцненого шару та мікротвердість його після фрикційного зміцнення сталей. При зміцненні сталі 20, яка має низьку твердість [82], у нормалізованому стані із застосуванням в якості технологічного середовища мінерального мастила білий шар формується тонкий, товщиною не більше $\delta = 30\text{--}40$ мкм. При застосуванні МХО-64а товщина білого шару різко зростає і складає $S = 90\text{--}100$ мкм, він отримується рівномірним по всій довжині. Така ж картина спостерігається при зміцненні сталі 45 в загартованому і низько-відпущеному стані. Товщина білого шару, отриманого при фрикційному зміцненні сталі 45 із застосуванням мінерального мастила складає $\delta = 130\text{--}150$ мкм, а із застосуванням МХО-64а – збільшується до $\delta = 200\text{--}220$ мкм (рис. 1.11).



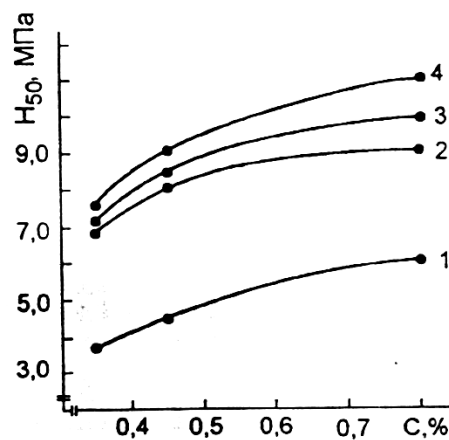
1 – , 3 – зміцнення з використанням мінерального мастила;

2 – , 4 – з використанням МХО-64а

(гартування і низькотемпературне відпускання) після фрикційного зміцнення диском гладкою (1, 2) та з нарізаними поперечними пазами (3, 4) на робочій частині

Рисунок 1.11 – Залежність товщини білого шару від вмісту вуглецю у сталі

Мікротвердість білого шару, отриманого на сталі 20 при зміцненні диском з гладкою робочою частиною із використанням МХО-64А, складає $H_{\mu} = 4,6-4,8$ ГПа, при застосуванні мінерального мастила – тільки $H_{\mu} = 3,2$ ГПа проти $H_{\mu} = 2,6$ ГПа основної структури. При фрикційному зміцненні сталі 45 із використанням МХО-64а мікротвердість білого шару також вища в порівнянні із застосуванням при зміцненні мінерального мастила і складає $H_{\mu} = 8,6$ ГПа проти $H_{\mu} = 8,1$ ГПа відповідно, при мікротвердості основної структури – $H_{\mu} = 4.7$ ГПа (рис. 1.12) [21].



1 – вихідна структура; 2 – зміцнення з використанням мінерального мастила; 3 – зміцнення з використанням МХО-64а; 4 – зміцнення з використанням МХО-64а та нарізаними поперечними пазами на робочій частині диска

Рисунок 1.12 – Залежність мікротвердості білого шару від вмісту вуглецю в сталі після фрикційного зміцнення

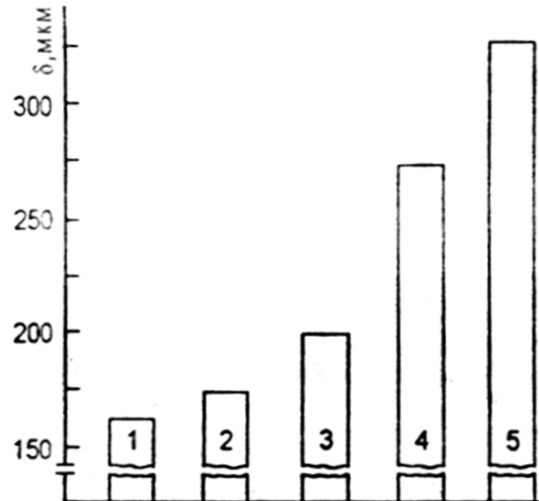
Зі збільшенням кількості вуглецю в сталі якість зміцненого шару значно покращується. Найбільш якісний зміцнений шар був отриманий на евтектоїдній сталі У8А, як у загартованому і низько-відпущеному, так і загартованому і високо-відпущеному станах. Як показали металографічні дослідження зразків із загартованої та високо-відпущеної сталі У8А після фрикційного зміцнення, товщина зміцненого шару досягає $\delta = 100-120$ мкм.

Автор відмічає, що утворений білий шар однорідний, мікротвердість його досягає $H_{\mu} = 9,1$ ГПа проти $H_{\mu} = 3,6$ ГПа вихідної структури. Гартування і низькотемпературне відпускання збільшує товщину білого шару до $\delta = 200$ – 220 мкм. Використання диска з нарізаними поперечними пазами на робочій поверхні ще суттєвіше підвищує як мікротвердість так і товщину білого шару. Так, на сталі У8А у загартованому і низько-відпущеному стані після фрикційного зміцнення диском з поперечними пазами на робочій частині та використанням як технологічне середовище МХО-64а товщина білого шару зростає до $\delta = 320$ – 350 мкм, мікротвердість до $H_{\mu} = 11,1$ ГПа.

Також показано, легування сталі хромом, нікелем (в інтервалі 1–3 %) , або хромом і нікелем, сприятливо впливає на якість білих шарів. Хром у таких кількостях збільшує прогартовність сталі, нікель сповільнює аустенітні перетворення, зменшує зв'язок заліза з вуглецем і сприяє більш рівномірному розподілу вуглецю в металі. Товщина білого шару при зміцненні з використанням мінерального мастила на загартованій і високо-відпущеній сталі 40ХН досягає $\delta = 150$ – 170 мкм, на загартованій і низько-відпущеній – $\delta = 190$ – 200 мкм (рис. 1.13). При зміцненні з використанням МХО-64а товщина білого шару зростає до $\delta = 250$ – 270 мкм. На якість білих шарів впливає також і марганець. Так, після фрикційного зміцнення у поверхневих шарах зразків із загартованої і середньо-відпущеної сталі 65Г виникає «білий шар» товщиною $\delta = 180$ – 200 мкм, мікротвердість якого у 2,5–2,6 рази більша за вихідну структуру.

Застосування в процесі фрикційного зміцнення МХО-64А та диска з нанесеними поздовжніми пазами на його робочій частині сприяють збільшенню товщини білого шару, його мікротвердості, а також збільшується зона відпускання із пониженою твердістю. Зона підвищеної травимості (пониженої твердості) утворюється в результаті відпускання підповерхневого шару металу [21]. У цьому шарі металу градієнт концентрації енергії різко знижується і відбувається нагрівання до температур нижче точки фазових перетворень. Внаслідок цього відбувається місцеве високе відпускання попередньо загартова-

ного і низько-відпущеного металу. При зміцненні незагартованого металу (після відпалювання, нормалізації) зона підвищеної травимості не спостерігається.



1, 2 – гартування і високе відпускання; 3, 4, 5 – гартування і низькотемпературне відпускання) після фрикційного зміцнення з використанням мінерального мастила (1, 2) та МХО-64а (3, 4, 5)

Рисунок 1.13 – Товщина білого шару, отриманого на сталі 40ХН

Автор підкреслює, що підвищення метастабільності структури металу, збільшення вуглецю у сталі та легування нікелем, хромом, марганцем та іншими карбідоутворюючими елементами сприяє покращанню умов утворення білих шарів. Однак, навіть при отриманні високого рівня механічних характеристик в поверхні деталей, що зміцненні тертям важливу роль в їх експлуатаційній стійкості відіграє саме якість поверхні після зміцнення.

Значний внесок у розвиток зміцнення поверхонь відображено в дослідженнях вчених Б. А. Ляшенка, С. А. Клименка. Розглянуто тенденції розвитку даного питання в Україні [83].

Дослідження вчених ХНТУСГ ім. Петра Василенка, щодо відновлення наплавленням поверхонь та їх зміцнення спеціальним механічним обробленням і вивчення напруженого стану поверхневих шарів деталей показали, ефе-

ктивність наплавлення в комплексі із зміцнюючим заточуванням. При цьому приділялась увага впливу деформації та зафіксовано збільшення зміцненого шару до 55 мкм і формування деформаційного безструктурного мартенситу, з підвищенням мікротвердості в 1,8–2 рази з наявністю залишкових напружень стискання в поверхневому шарі [84].

Групою дослідників під керівництвом О. В. Манько вивчалось утворення білого шару при фрикційно-зміцнювальному обробленні тонких пластин, які є основою форми для багатьох видів поліграфічного інструменту. Показано [85], що сталь У8А, яка може використовуватися для даного інструменту має високі показники зносостійкості. Проводилось варіювання режимів зміцнення, що дозволило отримати мікротвердість зміцненого шару 5 – 11 ГПа. В даній роботі відмічено, що структура білих шарів являє собою механічну суміш мартенситу та залишкового аустеніту і має високу в'язкість при достатній твердості. Також підкреслено, що природа утворення таких структур недостатньо зрозуміла незважаючи на велику кількість проведених досліджень.

В своїх дослідженнях, щодо можливості виготовлення дереворізальних ножів з конструкційних сталей та зміцнення їх високошвидкісним тертям Ю. Р. Капраль наголошує, що концентрація вуглецю повинна становити не менше 0,4 %. Автор відмічає [86], що найкращих показників фізико-механічних властивостей зміцненого шару можна досягти у разі використання важільної системи навантаження та шарнірного закріплення інструмента-диска з титанового сплаву під час високошвидкісного зміцнювання в технологічному середовищі повітря із застосуванням попутного напрямку обертання інструмента-диска відносно напрямку подавання ножа. Найбільший вплив на якісні показники зміцненого шару відіграють швидкість подавання ножа та сила притискання інструмента-диска до ножа. У разі використання важільної системи навантаження та шарнірного закріплення інструмента-диска для сталі 45 отримано максимальне значення мікротвердості 14 ГПа, а для сталі 65Г – 14,6 ГПа, при товщині шару, яка перевищує 1 000 мкм.

Щодо зміцнювального інструменту, вважається, що матеріал зміцнювального диска повинен мати найменшу спорідненість з матеріалом заготовки, що оброблюється. На підставі аналізування теплофізичних процесів в області контакту інструмент – заготовка при високошвидкісному терті, з урахуванням досвіду експлуатації металевих дисків, визначений перелік сталей, які широко використовуються у промисловості, та випробувані при високих швидкостях ковзання [87, 1]. Відоме застосування для виготовлення металевих дисків сталей, які леговані молібденом, вольфрамом, титаном. Однак помітного збільшення стійкості не відмічено, у зв'язку з чим використання таких дисків обмежено. У процесі оброблення металевими дисками на їх поверхні утворюються нарости за рахунок схоплювання (адгезії). Якщо при обробленні чи розрізанні площин металів таке явище може сприяти процесу, оскільки нарости відіграють роль різальних зубів, то зміцнення доцільно вести за відсутності схоплювання і наростоутворення, щоб зменшити труднощі з призначенням припусків на оброблення. Крім того, поверхня після оброблення може мати високий рівень шорсткості.

Слід зауважити, що основні задачі дисертаційної роботи направлені на розробку технологічних аспектів ТФЗ для підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту з одночасною мінімізацією витрат на проведення процесу зміцнення. Виходячи з цього при виборі матеріалу для зміцнювального диска була обрана сталь Ст3. Така марка сталі має низьку спорідненість з матеріалами, що досліджуються в даній роботі і поширені в промисловості, як конструкційні й інструментальні матеріали. До того ж, сталь Ст3 є недорогим широко розповсюдженим матеріалом, а низький вміст вуглецю в даному випадку може розглядатися як перевага, з точки зору напруженого стану в інструменті який може виникати в процесі термофрикційного зміцнення (ТФЗ). Що стосується геометричних параметрів інструмента – зміцнювального диска, то була обрана максимально проста конфігурація з меншими, порівняно з описаними дослідниками вище, габаритами диску. Це пояснюється таким:

1) Об'єкти зміцнення, що розглядаються в даній роботі, не вимагають високої товщини і великого діаметра зміцнювального диска.

2) Зменшення товщини даного інструмента дозволяє суттєво збільшити локальний вплив диска на заготовку в місці контакту (як термічний, так і деформаційний). Цей крок дозволяє використовувати для зміцнення верстат з меншою потужністю, що робить процес ТФЗ більш привабливим.

3) Зміцнення таким інструментом дозволяє трохи знизити жолоблення заготовок, що може виникнути при ТФЗ.

Висновки до розділу 1

1. Показані різні підходи та можливості зміцнення поверхонь з використанням методів, які включають тертя. Проаналізовані схеми устаткування для поверхневого зміцнення матеріалів. Так, диск для зміцнення може бути закріплений до шпинделя (вертикально-фрезерного, горизонтально-фрезерного) верстата за типом торцевих фрез. Також диск може бути встановлений на шпинделі установок або приставок до металорізальних верстатів, призначених для проведення оброблення зміцнювальним диском.

2. До кінця не встановлена природа ефекту зміцнення при ТФО. Немає чіткої уяви щодо впливу різних зовнішніх та внутрішніх факторів (складу та стану сталі, яка зміцнюється, технологічних параметрів та ін.) на ефект зміцнення.

3. Недостатньо широко розкриті питання напруженого стану в поверхні, що оброблювалася, а відповідно, постає питання про доцільність проведення завершального термічного оброблення, що як правило необхідно для безпечної експлуатації зміцнених виробів.

4. Більш детального аналізування потребують як макро-, так і мікροструктурні зміни, що мають місце при ТФО. В даному аспекті є необхідність чіткого формулювання характеру та природи змін, які ініціюють високий сту-

пінь зміцнення. Для цього доцільно необхідні застосувати комплексні металографічні підходи з використанням електронної мікроскопії.

5. Основним питанням щодо макроструктурних змін є якість поверхні після ТФО, оскільки саме чистота поверхні у вигляді її шорсткості визначає роботоздатність деяких виробів з посиленням на зв'язок якості поверхні з теплофізичними проявами при їх експлуатації.

6. Нема достатньої кількості даних про вплив ТФО на можливість отримання наноструктур у поверхневому шарі, що оброблювався.

Таким чином слід зауважити, що детальне розуміння описаних вище питань дозволить визначити природу зміцнення при ТФО і, що особливо важливо, зробить процес ТФО передбачуваним, тобто дасть змогу керувати як зміцненням, так і якістю поверхні при ТФЗ.

РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Схема досліджень

Дослідження проводили згідно схеми, яка представлена на рис. 2.1.

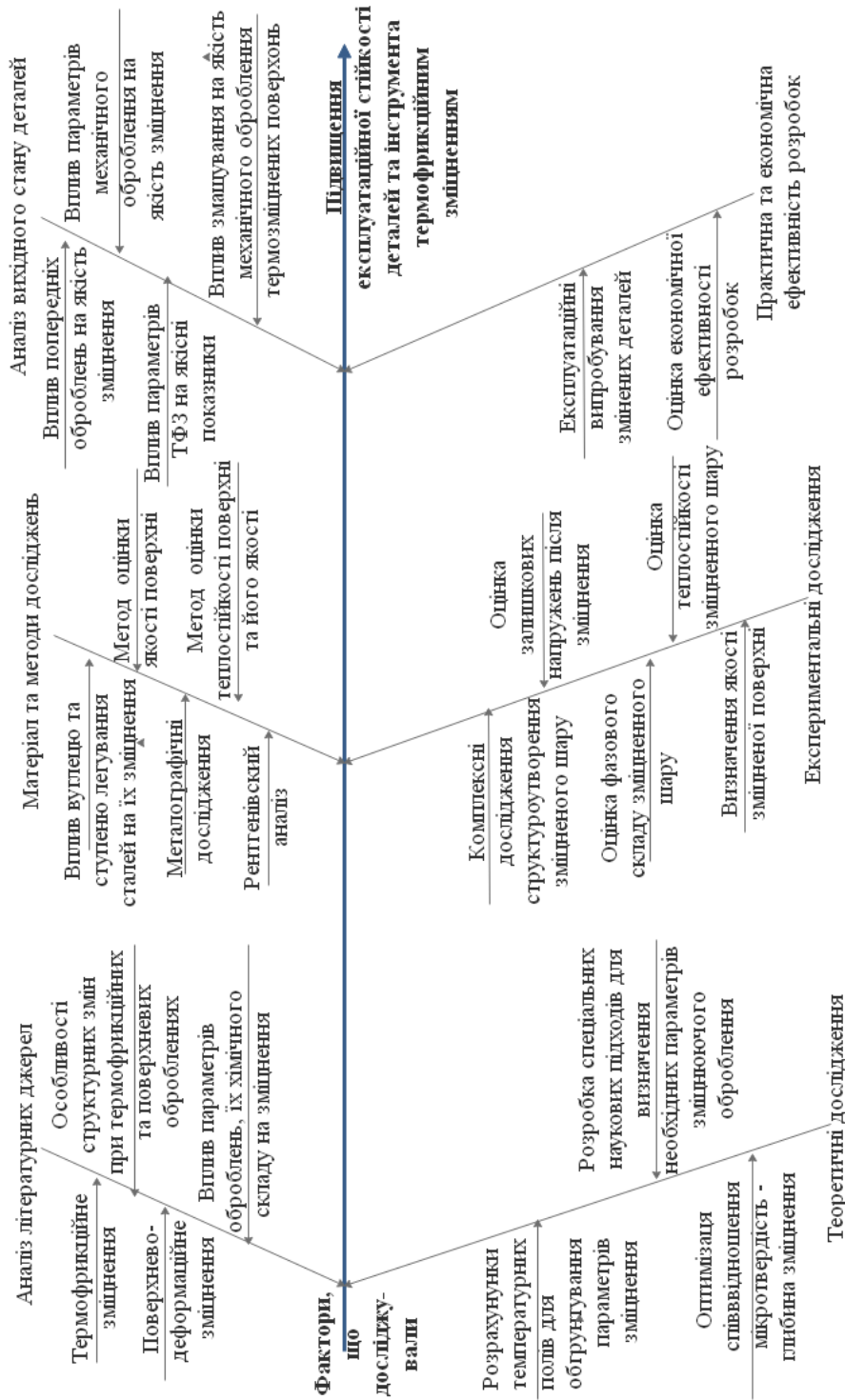


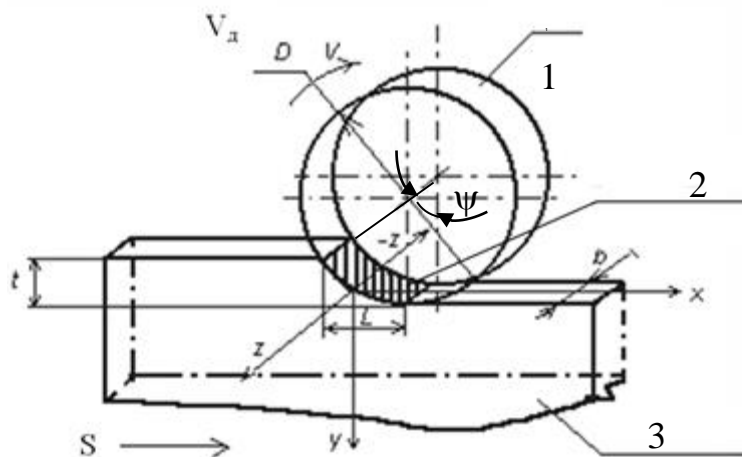
Рисунок 2.1 – Схема досліджень

Для виконання завдань дослідження, що необхідно для досягнення поставленої мети роботи розроблена схема досліджень у вигляді діаграми Ісікави, яка включає обсяг та послідовність досліджень, в рамках даної роботи.

2.2 Методика проведення ТФО, для зміцнення (ТФЗ) та матеріали дослідження. Вибір технологічних схем і режимів зміцнення плоских і циліндричних поверхонь. Параметри оброблення

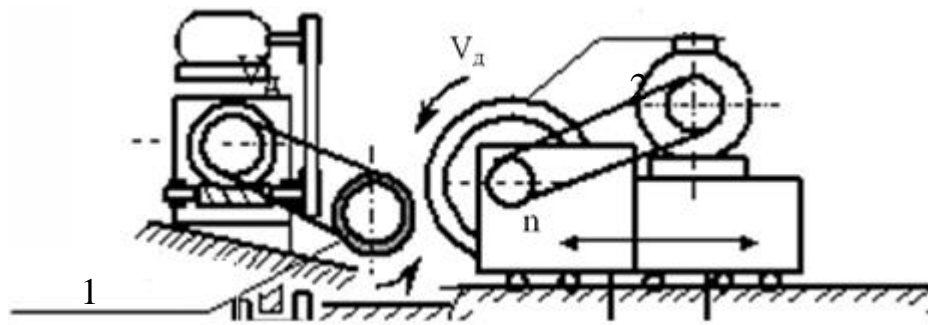
Принципова кінематична схема ТФЗ визначається сукупністю рухів інструмента та заготовки відносно одне одного, що забезпечують нагрівання зони різання з одночасним пластичним деформуванням. Диск, що обробляє, обертається з певною коловою швидкістю V_d . При контактуванні диска, що обробляє, з поверхнею, яка обробляється, реалізується комбінування двох процесів взаємодії між інструментом і заготовкою, а саме: тертя, за рахунок якого здійснюється нагрівання зони оброблення, та пластичного деформування, що здійснюється дотичним рухом поверхні диска.

Схеми ТФЗ поверхонь різної форми представлені на рис. 2.2, 2.3.



1 – диск; 2 – поверхня контакту; 3 – заготовка

Рисунок 2.2. – Схема ТФЗ плоских поверхонь



1 – заготовка; 2 – інструмент диск

Рисунок 2.3. – Схема ТФЗ циліндричних поверхонь

Вісь обертання диска розташовується паралельно площині оброблення – заготовки. Диск для зміцнення одержує обертальний рух (головний рух) з коловою швидкістю V_d , а заготовка, що обробляється, одержує поступальний рух зі швидкістю подачі S (однопрохідне ТФЗ). Якщо ширина зміцнювального диска b менше ширини поверхні, що обробляється, B , то диск (чи заготовка) одержує також періодичну подачу S_n у напрямку ширини заготовки i , таким чином, оброблення проводиться окремими смугами за кілька проходів (багатопрхідне ТФЗ).

Оброблення зміцнювальним диском (рис. 2.2, 2.3) характеризується також кутом контакту диска з заготовкою, що обробляється, ψ , обумовленим глибиною оброблення t діаметром диска D , та відповідно, довжиною дуги контакту l за рівнянням:

$$\cos\psi = \frac{2(0,5D - t)}{D} = \frac{D - 2t}{D} \quad (2.1)$$

Однак в рамках даної дисертаційної роботи діаметр диска не змінювався.

Нагрівання зони оброблення відбувається за рахунок використання теплоти роботи тертя, що виникає між інструментом, виконаним у вигляді металевого диска та заготовкою, що обробляється. Залежно від умов оброблення температура в контактній зоні може перевищувати критичні температури ста-

лей. При цьому відбувається розігрівання металу в контактній зоні до високопластичного стану і його деформування з утворюванням дрібнозернистої структури. Головними параметрами ТФЗ плоских поверхонь є швидкість подачі S , мм/с та глибина оброблення t , мм. ТФЗ проводилося в умовах без змащування. Основні режими ТФЗ наведені в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Режими ТФЗ плоских поверхонь

№ зразка	Швидкість подачі S , мм/с	Глибина оброблення t , мм
1	100	0,7
2	100	0,2
3	30	0,7
4	30	0,2

Відмінною рисою оброблення циліндричних поверхонь є те, що заготовка, яка обробляється, отримує обертальний рух, тобто в процесі оброблення має місце одночасне обертання зміцнювального диска і заготовки в різних напрямках.

При цьому швидкість обертання заготовки, повинна обиратися в поєднанні зі швидкістю поздовжньої подачі, щоб забезпечити необхідну суцільність зміцнення в процесі ТФЗ. Схема ТФЗ циліндричних поверхонь представлена на рис. 2.3.

Так основними параметрами оброблення при ТФЗ циліндричних поверхонь є швидкість повздовжньої подачі столу, $V_{ст}(S)$, мм/с і глибина оброблення t , мм та частота обертання деталі n , об/с (для деталей циліндричної форми). Відповідно, розрахункова лінійна швидкість циліндричного зразка залежить, також, від його діаметра. Вона варіювалась в інтервалі 75–100 мм/с при проведенні даного дослідження. При цьому, глибина оброблення t дорівнює 0,5 мм, що відповідає достатньо жорсткому режиму ТФЗ. Швидкість обертання диска, визначається конструкційними особливостями верстата, де про-

водиться ТФЗ. Окрім того, розглянуті різні умови ТФЗ: зі змащуванням та без змащуванням зони оброблення, що представлено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Умови ТФЗ циліндричних поверхонь

№ зразка	Вихідний стан зразка	Швидкість поздовжньої подачі столу, $V_{ст}(S)$, мм/с	Глибина оброблення t , мм	Частота обертання деталі n , об/с
1	Відпалювання зі змащуванням	4,6	0,5	1,5
2	Відпалювання без змащування			
3	Гартування + низькотемпературне відпускання зі змащуванням			
4	Гартування + низькотемпературне без змащування			

Швидкість подачі – швидкість переміщення заготовки S (мм/с) обмежується фізико-механічними властивостями металу, що обробляється, товщиною видаленого шару, шириною оброблення і задається механізмом поздовжньої подачі столу із заготовкою плоско- та круглошліфувального верстата.

Глибина оброблення t , мм – це параметр, на величину якого зменшується розмір заготовки, у напрямку, який перпендикулярний поверхні, що обробляється. Частота обертання деталі n , об/с – швидкість обертання заготовки навколо своєї вісі при оброблянні циліндричних заготовок.

Так, з метою охоплення найбільш широкого спектра режимів і наступного вибору оптимальної комбінації параметрів оброблення для термофрикційного зміцнення запропоновані кілька різних варіантів:

- 1) $S = 30$ мм/с; $t = 0,2$ мм – м'який режим ТФЗ;
- 2) $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм;
- 3) $S = 100$ мм/с; $t = 0,2$ мм;
- 4) $S = 100$ мм/с; $t = 0,7$ мм – жорсткий режим ТФЗ.

При ТФЗ циліндричних поверхонь $t = 0,5$ мм.

При цьому швидкості обертання диска складають:

- 1) $V_{д1} = 35$ м/с – для зміцнення плоских поверхонь (див. 2.2);
- 2) $V_{д2} = 50$ м/с – для зміцнення циліндричних поверхонь (див. 2.3).

Колова швидкість диска V_d визначається характеристиками плоско- та круглошліфувального устаткування.

2.3 Експериментальне устаткування

В якості інструмента для зміцнення плоских та циліндричних поверхонь, використовувався металевий зміцнювальний диск діаметром 340 мм, товщиною 8 мм. [2]

Приклад такого диска представлений на рис. 2.4. Зовнішня кругова поверхня є передньою поверхнею, а дві бічні – задні поверхні.



Рисунок 2.4 – Диск для зміцнення

Диск для зміцнення встановлюється на шпіндель плоско- та круглошліфувального верстатів. В даній роботі для ТФЗ використовувалися плоскошліфувальний верстат моделі ЗГ71 та круглошліфувальний верстат моделі ЗБ153.

2.4 Методика металографічного аналізу

З метою забезпечення металографічного аналізу сталей після ТФЗ виготовлялися мікрошліфи зразків шляхом зняття шару металу на точильному верстаті. Далі зразки послідовно були оброблені на чотирьох номерах наждакового паперу з наступним шліфуванням та поліруванням за стандартною технологією на відповідному обладнанні. Виготовлені шліфи були протравлені в 4%-ому спиртовому розчині азотної кислоти та інших протравлювачах за стандартними методиками [88, 89].

Для вивчення мікроструктури по перерізу зразків після ТФЗ та його впливу на структуру сталей проводився металографічний аналіз з використанням мікроскопів «МІМ-7» та фотографування мікроструктур від поверхні контакту до серцевини зразків за допомогою фотоапаратів «Zenit-TTL» та «Olimpus», які були адаптовані до мікроскопів з використанням спеціальних перехідників, що встановлювалися на їх тубусах для окулярів.

Для того, щоб досягти необхідних збільшень, використовувалися змінні об'єктиви та окуляри з різними оптичними характеристиками. Для того, щоб прецизійно визначити збільшення, здійснювалося фотографування мікрометричної лінійки.

Електронно-мікроскопічні дослідження тонкої структури проводили на мікроскопі «ПЕМ-100» методом копіювання рельєфу з використанням реплік при збільшеннях. Також проводився аналіз структур, знімки за допомогою растрового електронного мікроскопа «РЕМ-200» за стандартними методиками [90].

2.5 Методика вимірювання мікротвердості

Для виявлення впливу ТФЗ на структуру та властивості матеріалів проводилося вимірювання мікротвердості з використанням мікротвердоміра «ПМТ-3» за стандартною методикою [90] при навантаженні на індентор, пере-

важно, 100 г. Відстань між краєм зразка та першим відбитком становило 3 мкм, а між наступними – 5 мкм, або більше, залежно від однорідності шарів, що досліджувалися.

Величина мікротвердості визначалася по таблиці, розрахованої для навантаження 100 г.

Перед початком вимірювання, проводилось юстування приладу на свіжому відколі монокристала солі NaCl, за необхідністю.

Визначення мікротвердості полягає у вимірюванні діагоналі відбитку, який отриманий внаслідок втискання в поверхню зразка з певним навантаженням алмазного індентора і перерахунку отриманого результату в значення мікротвердості за допомогою спеціальних таблиць, залежно від середньої довжини діагоналей і навантаження при випробуванні [91].

2.6 Методика рентгеноструктурного фазового аналізу

Рентгенограма багатофазної системи являє собою результат накладання рентгенограм окремих фаз, інтенсивність ліній яких пропорційна кількості фази в системі та здатності до відбиття.

Для встановлення природи фаз, присутніх у зразках, отримані значення d_{hkl} (міжплощинна відстань) необхідно порівняти з очікуваними табличними значеннями для кожної з фаз або ж порівняти «теоретичну» рентгенограму для фази, яка визначається, з рентгенограмою, що отримана експериментально. Якщо фаза, яка визначається, присутня в зразку, що досліджується в невеликій кількості, то порівняння проводиться за 3–4 найінтенсивнішими лініями.

Отриманий ряд d_{hkl} , що відповідає відомій фазі, необхідно порівняти його із загальним рядом d_{hkl} і виключити d_{hkl} відомої фази, контролюючи щоб інтенсивність ліній, які визначаються була пропорційна інтенсивності табличних значень, і щоб у числі цих ліній виявились найінтенсивніші лінії.

Найсильніші лінії даної фази називаються реперними. Вони зникають на рентгенограмі останніми, якщо вміст даної фази у зразку зменшується.

Для експерименту використовується декілька зразків зі сталі 65Г та У8А.

Рентгенознімання зразків проводилось у камері РКД (діаметр камери 57,3 мм) за методом «шліфа» у випромінюванні хромового анода.

Ідентифікація фаз проводилась за стандартною методикою [92] шляхом порівняння міжплощинних відстаней, отриманих експериментально, з табличними значеннями для очікуваних фаз, або шляхом накладання «теоретичних» рентгенограм для очікуваних фаз на отриману рентгенограму.

2.7 Дослідження шорсткості поверхні зразків, після ТФО

Вимірювання шорсткості проводилося згідно рекомендацій [93] за допомогою приладу «Taylor Hobson», «Surtronic 3+». При цьому зразок фіксується нерухомо на горизонтальну поверхню, а датчик даного пристрою встановлюється на ділянку зразка, де необхідно провести вимірювання шорсткості поверхні. Прилад дозволяє обрати 3 базові довжини вимірювання: 0,25; 0,8; 2,5 мм. У тому випадку, якщо рівень шорсткості не доступний для обраної базової довжини вимірювання, необхідна базова довжина обирається автоматично.

Параметри шорсткості поділяється на висотні (характеризують поверхні по висоті): R_a , R_z , R_{max} і крокові (характеризує параметри по довжині): S_m , S , t_p . Останній параметр характеризує також форму нерівності.

Середнє арифметичне відхилення профілю R_a є середнє арифметичне абсолютних (без урахування напрямку) значень відхилень профілю до середньої лінії по нормалі до неї.

Висота нерівностей по десяти точках R_z є середньою відстанню між найвищими п'ятьма точками виступів і найнижчими п'ятьма точками западин, R_z характеризує середню висоту нерівностей.

Найбільша висота нерівностей профілю R_{max} є відстань (в межах базової довжини) між лінією виступів, яка проведена паралельно середній лінії через найвищу точку профілю і лінією западин, яка проведена через найнижчу точку даного профілю.

Середній крок нерівностей профілю S_m є середнім арифметичним значенням кроку нерівностей по середньої лінії профілю (в межах базової довжини).

Середній крок нерівностей профілю по вершинах S є середнім арифметичним значенням кроку нерівностей по вершинах (в межах базової довжини).

Відносна опорна довжина профілю t_p – це відношення опорної довжини профілю до базової довжини.

2.8 Методика визначення макронапружень рентгенівським дифракційним методом

Для дослідження напруженого стану тіла, що виникає в результаті ТФЗ, застосовували рентгенівський дифракційний метод. Рентгенівський дифракційний метод є неруйнівним, потужним засобом для дослідження напруженого стану в дуже малих об'ємах тіла, що дає змогу визначити епюру напружень і причину локального руйнування.

При наявності макронапружень кожен елемент зразка в загальному випадку схильний до дії трьох головних напружень $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ враховуючи малу глибину проникнення рентгенівських променів, поверхню, яка досліджується можна розглядати як оболонку, в якій діють два головні напруження σ_1, σ_2 і три компонента деформації $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$.

У пружно ізотропному наближенні компонента нормального напруження σ в будь-якому напрямку X , що лежить в поверхні, яка досліджується, можна визначити за співвідношенням:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1 + \mu}{E} \cdot \sin^2 \psi \cdot \sigma_x + \varepsilon_1 \quad (2.2)$$

де, $\varepsilon_{\varphi\psi}$ – відносна деформація в напрямку, що лежить в площині, яка проходить через напрямок X і нормаль до головної площини, і утворює кут ψ з цією

нормаллю (азимутальний кут θ є однаковим); E – модуль пружності; μ – коефіцієнт Пуассона.

Рівняння (2.2) це основне співвідношення для методу похилих зйомок ($\sin^2\Psi$ -методу) при двовісному напруженому стані. З залежності $\varepsilon_{\Psi\theta}$ від $\sin^2\Psi$ ($\sin^2\Psi$ -графік) визначають окремі компоненти напружень і суму головних напружень ($\sigma_1 + \sigma_2$). Проводить кілька похилих знімання під різними кутами Ψ при незмінному куті θ і будують $\sin^2\Psi$ -графік. Він являє собою пряму лінію, якщо виконуються наступні припущення: головні напрямки еліпсоїда деформації збігаються з осями координат об'єкту; в межах шару, що відображає, не проявляється градієнти напружень і складу. За кутом α нахилу графіка, знаючи E і μ , визначають σ_x .

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{1 + \mu}{E} \cdot \sigma_x \quad (2.3)$$

де α – кут нахилу $\sin^2\Psi$.

$$\begin{aligned} \varepsilon_1 &= -\frac{\mu(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \\ \varepsilon_1 = \varepsilon_{\theta\Psi=0} &= \frac{d_1 + d_0}{d_0} \end{aligned} \quad (2.4)$$

де d_0 – міжплощинна відстань, що відповідає ненапруженому стану зразка; d_1 – міжплощинна відстань, виміряна в напрямку нормалі до поверхні зразка.

2.9 Визначення рівня мікродеформації, що виникають по глибині зразка рентгенівським дифракційним методом

Рівень мікродеформацій ε (мікронапруження $\sigma_{\text{деф}}$) і розмір блоків L , відносяться до характеристик субструктури і проявляються в розширенні дифракційних ліній. Однак, розширення викликає також інструментальний ефект, тобто геометричні умови рентгенознімання. Профіль і ширину лінії, обумовлену геометричними умовами, визначають шляхом знімання еталонного зразку, який підібраний таким чином, що дія фізичних факторів дуже мала. Як еталон для обліку інструментального ефекту застосовувався зразок, отриманий пресуванням порошку заліза і відпалений при 600 °С.

Аналіз дифракційного розширення зазвичай ведеться за дуплетними лініями K_{α} -випромінювання, з яких способом Речінгера виділяється $K_{\alpha 1}$ -складова. У даній роботі використовували інтегральну ширину лінії, яку отримували шляхом ділення площі, що обмежена профілем лінії та фоном на висоту дифракційної лінії. Режим роботи дифрактометра і ширина щілин вибиралися з умови отримання достатньої інтенсивності лінії при малій інструментальній ширині. Для обмеження вертикальної розбіжності при реєстрації лінії при малих кутах перед зразком встановлювалася діафрагма Соллера.

Скористаємося загальноприйнятими позначеннями: v – ширина лінії еталонного зразка, V – ширина лінії досліджуваного зразка, β – справжнє дифракційне розширення для досліджуваного зразка.

Тип зв'язку між цими величинами залежить від того якими аналітичними функціями апроксимувати дифракційні профілі. Є два крайні варіанти-апроксимація функцією Гаусса (типу $e^{-\alpha x^2}$), або функцією Коші (типу $\frac{1}{1+\alpha x^2}$). В першому випадку –

$$V^2 = \beta^2 + v^2; \quad (2.5),$$

у другому –

$$V = \beta + v. \quad (2.6).$$

Незважаючи на недостатню коректність методу апроксимації, його можна застосовувати для розрахунків і, без надмірно великих витрат часу, отримувати оціночні дані по субструктурним характеристикам.

Загальне дифракційне розширення β , яке визначається за допомогою співвідношень (2.5) і (2.6), є результатом накладення, принаймні двох його складових – β_L і β_ε , обумовлених, відповідно, дисперсністю блоків і мікродеформацією (мікронапруженнями). При цьому

$$\beta_L = \kappa\lambda/L\cos \theta; \quad (2.7)$$

$$\beta_\varepsilon = 4 \operatorname{tg} \theta (\Delta d/d), \quad (2.8)$$

де κ – константа Шеррера, близька до одиниці і залежить від форми блоків; λ – довжина хвилі випромінювання; Θ – кут дифракції (відбиття); $\Delta d/d = \varepsilon$.

Величини β , β_L , β_ε можна зв'язати між собою, також, користуючись методами апроксимації, за аналогією з описаними прийомами при виключенні інструментального розширення, а саме, за аналогією з співвідношеннями (2.5) і (2.6). При апроксимації функції Гаусса маємо

$$B^2 = \beta_L^2 + \beta_\varepsilon^2; \quad (2.9)$$

$$B = \beta_L + \beta_\varepsilon. \quad (2.10)$$

Зі співвідношень (2.7) і (2.8) видно, що β_L і β_ε по різному залежать від кута дифракції. Тому, якщо аналізувати дифракційні лінії з сильно відмінними кутами дифракції, то, скориставшись зазначеною різною кутовою залежністю, можна спільно вирішити рівняння (2.7), (2.8), (2.9), (2.10), таким чином, визначити середній розмір блоків L і величину мікродеформації ε .

Підставивши співвідношення (2.7) і (2.8) в співвідношення (2.9) і (2.10), отримаємо при апроксимації по Гаусу:

$$\frac{B^2 \cos^2 \theta}{\lambda^2} = \frac{1}{L^2} + \frac{16 \sin^2 \theta \varepsilon^2}{\lambda^2}, \quad (2.11),$$

а при апроксимації по Коші:

$$\frac{B \cos \theta}{\lambda L \lambda} = 1 + 16 \sin \theta \varepsilon. \quad (2.12).$$

Ці рівняння можна вирішувати щодо L і ε найзручніше графічним способом Холла. Якщо є впевненість, що блоки ізомерні, рівновісні, а мікронапруження ізотропні, тобто не залежать від кристалографічних напрямків, тоді графік Холла можна будувати за даними по розширенню дифракційних ліній з будь-якими індексами (hkl) . У загальному ж випадку коректно користуватися тільки лініями з кратними індексами.

2.10 Методика аналізу розподілення температури від поверхні вглиб зразків при ТФЗ

Для аналіз розподілення температури від поверхні вглиб зразків із сталей з різним ступенем легування і різним вмістом вуглецю при ТФЗ вирішувалося задача теплопровідності з використанням методу джерел. Дане рішення здійснювалося без урахування тепловіддачі від поверхні $y = 0$ в навколишнє середовище, тобто без урахування конвективного охолодження поверхні $y = 0$ повітрям. При цьому для опису температурного поля в зразку приймаємо, що джерело тепла плоске, смугове, тобто нескінченне уздовж осі z , і довжиною

дорівнює довжині дуги контакту L , рухається по поверхні напівпростору зі швидкістю V . Разом з джерелом рухається і прямокутна система координат (рис. 2.5).

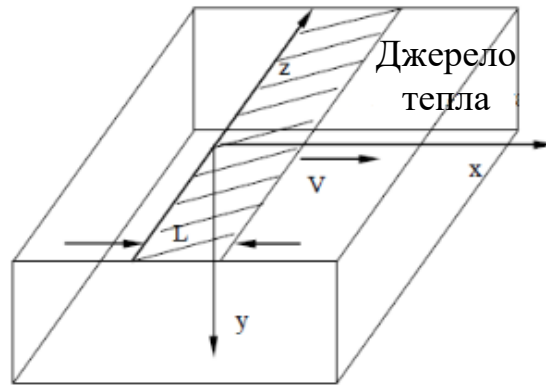


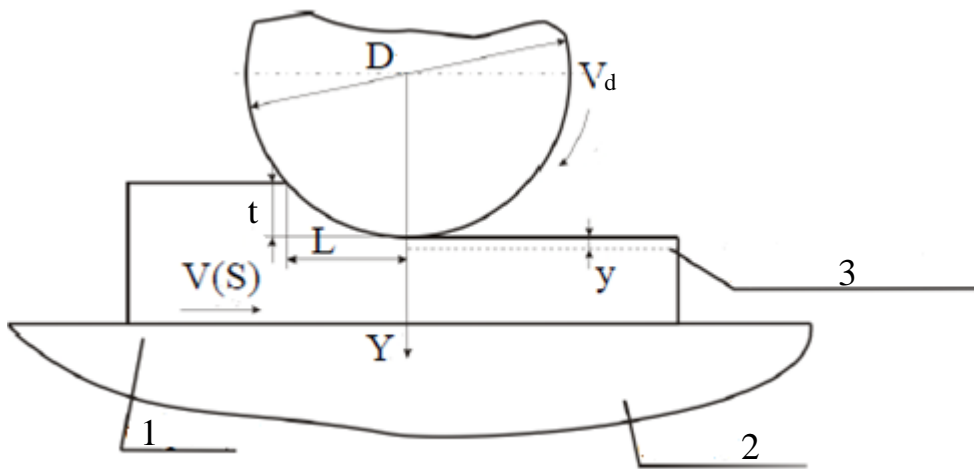
Рисунок 2.5 – Схема розташування джерела тепла на поверхні зразка і в момент ТФЗ

Вхідними параметрами для розрахунку теплових явищ для кожної конкретної сталі були: a – коефіцієнт температуропровідності, $\text{см}^2 / \text{с}$; λ – коефіцієнт теплопровідності, $\text{кал} / \text{с} \cdot \text{см} \cdot \text{град}$; $a_{\text{ф}}$ – фактичне значення глибини різання, взяте з того боку, де був зроблений шліф, см (рис. 2.6) (при проведенні випробувань фактична глибина оброблення відрізнялася від заданої механізмом подачі в результаті пружних деформацій верстата); r – радіус диска, см ; L – довжина контакту диска з поверхнею зразка при ТФЗ зразків, см ; y – критерій теплового джерела – значення ізотерми в 150°C , взяте з того боку, де був зроблений шліф, см . (вимірювалося після оброблення зразка з використанням мікроскопа і являє собою відстань до границі зміни кольору плівки олова від обробленої поверхні [38, 94, 95].

Суть методу джерел полягає в використанні фундаментального рішення рівняння теплопровідності для точкового джерела, що миттєво спалахнуло і згасло в нескінченному однорідному просторі і внесло в нього якусь кількість тепла Q . Дане рівняння має наступний вигляд:

$$T(x, y, z, t) = \frac{Q}{\lambda \sqrt{a} (4\pi t)^{3/2}} \exp \left[-\frac{(x-x_u)^2 + (y-y_u)^2 + (z-z_u)^2}{4at} \right], \quad (2.13)$$

де $T(x, y, z, t)$ – температура будь-якої точки тіла з координатами x, y, z через t секунд після того, як в точці з координатами x_u, y_u, z_u має місце тепловий імпульс; Q – кількість теплоти, внесене точковим джерелом в нескінченний однорідний простір, кал; λ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу оброблюваної сталі, кал/(см·с·°C); a – коефіцієнт температуропровідності, см²/с.



1 – зразок; 2 – стіл верстата; 3 – границя зміни кольору олова
(критерій теплового джерела)

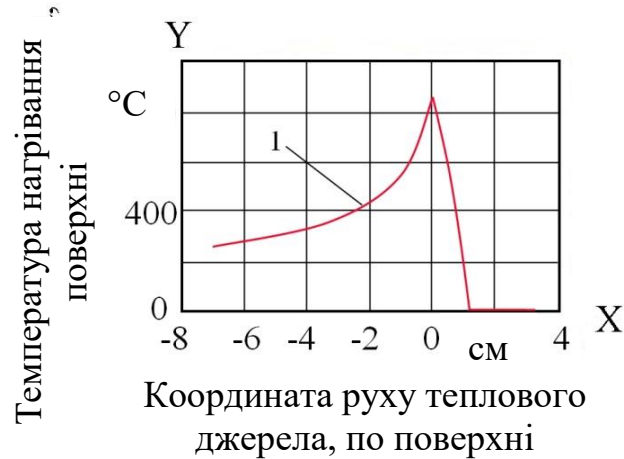
Рисунок 2.6 – Схема проведення ТФЗ

Результатом вирішення даного рівняння відповідно до форми джерела є температурне поле від відповідної форми миттєвого джерела.

Щоб врахувати рух джерела тепла, наприклад, уздовж осі x , необхідно додаток $(x - x_u)^2$ в експоненційній функції рішення (2.13) замінити на $[x - x_u + V(\tau - t)]$. Відсутність тепловіддачі від поверхні $y = 0$ в навколишнє середовище, тобто дотримання граничних умов другого роду

$$\frac{\partial \tau}{\partial y} = 0, y = 0 \quad (2.14)$$

досягається подвоєнням щільності теплового потоку q в джерелі, який графічно може бути представлений у вигляді зміни температури на будь-якій глибині, наприклад, на глибині 0,35 мм від поверхні (рис. 2.7).



1 – крива зміни щільності теплового потоку

Рисунок 2.7 – Графік щільності (інтенсивності) теплового потоку на глибині 0,35 мм від поверхні в зразку із сталі 15X11МФ при його ТФЗ:

Температурне поле представляється у вигляді ізотерм в координатах $y = f(x)$, де x – вісь декартової системи координат, в протилежному напрямку якої рухається джерело тепла, тобто координата руху теплового джерела по поверхні або відстань від переднього фронту джерела тепла (рис. 2.8).

При цьому координата x є паралельною до напрямку подачі при ТФЗ, y – вісь координат, що показує глибину перерізу зразка, тобто відстань від поверхні контакту до протилежної нижньої поверхні зразка. Ця вісь демонструє на яку глибину та до якої температури прогрівся зразок при ТФЗ (рис. 2.8). Таким чином, температурне поле показано в граничній площині перерізу пластини-зразка. Задача теплопровідності вирішувалася в системі координат, яка рухається разом з тепловим джерелом, тобто з поверхнею контакту.

Крім того, за допомогою отриманих температурних полів можна визначити максимальну температуру нагрівання поверхні зразків, температуру на

відстані у від поверхні та час, впродовж якого були реалізовані нагрівання та охолодження точки поверхневого шару i , відповідно, його ділянки.



1,2,3 ... n – ізотерми поширення тепла на різну глибину в зразку

Рисунок 2.8 – Схематичний вид графіку температурного поля в зразку із сталі 15X11МФ при його ТФЗ

При цьому значення величини u може варіюватися від 0 до будь-якої глибини в межах температурного поля і з будь-яким кроком вимірювання при наявності даних про температуру нагрівання поверхні. З урахуванням того, що остання ізотерма на графіку температурного поля, відповідно до умов даного експерименту, складає близько $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, що нижче за температуру будь-яких перетворень для сталей, можна досить чітко визначити глибину поширення цієї чи іншої температури та можливість і глибину протікання того чи іншого перетворення в сталях в процесі ТФЗ. Для оцінки і аналізування термічного циклу нагрівання – охолодження сталей при ТФЗ були розраховані і побудовані відповідні графіки нагрівання – охолодження, з використанням яких стає можливим розрахунок реальних швидкостей охолодження в поверхневому

шарі зразків при ТФЗ. В результаті всіх описаних дій отримано наступне рівняння:

$$T(x, y, z, t) = \int_0^L \int_0^\tau \frac{Q}{\lambda 2\pi(\tau-t)} \exp\left[-\frac{y^2 + [(x-x_u)^2 + V(\tau-t)^2 + (z-z_u)^2]}{4a(\tau-t)}\right] dt dx, \quad (2.15)$$

де $T(x, y, z, t)$ – температура будь-якої точки тіла з координатами x, y, z через t секунд після того, як в точці з координатами x_u, y_u, z_u має місце тепловий імпульс; Q – кількість теплоти, внесене точковим джерелом в нескінченний однорідний простір, кал; λ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу оброблюваної сталі, кал/(см·с·°С); a – коефіцієнт температуропровідності, см²/с.

Результат розв'язання рівняння (2.15) може бути представлений графічно у вигляді кривої охолодження зразка після нагрівання при ТФЗ на конкретній глибині від поверхні. Так, на рис. 2.8, як приклад, наведений графік для розрахунку швидкості охолодження, який є частиною графіка термічного циклу ТФЗ. Він має вигляд спадаючої гілки охолодження зразка із сталі 15X11МФ після нагрівання при ТФЗ за режимом $S = 100$ мм/с, $t = 0,7$ мм на глибині від поверхні 0,35 мм.

З використанням отриманої кривої охолодження може бути розрахована швидкість охолодження поверхні після нагрівання при ТФЗ, або швидкість охолодження на будь-якій глибині зразка в межах температурного поля, що виникає під час його ТФЗ (рис. 2.8).

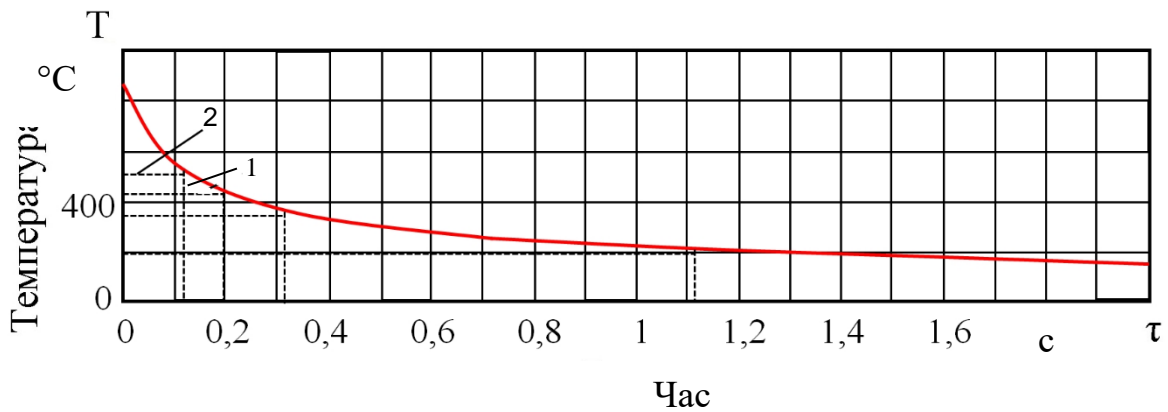
Швидкість охолодження за відрізки часу, що взяті послідовно, тобто при малих значеннях різниці температур, розраховувалася за формулою (2.16) за допомогою диференціювання температури за часом:

$$V_{\text{охол}} = \frac{dT}{dt} \text{ або } \frac{\Delta T}{\Delta \tau}, \quad (2.16)$$

тобто

$$V_{\text{охол}} = \frac{\Delta T}{\Delta \tau} = \frac{T_{\text{max}} - T_{\text{min}}}{\tau_{\text{max}} - \tau_{\text{min}}} \text{ (град/с)}. \quad (2.17)$$

Так, наприклад, за час 1,1 с температура з 854 °С знизилася до 200 °С. Таким чином, швидкість охолодження $(854-200) / 1,1 = 594,55$ °С/с на глибині 0,35 мм (рис. 2.9).



1 – зміна температури dT; 2 – зміна часу dt

Рисунок 2.9 – Графік для розрахунку швидкості охолодження після нагрівання при ТФЗ на глибині від поверхні 0,35 мм зразка із сталі 15X11МФ

При розв'язанні рівняння (2.15) важливо обрати значення τ – верхня межа інтегрування за часом t. Воно повинно бути таке, щоб температурне поле набуло сталого значення навколо джерела тепла, що рухається. Як показали модельні експерименти, сталий стан при ТФЗ сталі досягається за час $\tau > 3L/V$. Для розглянутого прикладу $\tau > 3 \cdot 11,8/100 = 0,35$ с. Приймаємо $\tau = 3$ с.

2.11 Методика математичного планування експерименту для оптимізації режимів ТФЗ сталей

При дослідженні впливу ТФЗ на властивості сталей обрана математична модель експерименту у вигляді неповного поліному другого ступеню

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{12}x_{12} \quad (2.18)$$

де b_0, b_1, b_2 – коефіцієнти регресії; $x_1; x_2$ – кодоване значення фактору (швидкості подачі S і глибини різання t).

Побудування математичної моделі дозволяє оцінити вплив параметрів ТФЗ на мікротвердість та глибину зміцнення. Це виходить з відповідних рівнянь, які складаються для кожного випадку ТФЗ сталі, що характеризують залежність мікротвердості зміцненого шару (y_1) та глибини зміцнення (y_2) від швидкості подачі S , яка позначена (x_1) і глибини оброблення t , яка позначена (x_2), що отримані в результаті математичного планування експерименту. Оцінка отриманих в рівняннях коефіцієнтів дозволяє проаналізувати вплив кожного з параметрів ТФЗ.

Висновки до розділу 2

1. Розроблені технологічні схеми та режими зміцнення плоских і циліндричних поверхонь. Проведено вибір та адаптування експериментального устаткування до ТФЗ. Виготовлено інструмент – зміцнювальний диск із сталі Ст3. При цьому, ТФЗ проводилось за двома принциповими схемами: для зміцнення плоских та циліндричних поверхонь відповідно. Оброблення проводилось на модернізованому плоско-, та круглошліфувальному обладнанні. Головними параметрами є швидкість подачі S , мм/с, яка змінювалась від 30 до 100 мм/с та глибина оброблення t , яка змінювалась від 0,2 до 0,7 мм, а також частота обертання деталі (для циліндричного зразка) n , об/с.

2. Наведено відомості про матеріали, що були використані в роботі, та методологію досліджень, яка включає проведення експериментів з досліджень впливу ТФО, що зміцнює (ТФЗ) на особливості формування структури та властивостей сталей. Експерименти по зміцненню шляхом ТФО проводилися на плоских та циліндричних зразках та деталях із сталей марок сталь 20, 45, 50, У7, У12, У8А, 65Г, Х12М, 15Х11МФ у двох попередніх станах: після відпалювання, та після гартування і відпускання. Такий вибір вуглецевих марок сталей пояснюється необхідністю охопити основний діапазон, щодо вмісту вуглецю, який ефективно використовується в промисловості, а саме від 0,2 до 1,2 % С.

3. Вивчення структур проводилося з використанням методів металографічної, оптичної, електронної та растрової електронної мікроскопії. Також ви-

значалась мікротвердість поверхневих шарів та її зміни по перерізу зразків після ТФЗ за спеціальною методикою з використанням мікротвердоміра ПМТ-3.

4. Для визначення фазового складу поверхневого «білого» шару передбачено використання рентгенівського фазового аналізу. При цьому для зразків передбачено два попередніх стана: після відпалювання та після гартування з низькотемпературним відпусканням. Порівняння таких зразків після ТФЗ дозволяє оцінити роль попереднього стану у формуванні напружень в поверхні зразків при ТФЗ.

5. Для визначення температури розігрівання матеріалів в зоні ТФЗ та швидкості охолодження використана методика розрахунку температурних полів. Для аналізу розподілу температури від поверхні вглиб зразків із сталей з різним ступенем легування і різним вмістом вуглецю при ТФЗ вирішувалося завдання теплопровідності з використанням методу джерел.

6. Для визначення напруженого стану після ТФЗ використано метод рентгеноструктурного аналізу, який проводився пошарово від поверхні в глибину, що дозволяє отримати інформацію про напружений стан в усіх важливих шарах перерізу зразка.

7. Для покращення якості поверхні після ТФЗ розроблена методика фінішного чистового оброблення. Дослідження шорсткості поверхні після ТФЗ та після ТФЗ з наступним чистовим обробленням передбачає використання профілографа-профілометра «Taylor-Hobson», з порівнянням результатів даного вимірювання. Запропоновано технологічний комплекс одночасного ТФЗ та чистового шліфувального оброблення спеціальним комбінованим диском.

8. Для оцінки впливу параметрів ТФЗ на мікротвердість та глибину зміцнення застосоване математичне планування експерименту та обрана математична модель експерименту у вигляді неповного поліному другого ступеню. Це дозволяє оптимізувати режими ТФЗ сталей для отримання необхідного співвідношення мікротвердості та глибини зміцнення.

РОЗДІЛ 3 ВИЗНАЧЕННЯ СТРУКТУРНИХ І ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ, ВИКЛИКАНИХ ТФЗ, ЩО ЗМІЦНЮЄ (ТФЗ), ТА ЇХ ВПЛИВ НА ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ

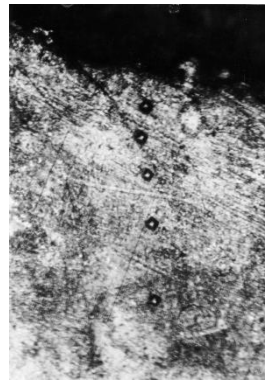
3.1 Вплив умов ТФЗ плоских поверхонь на зміни структури та твердості сталей

3.1.1 Вплив режимів ТФЗ на структуру та твердість сталей

Для дослідження впливу різних режимів ТФЗ на зміни структур та властивостей в поверхневих шарах зразків була обрана сталь 65Г, яка широко використовується для виготовлення як деталей машин, так і деревообробного та деякого іншого інструмента.

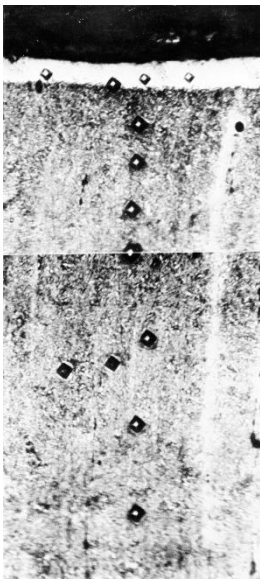
Вивчалися зразки у вигляді пластин у стані після гартування і низькотемпературного відпускання.

Мікроструктурний аналіз після ТФЗ показав, що під впливом цього оброблення в структурі матеріалу відбуваються суттєві зміни. Про це свідчить поява після ТФЗ в структурі зразків характерних білих шарів, тобто шарів зі зміненою структурою [96]. У вихідному зразку, який не зазнавав ТФЗ, структура абсолютно однорідна та відповідає мартенситній. Така структура обумовлена попереднім термічним обробленням, яке обрано як класичне, наприклад, для зміцнення деревообробного інструменту і складається із гартування та низькотемпературного відпускання. У всіх зразках шар зі зміненою структурою складається із двох ділянок: поверхневої, що прилягає безпосередньо до поверхні, та підповерхневої, яка розташована під нею. Структура поверхневої ділянки найсвітліша в перерізі зразка, внаслідок чого ми називаємо її «білим поверхневим шаром». Візуально, його ступінь дисперсності вищий в порівнянні зі звичайним мартенситом гартування, а рівень твердості, виходячи з відбитків мікротвердості, суттєво перевищує твердість основного металу (рис. 3.1).



× 250 (× 0,5)

а

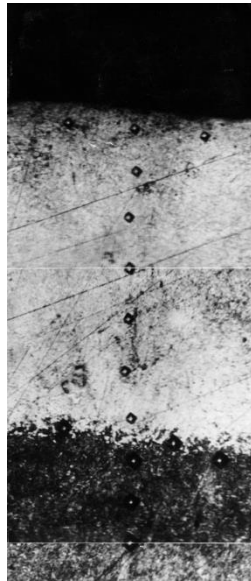


× 250 (× 0,5)

S = 30 мм/с;

t = 0,2 мм

б

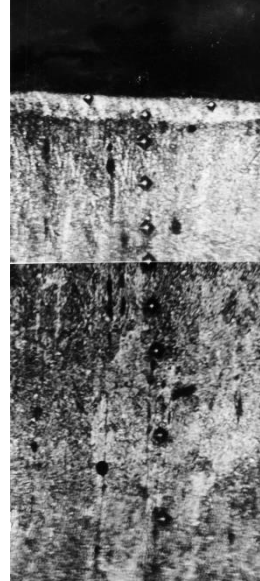


× 250 (× 0,5)

S = 30 мм/с;

t = 0,7 мм

в

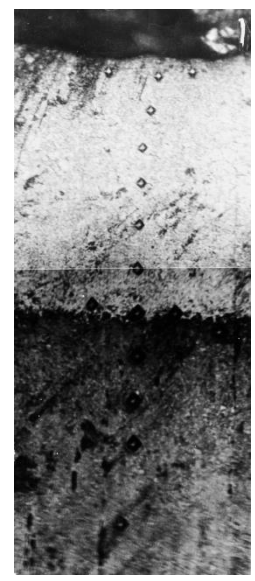


× 250 (× 0,5)

S = 100 мм/с;

t = 0,2 мм

г



× 250 (× 0,5)

S = 100 мм/с;

t = 0,7 мм

д

а – вихідний стан без ТФЗ; б, в, г, д – після ТФЗ

Рисунок 3.1 – Мікроструктури сталі 65Г після попереднього гартування, низькотемпературного відпускання та ТФЗ:

Нижче розташована більш темна підповерхнева ділянка, ширина якої невелика. Прогрівання поверхневого шару здійснюється тут на суттєву глибину (зразки 3, 5), що може викликати появу знеміцнення, внаслідок нагрівання цих

шарів до температур відпускання та часткового його проходження. Під нею спостерігається ділянка основного металу, де не відбулося ніяких перетворень, внаслідок розсіювання температури до цієї глибини. Виходячи з фотографій мікроструктур найбільший ефективний результат досягається в зразку 3, де $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм (рис. 3.1, в.). Встановлено, що характер розподілення мікротвердості по глибині зразків після різних режимів оброблення не є однаковим. Можна виділити три характерні зони: I – зона зміцнення; II – зона знеміцнення; III – зона основного металу (табл. 3.1). Значення твердості зміцненого поверхневого шару та його глибина суттєво залежать від режимів ТФЗ. Максимальна твердість зміцненого шару $H_{100} = 21\,400$ МПа, і максимальна глибина зміцнення $l = 370$ мкм, спостерігається в зразку 4 (рис. 3.1, г) з параметрами режиму оброблення $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм. У зразках 2 і 4 (рис. 3.1, б, г) спостерігається зниження мікротвердості поверхні до 17 800 і 15 000 МПа, та їх глибини зміцнення до 90 і 80 мкм, відповідно. ТФЗ цих зразків проводилося при $t = 0,2$ мм. При швидкості подачі $S = 100$ мм/с та глибині оброблення $t = 0,7$ мм, значення мікротвердості також становлять $H_{100} = 21\,400$ МПа, а глибина зміцненого шару тут становить $l = 340$ мкм (рис. 3.1, д).

Зона знеміцнення в даній марці сталі є незначною. Її ширина відповідає 150 мкм у зразку 3 (рис. 3.1, в), і 100 мкм у зразку 5 (рис. 3.1, д), де твердість знижується до 5 700 і 6 300 МПа, відповідно. В інших зразках ширина цієї зони становить усього декілька мкм (рис. 3.1, б, г).

Зона основного металу не зазнала впливу ТФЗ та відповідає вихідному стану даної марки сталі, де твердість становить близько 7 000–8 000 МПа. Воочевидь, що поверхневий шар суттєво твердіший за серцевину зразків. Це свідчить про наявність ефекту зміцнення поверхні під дією ТФЗ, тобто формується «зміцнений поверхневий шар».

Для аналізу ролі вмісту вуглецю в сталях при ТФЗ були обрані такі марки сталей, як сталь 20, 45, У7, У12 [97] у попередньому стані після повного гартування та низькотемпературного відпускання при температурі 180 °С.

Таблиця 3.1 – Вплив режимів ТФЗ на параметри та властивості зміцненого шару в сталі 65Г

Вихідний стан зразка	Маркування зразка	Параметри ТФЗ		Глибина шару зі зміненою структурою і мікротвердістю 1, мкм			Мікротвердість шару зі зміненою структурою Н ₁₀₀ , МПа		Мікротвердість серцевини
		Швидкість подачі S, мм/с	Глибина оброблення t, мм	Зміцнення.	Знеміцнення.	Сум.	Зміцнення.	Знеміцнення.	
Гартування 800 °С + відпускання 180 °С	1	Без ТФЗ		–	–	–	7 500	7 500	7 500
	2	30	0,2	90	15	105	17 800	17 000	7 500
	3	30	0,7	370	150	520	21 400	5 700	7 500
	4	100	0,2	80	10	90	15 000	14 000	7 500
	5	100	0,7	340	100	440	21 400	6 300	7 500

Вони охоплюють основний діапазон за вмістом вуглецю, що постійно використовується, як для деталей машин, так і для інструменту. ТФЗ даних

сталей проводилось за режимом $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм, який при обробленні сталі 65Г за різними режимами (табл. 3.1) забезпечив отримання найбільших значень мікротвердості та глибини зміцнення, у зв'язку з чим визнаний оптимальним режимом ТФЗ. Актуальність дослідження даного питання викликана необхідністю визначення найбільш оптимального вмісту вуглецю в сталі з точки зору ефективності її ТФЗ.

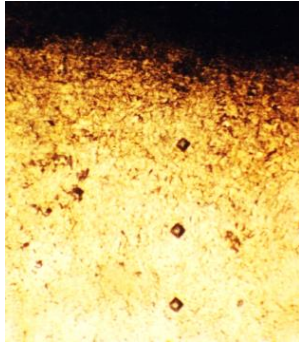
Так, аналіз мікроструктур та даних вимірювань мікротвердості після ТФЗ показав наявність певних змін в поверхневому шарі даних сталей. У всіх розглянутих сталях виявлено структуру так званих «білих поверхневих зміцнених шарів», як вже описано раніше (рис. 3.1).

Сталь 20 (рис. 3.2, а) характеризується появою не суттєво зміцненого «білого шару» з деякими слідами пластичної деформації на глибину приблизно 200 мкм, з мікротвердістю близько 9 000 МПа. Під ним розташовано шар знеміцнення, який складається із структур: троститу, сорбіту, перліту та фериту. Третій шар відповідає структурі мартенситу відпускання та має мікротвердість до 3 500 МПа.

Сталь 45 (рис. 3.2, б) має, завдяки дрібнодисперсній білій структурі, достатньо великий рівень мікротвердості – близько 12 500 МПа на глибині до 370 мкм. Також важливим фактором є те, що дана сталь має дуже малу зону знеміцнення. Третя зона складається з мартенситу відпускання та має мікротвердість 8 000 МПа.

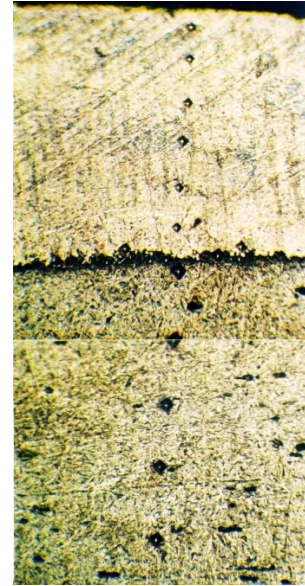
Структура сталі У7 (рис. 3.2, в) аналогічна структурі сталі 45, але характеризується значно вищими показниками мікротвердості та глибини шару, які обумовлюють максимальну ефективність зміцнення. Мікротвердість зміцненої зони становить близько 16 000 МПа на глибині 550 мкм. Зона знеміцнення також чітко не виражена. Третя зона має мікротвердість близько 6 000 МПа.

Мікротвердість поверхні сталі У12 (рис. 3.2, г) також нижча за мікротвердість рівня сталі У7 та становить близько 11 500–12 000 МПа. Товщина білого поверхневого шару також нижча і становить 450 мкм (рис. 3.2, в).



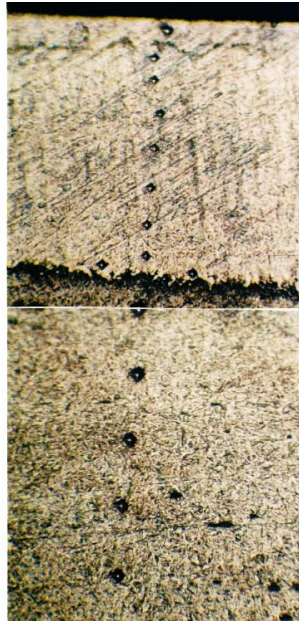
× 200 (× 0,5)

а



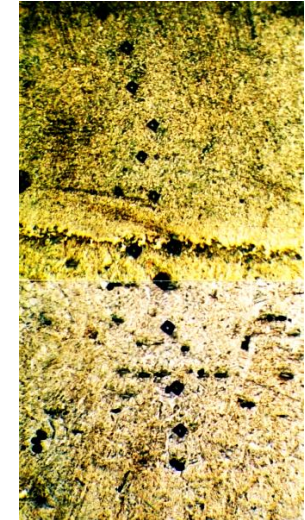
× 200 (× 0,5)

б



× 200 (× 0,5)

в



× 200 (× 0,5)

г

Режим ТФЗ: $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм

а – сталь 20; б – сталь 45; в – сталь У7; г – сталь У12

Рисунок 3.2 – Вплив ТФЗ на структуру вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю після попереднього гартування:

У даної сталі помітніша зона знеміцнення. Однак твердість серцевини, тобто зони основного металу досить висока – 6 800 МПа. Це можна пояснити, тим, що високий вміст вуглецю дещо змінює її фізичні властивості і теплота, що виділяється при ТФЗ, певним чином сприяє перерозподіленню структуроутворення по перерізу зразка. Аналіз результатів дослідження структури і мікротвердості сталей 20, 45, У7, У12, свідчать про те, що поверхневий зміцнений шар, сталей, припустимо, має структуру мартенситу, який зазнав деформації, та має більш високу мікротвердість. Результати досліджень мікротвердості та глибини зміцненого шару сталей після ТФЗ представлені у табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Вплив ТФЗ на властивості сталей

Марка сталей	Схема оброблення	Глибина зміцнення, мкм	Твердість зміцненого шару, МПа	Твердість основного металу, МПа
20	Гартування + низькотемпературне відпускання + ТФЗ	200	9 000	3 500
45		370	12 500	5 000
У7		550	16 000	6 000
У12		450	11 500	6 800

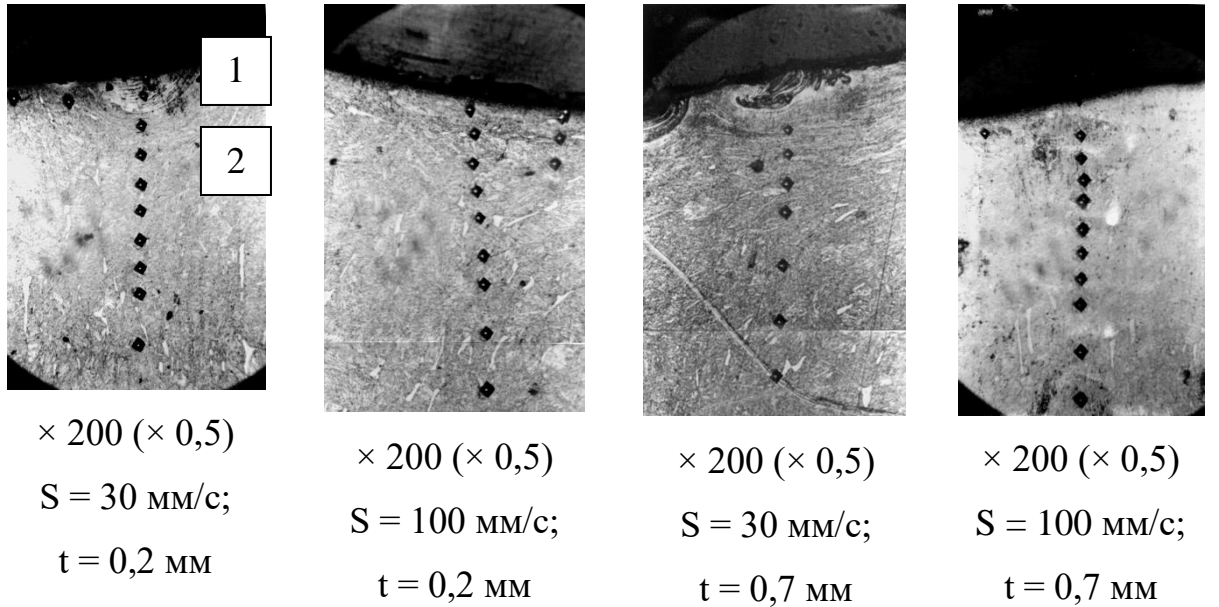
Найбільш результативною з точки зору мікротвердості та глибини «білого» шару є сталь У7. Такий результат можна пояснити кращою схильністю до гартування у стандартних умовах, тобто достатньо високий вміст вуглецю в цих сталях забезпечує інтенсивне зміцнення поверхневих шарів. Подальше підвищення вмісту вуглецю, як наприклад в сталі У12, призводить до зниження температури закінчення мартенситних перетворень (нижче 0 °С), внаслідок чого можлива поява значної кількості структури залишкового аустеніту [98, 99]. Цей факт негативно впливає на характеристики міцності сталей з високою концентрацією вуглецю. В той же час суттєво нижчий рівень твердості поверхні сталі 20 після ТФЗ, можна пояснити недостатньою кількістю вуглецю на рівні ~ 0,2 %, яка не дозволяє отримати велику твердість.

3.1.2 Вплив вихідного стану сталей з різним хімічним складом на ефективність ТФЗ

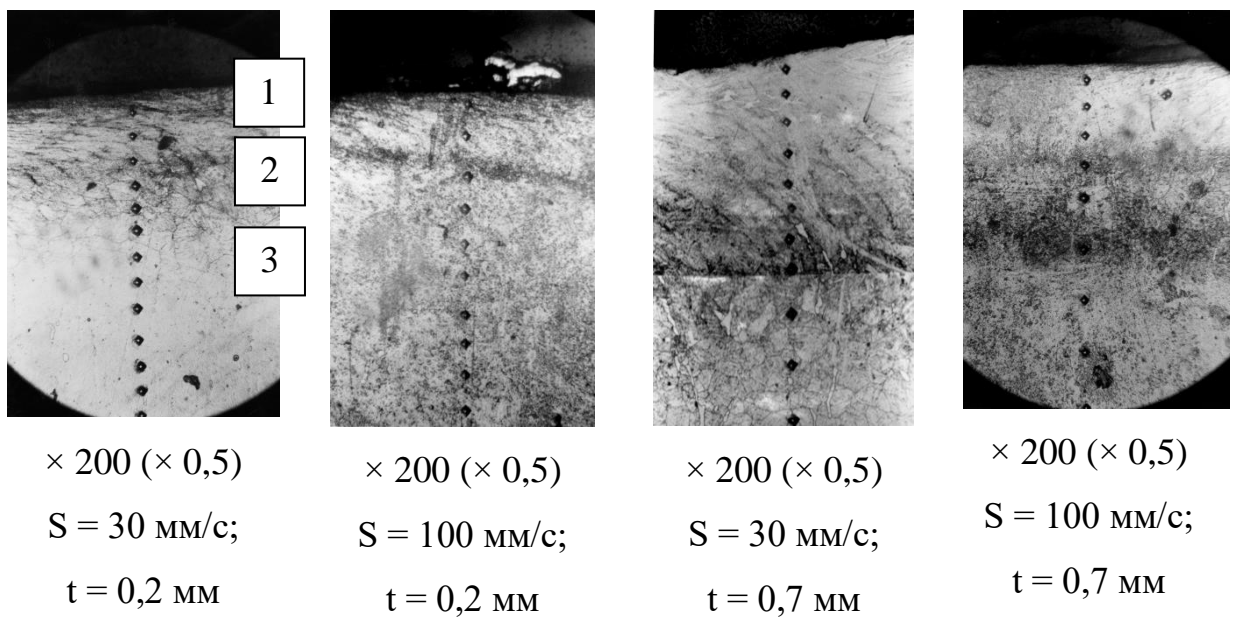
Питанням, яке доцільно дослідити, є визначення зв'язку при ТФЗ між вихідним станом сталі, що змінюється та ефективністю її зміцнення. Тому для детального вивчення цього питання були обрані декілька марок сталей з різним хімічним складом та різним ступенем легованості і в двох вихідних станах: 1 – після відпалювання; 2 – після гартування та відпускання. Вказані вихідні стани є полярними з точки зору структур та властивостей. В той же час, сталі були обрані з точки зору приналежності до різних груп за призначенням, як матеріали для конкретних деталей. Так, наприклад сталь 15Х11МФ – конструкційна, та використовується як матеріал для лопаток парових турбін, сталь 65Г – ресорно-пружинна, однак ефективно використовується і в якості матеріалу для деревообробного інструменту, сталь У8 – класична інструментальна сталь, у тому числі для деревообробного інструменту, сталь Х12М – штампова сталь з якої виготовляються матриці та пуансони відповідного інструменту. Окрім того, обрані сталі охоплюють основний діапазон за вмістом вуглецю [100]. Однак деталі та інструмент, що максимально зміцнені за класичними схемами термічного оброблення [98] мають недостатній ресурс у зв'язку з чим і виникає необхідність використання ТФЗ саме в загартованому стані, щоб ефект від попереднього термічного та термофрикційного зміцнення був виражений в суперпозиції властивостей.

ДюрOMETричні та металографічні дослідження зразків сталей у різних вихідних станах дозволили виділити два типу розподілення мікротвердості в їх перерізах (рис. 3.3). Так зразки, які зазнали ТФЗ у вихідному відпаленому стані мають в поверхні тільки зону зміцнення яка плавно переходить в зону основного металу, а зразки у вихідному загартованому стані мають в приповерхневому шарі зону зміцнення та зону знеміцнення (рис. 3.4). Це пов'язано з тим, що відпалений стан забезпечує рівноважну структуру, переважно, перлі-

тного типу, часткове нагрівання якої, не завдає фазових змін, а вихідний загартований стан відповідає нерівноважній структурі мартенситного типу, залишкове нагрівання якої, призводить до розвитку там процесів відпускання [98, 99, 101].



а

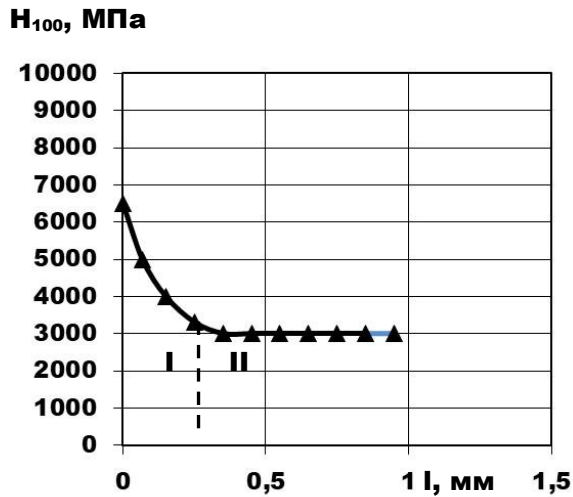


б

а – після відпалювання (I – зона зміцнення; II – зона основного металу); б – після попереднього гартування (I – зона зміцнення;

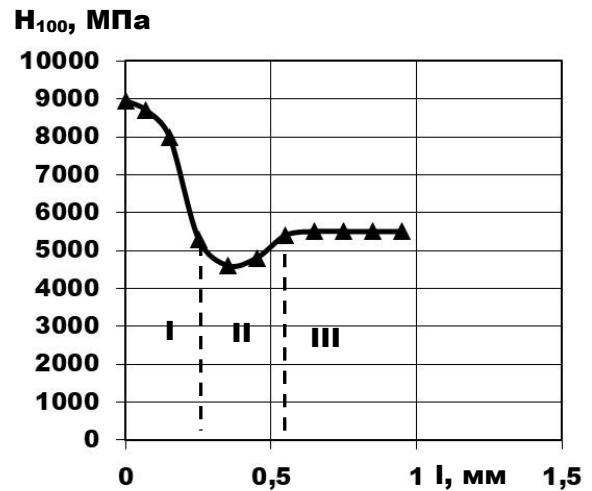
II – зона знеміцнення, III – зона основного металу)

Рисунок 3.3 – Мікроструктури сталі 15X11МФ після ТФЗ:



$$S = 30 \text{ мм/с, } t = 0,7 \text{ мм}$$

а



$$S = 30 \text{ мм/с, } t = 0,7 \text{ мм}$$

б

а – після відпалювання (I – зона зміцнення; II – зона основного металу); б – після попереднього гартування (I – зона зміцнення; II – зона знеміцнення, III – зона основного металу)

Рисунок 3.4 – Вплив режимів ТФЗ на властивості сталі 15X11МФ

Розглянемо морфологію структур сталей після ТФЗ у попередньо відпаленому стані. Так у сталі 15X11МФ (рис. 3.3) перша зона має вигляд світлої матриці з дрібнодисперсними, світлими включеннями та слідами пластичної деформації. Цей шар має мікротвердість до 6 300 МПа та глибину до 300 мкм. Друга зона відповідає структурі ферито-перлітного типу і має мікротвердість лише 3 100 МПа.

Для сталі 65Г (рис. 3.5) спостерігається зменшення зони «білого поверхневого шару» до 350 мкм, але його мікротвердість знижується лише до 15 200–17 800 МПа. Структура «білого поверхневого шару» має дрібнозернистий мартенситний характер, що може пояснювати таку високу мікротвердість. Серцевина відповідає структурі ферито-перлітного типу з мікротвердістю 4 000 МПа.

Сталь У8А (рис. 3.6) за структурою подібна сталі 65Г. Мікротвердість «білого поверхневого шару» складає 14 980 МПа, а глибина 335 мкм. Серце-

вина має мікротвердість дещо вищу, ніж у сталі 65Г – 6 000 МПа, яка забезпечується перлітною структурою.



× 200 (× 0,5)

а



× 200 (× 0,5)

б

а – після відпалювання; б – після попереднього гартування та відпускання

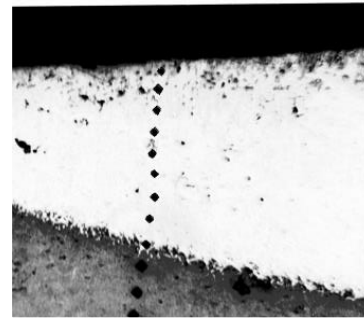
Рисунок 3.5. – Мікроструктури сталі 65Г після ТФЗ:

У сталі Х12М (рис. 3.7) присутність «білого поверхневого шару» більш виражена [102], але тільки на глибину 100–300 мкм. Мікротвердість становить 8 400 МПа. По всій глибині перерізу видно різноманітні за розмірами карбіди. Мікротвердість серцевини 3 100 МПа завдяки перлітно-цементитній структурі.



× 200 (× 0,5)

а

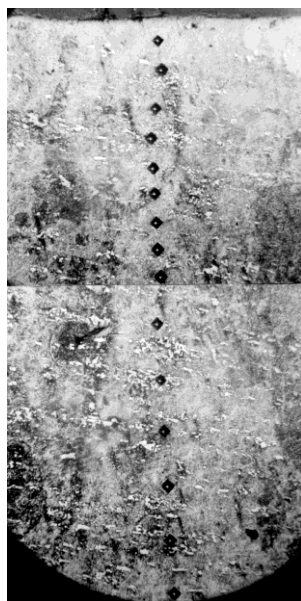


× 200 (× 0,5)

б

а – після відпалювання; б – після попереднього гартування та відпускання

Рисунок 3.6 – Мікроструктури сталі У8А після ТФЗ:



× 200 (× 0,5)

а



× 200 (× 0,5)

б

а – після відпалювання; б – після попереднього гартування та відпускання

Рисунок 3.7 – Мікроструктури сталі Х12М після ТФЗ:

Розглянуті марки сталей, які зазнали впливу термічного оброблення, що зміцнює, тобто гартування та відпускання, після ТФЗ набувають структуру,

що складається з трьох основних зон які описані вище, а саме: 1. Зона зміцнення – «білий поверхневий шар»; 2. Зона знеміцнення; 3. Зона основного металу, до якої не розповсюдився вплив ТФЗ.

Так сталь 15X11МФ (рис. 3.3) характеризується наявністю «білого поверхневого шару» з явно вираженою пластичною деформацією на глибину 230–300 мкм, який має мікротвердість 8 500–8 950 МПа. За ним йде шар знеміцнення з мікротвердістю меншою за 4000 МПа, який складається із структур відпускання: троститу, сорбіту, перліту та фериту. Третій шар має структуру мартенситу відпускання та мікротвердість до 5 400 МПа.

Сталь 65Г (рис. 3.5), завдяки дрібнодисперсній білій структурі, отримала найбільшу мікротвердість: 18 200 МПа на глибині до 650 мкм. Також важливим фактором є те, що дана сталь має дуже малу зону знеміцнення. Третя зона складається з мартенситу відпускання з мікротвердістю 6 300 МПа.

Структура сталі У8А (рис. 3.6) аналогічна структурі сталі 65Г. Мікротвердість зміцненої зони становить 15 320 МПа на глибині 580 мкм. Зона знеміцнення також чітко не виражена. Третя зона має мікротвердість близько 6 000 МПа.

Мікротвердість поверхні сталі Х12М наближається до рівня сталі У8А і становить 14 800 МПа. Але товщина білого поверхневого шару дещо нижча і становить приблизно 350 мкм (рис. 3.7). У даної сталі суттєво більша зона знеміцнення [102]. Це можна пояснити тим, що характерний хімічний склад дещо змінює її теплофізичні властивості і теплота, що виділяється при ТФЗ, з різною швидкістю перерозподіляється по глибині зразка. Однак мікротвердість серцевини досить висока (6 700 МПа).

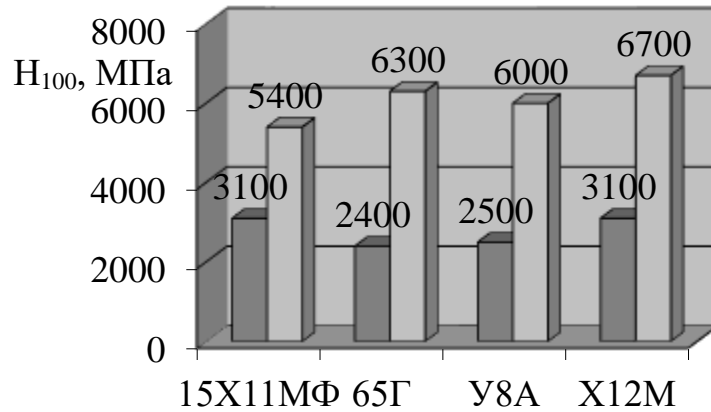
Отримані результати досліджень що представлені у табл. 3.3 та оформлені у вигляді діаграм на рис. 3.8–3.11, свідчать про те, що поверхневий шар як відпалених, так і загартованих сталей, на прикладі марок 65Г, 15X11МФ, У8А, Х12М має структуру деформованого мартенситу, аналогічно вище розглянутим сталям вуглецевої групи (див. розд. 3.1.1.). Ця структура має більш

високу мікротвердість, порівняно з іншими структурами. Відтак, можна стверджувати, що дана структура утворилася за рахунок двох механізмів: деформаційного та термічного. Суміщення цих двох процесів в одному ТФЗ пояснюється саме екстремальними умовами його проведення та швидкоплинністю його проходження.

Таблиця 3.3 – Результати впливу ТФЗ на мікротвердість сталей та глибину зміцненого шару

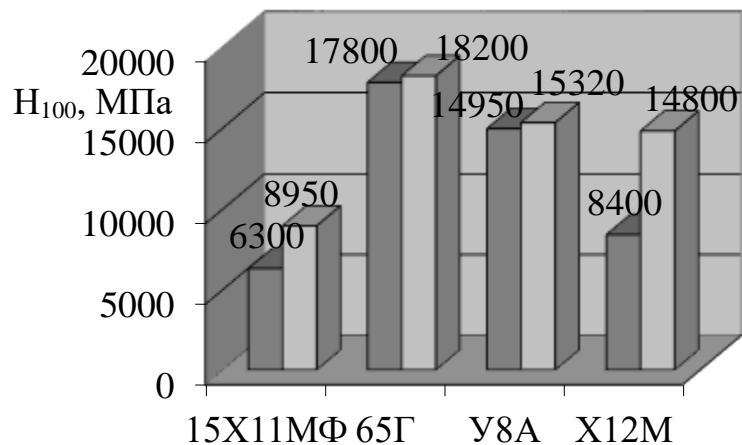
Марка сталей	Схема оброблення	Глибина зміцнення, мкм	Мікротвердість зміцненого шару, МПа	Мікротвердість основного металу, МПа
15X11МФ	Відпалювання 1050 °С+ ТФЗ	140–230	5 500– 6 300	3 100
	Гартування 1050 °С(олива) + відпускання 180 °С + ТФЗ	230–300	8 500– 8 950	5 350– 5 400
65Г	Відпалювання 800 °С + ТФЗ	350	15 200– 17 800	2 400
	Гартування 800 °С + відпускання 180 °С + ТФЗ	650	17 800– 18 200	6 300
У8А	Відпалювання 800 °С + ТФЗ	335	14 950	6 000
	Гартування 800 °С + відпускання 180 °С + ТФЗ	580	15 320	2 500
Х12М	Відпалювання 1050 °С + ТФЗ	100–300	6 800– 8 400	3 000– 3 100
	Гартування 1050 °С+ відпускання 375 °С + ТФЗ	270–400	9 000– 14 800	6 000– 6 700

Таким чином, порівняно простий технологічний підхід дає можливість досягти значних рівнів зміцнення поверхні, а найбільш результативними, з точки зору зміцнення, є сталі марок 65Г та У8А.



■ – після відпалювання; □ – після гартування та відпускання

Рисунок 3.8 – Мікротвердість різних марок сталей після попереднього термічного оброблення

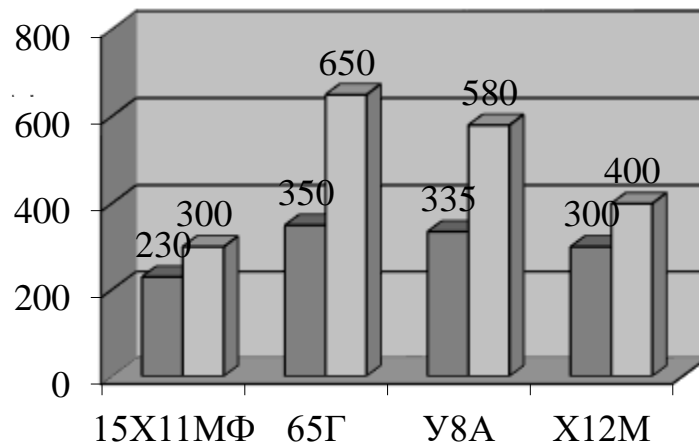


■ – після відпалювання; □ – після гартування та відпускання

Рисунок 3.9 – Мікротвердість поверхневого зміцненого шару різних марок сталей після ТФЗ

Дані результати є подібними до результатів зміцнення сталей вуглецевої групи, що розглянуто вище (див. розд. 3.1.1), та чітко визначає стійкий взає-

мозв'язок між вмістом вуглецю в сталі та ступенем її зміцнення. Це підтверджує головну роль саме кількості вуглецю в процесі зміцнення сталей. Тобто в сталі 15Х11МФ вуглецю замало, а в сталі Х12М забагато для ефективного їх зміцнення. А наявність багатьох легувальних елементів у сталях 15Х11МФ та Х12М призводять, в більшій мірі, тільки до зміни їх фізико-механічних властивостей [101].



■ – після відпалювання; □ – після гартування та відпускання

Рисунок 3.10 – Товщина зміцненого шару різних марок сталей після ТФЗ

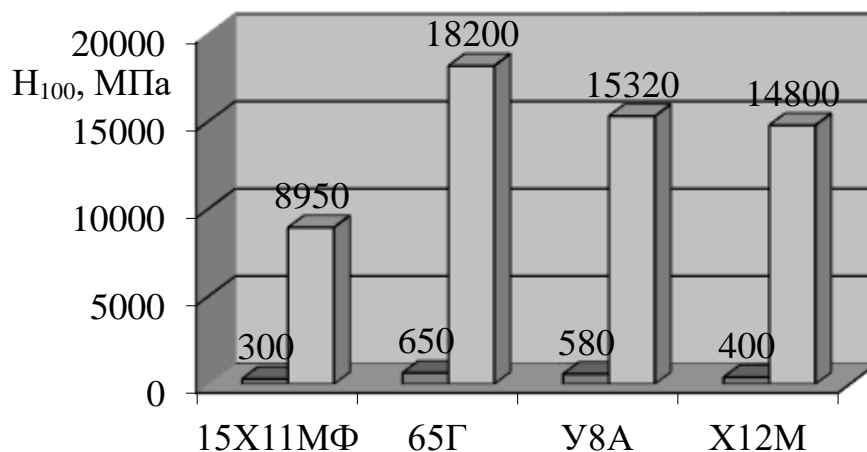


Рисунок 3.11 – Співвідношення «мікротвердість – товщина зміцнення» різних марок сталей після ТФЗ (відносний показник ефективності ТФЗ)

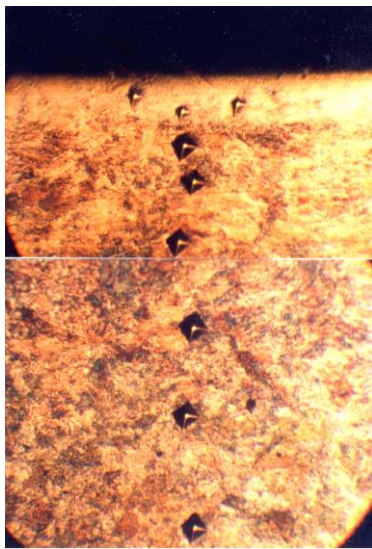
3.2 Вплив умов ТФЗ циліндричних поверхонь на зміни структури та твердості сталі

Оскільки при ТФЗ плоских поверхонь досягнуті високі результати [101], то була зроблена спроба поширити даний метод зміцнення на об'єкт більш складної форми (наприклад, циліндричної). Для дослідження ТФЗ циліндричних поверхонь була обрана саме сталь 65Г, оскільки в ній досягнуто найкращий результат зміцнення [96]. Окрім того, важливим моментом є умови проведення ТФЗ сталі з точки зору визначення доцільності змащування зони оброблення при ТФЗ (див. п. 2.2).

Зразки були виготовлені у формі циліндрів довжиною 100 мм, а діаметр варіювався в діапазоні 36–50 мм. Вони досліджувалися після ТФЗ в двох різних вихідних станах: після відпалювання та після гартування з наступним низькотемпературним відпусканням.

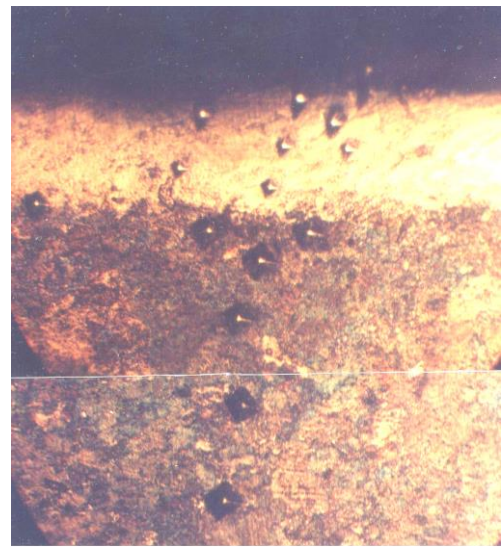
Слід зауважити, що ТФЗ проводилося за двома технологічними варіантами: без змащування зони оброблення; зі змащуванням зони оброблення. В якості змащувальної рідини використовувалася напівсинтетична олива марки Esso ultra 10w 40, оскільки така олива призначена для роботи в умовах підвищених температур. ТФЗ проводилось за режимом, який наближений до оптимального стосовно ТФЗ плоских поверхонь (див. розд. 3.1.1). Основні параметри ТФЗ циліндричних поверхонь такі: колова швидкість диску (V_d), м/с; поздовжня подача столу $V_{ст}(S)$, мм/с; діаметр деталі d , мм; глибина оброблення t , мм; частота обертання деталі n , об/с, які наближені до оптимальних при ТФЗ плоских поверхонь (див. табл. 3.1).

Результати досліджень мікроструктури та мікротвердості поперечного перерізу зразків після їх ТФЗ наведено на рис. 3.12 та в табл. 3.4 з яких видно, що максимальна мікротвердість зміцненого шару $H_{100} \sim 18\,200$ МПа та максимальна глибина зміцнення $l \sim 160$ мкм досягнуті в комбінації ТФЗ без змащування після попереднього гартування та низькотемпературного відпускання. Це відображено на рис. 3.12, г.



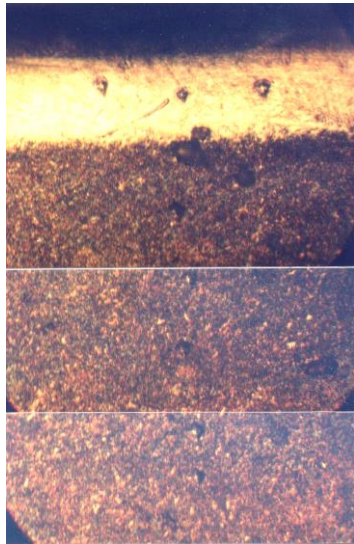
× 360 (× 0,5)

а



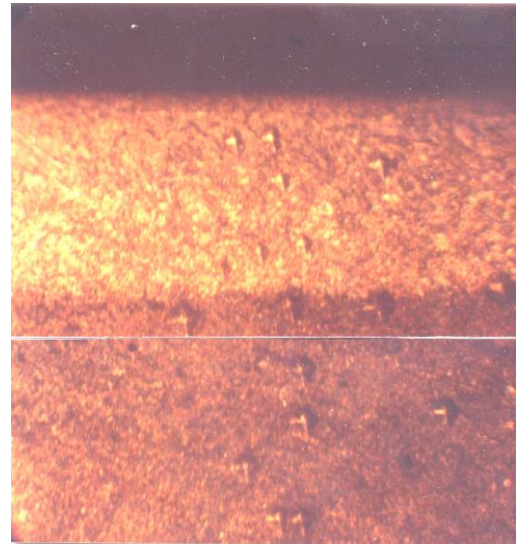
× 360 (× 0,5)

б



× 360 (× 0,5)

в



× 360 (× 0,5)

г

а – ТФЗ зі змащуванням після попереднього відпалювання; б – ТФЗ без змащування після попереднього відпалювання; в – ТФЗ зі змащуванням після попереднього гартування; та низькотемпературного відпускання;

г – ТФЗ без змащування після попереднього гартування

та низькотемпературного відпускання

Рисунок 3.12 – Мікроструктура циліндричних зразків із сталі 65Г після ТФЗ у різних вихідних станах:

Таблиця 3.4 – Вплив умов ТФЗ на властивості циліндричних зразків із сталі 65Г

№	Вихідний стан зразка	Параметри ТФЗ				Глибина шару зі зміненою структурою й твердістю l , мкм		Мікротвердість шару зі зміненою структурою H_{100} , МПа		Мікротвердість серцевини, МПа
		$V_{ст}(S)$ мм/с	$V_{кр}$ м/с	t , м	$n_{дет}$, об/с	Зміц.	Знем.	Зміц.	Знем..	
1	Відпалювання зі змащуванням	4,6	50	0,5	1,5	60	–	15 200	–	4 000
2	Відпалювання без змащування					100	–	17 800	–	4 000
3	Гартування + низькотемпературне відпускання зі змащуванням					100	40	17 800	6 200	8 000
						160	40	18 200	6 300	8 000

Мікроструктура «білого поверхневого зміцненого шару» та інших шарів є ідентичною тій, що отримана при зміцненні плоских поверхонь (див. розд.

3.1.1–3.1.2). Відтак, отримана мікроструктура майже в 3 рази твердіша за мікроструктуру сталі після класичного гартування. У зразках попередньо відпалених мікроструктура поверхневого шару, сформованого при ТФЗ ідентична тій, що отримана при зміцненні плоских поверхонь (рис. 3.12, а, б). Зона основного металу має, переважно, перлітну структуру, що викликано попереднім термічним обробленням, і мікротвердість її становить близько 4 000 МПа. Зона знеміцнення тут відсутня, тому що вихідна структура рівноважна.

Аналіз отриманих результатів дозволяє стверджувати, що під впливом ТФЗ в структурі циліндричних зразків із сталі 65Г, спостерігаються суттєві зміни. Це виражається формуванням у поверхні даних зразків так званого «білого поверхневого шару», який має надвисоку мікротвердість [103, 104]. Властивості даного шару залежать від вихідного стану матеріалу, умов і режимів проведення ТФЗ.

Причому, як показали дослідження, на ефективність зміцнення впливають саме вихідний стан матеріалу та режим ТФЗ, а роль змащування зони оброблення, в даному випадку виявилась, незначною та майже не вплинула на ефективність зміцнення. Це можна пояснити тим, що в умовах високого контактного тиску та розігрівання при ТФЗ змащувальна рідина швидко видаляється із зони контакту. Більш того, в цьому випадку, в змащуванні немає потреби, оскільки воно може знижувати швидкість розігрівання поверхні при ТФЗ ускладнюючи процес її деформування. А саме, деформування в умовах підвищених температур може мати визначальну роль в отриманні надвисокої твердості поверхні, оскільки таке розігрівання необхідне для можливості проходження процесу деформування твердих структур при ТФЗ.

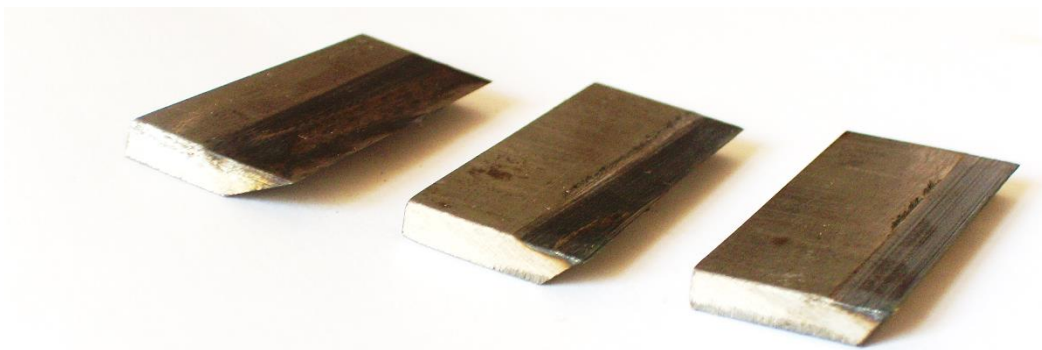
Таким чином, завдання ефективного ТФЗ циліндричних поверхонь вирішене і запропонована технологія може бути рекомендована для використання в промисловості.

3.3 Роль технологічних аспектів при ТФЗ деревообробного інструменту

3.3.1 Вплив однопрохідного ТФЗ на структурні зміни деревообробного різального інструменту із сталі

Достатньо актуальною проблемою промисловості є необхідність підвищувати роботоздатність різального інструменту, зокрема деревообробного.

Оскільки різальна частина деревообробних ножів, як правило, має форму клину, тепло при обробленні розподіляється нерівномірно. Тому доцільно визначити оптимальні технологічні умови для проведення ТФЗ саме таких виробів. Суттєвим питанням також є встановлення взаємозв'язку між кутом загострення плоских ножів та ефективністю їх ТФЗ, у зв'язку з чим вивчалися 3 зразки із сталі 50 після попереднього гартування та низькотемпературного відпускання розмірами 20 x 12 x 2,5 мм, з різним кутом загострення (30°, 45°, 60°), які представлені на рис. 3.13.

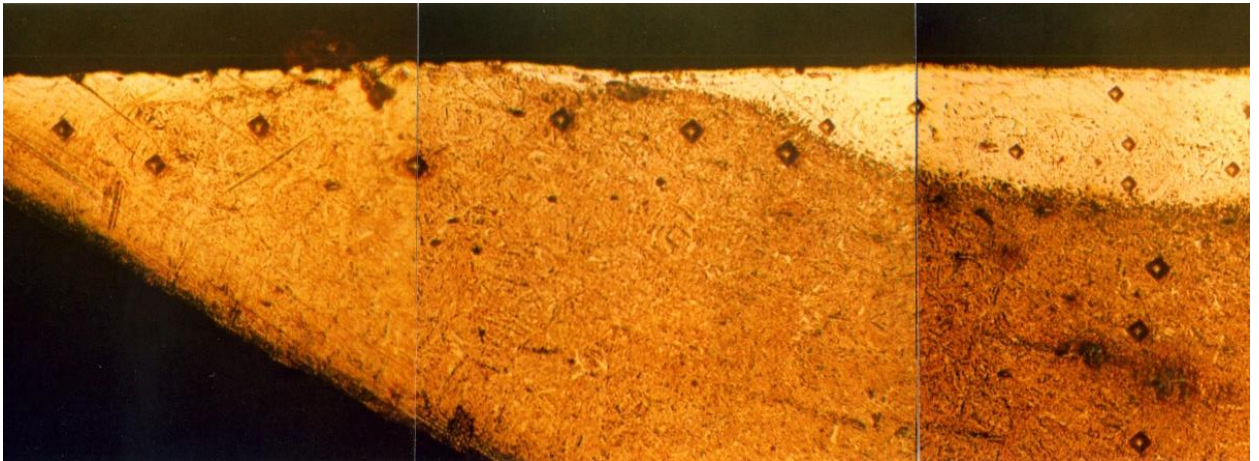


× 2

Рисунок 3.13 – Зразки у вигляді деревообробних ножів із 50 з кутом загострення 30°, 45°, 60° після ТФЗ

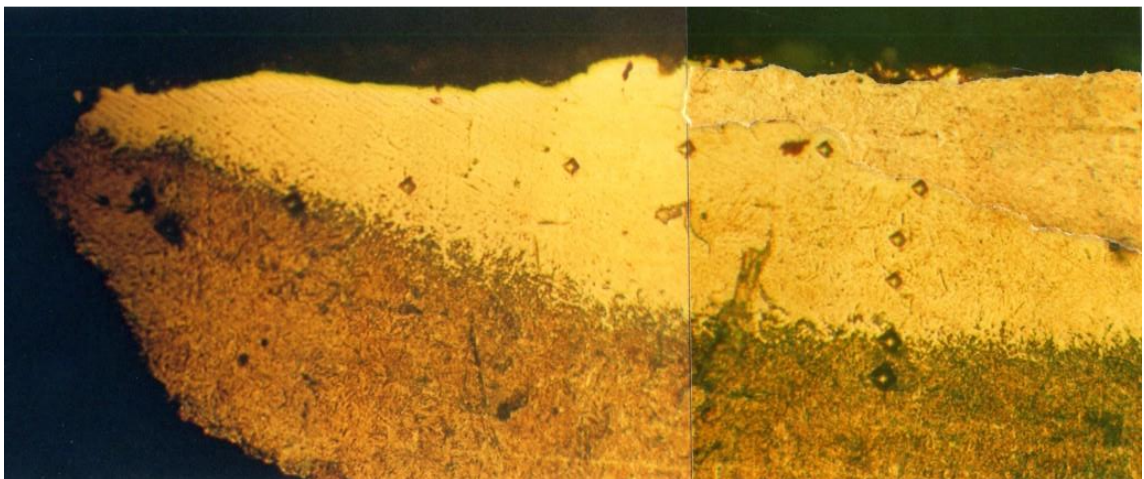
Оскільки зразки мали невелику товщину – 2,5 мм, був використаний більш м'який режим ТФЗ ($S = 30$ мм/с, $t = 0,5$ мм) з метою мінімізації процесу жолоблення при ТФЗ. Мікроструктури даних зразків після ТФЗ представлені на рис. 3.14–3.16, а основні результати зміцнення – в табл. 3.5. Також важливо відзначити, що отримані «білі поверхневі шари» приблизно однаково, повільно, піддавались протравлюванню, тому мають достатньо світлу структуру,

однак фрагменти перерізів, які протравилися добре дозволяють характеризувати структуру «білого поверхневого шару», як більш дрібнодисперсну у порівнянні з глибинними шарами перерізів. При цьому структура основного тіла ножа має голчасту форму, і відповідає структурі мартенситу відпускання, що викликано попереднім термічним обробленням.



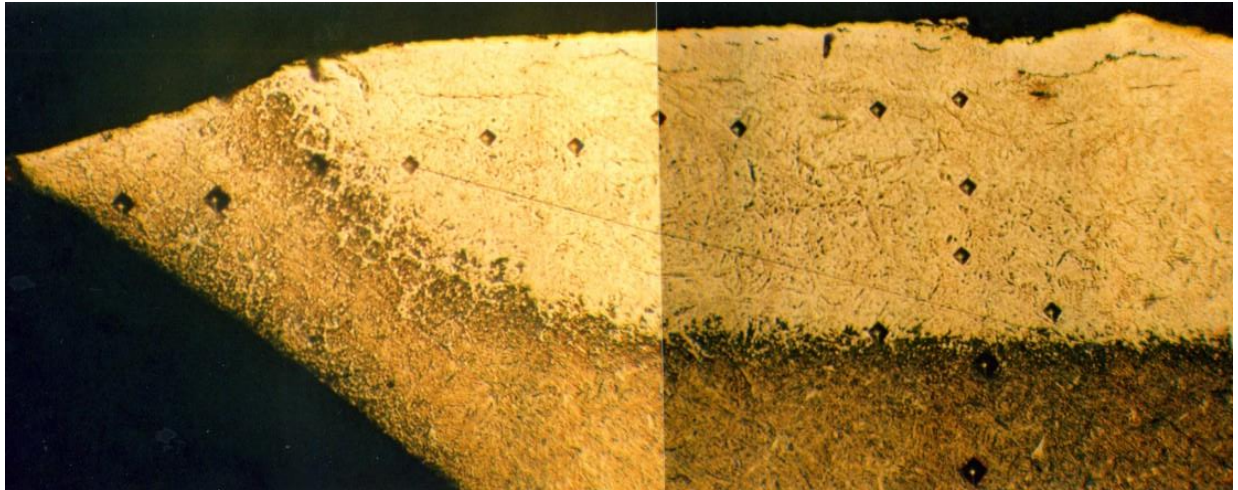
× 200

Рисунок 3.14 – Мікроструктура деревообробного ножа
з кутом загострення 30° після ТФЗ



× 200

Рисунок 3.15 – Мікроструктура деревообробного ножа
з кутом загострення 45° після ТФЗ



× 200

Рисунок 3.16 – Мікроструктура деревообробного ножа з кутом загострення 60° після ТФЗ

Таблиця 3.5 – Основні характеристики зміцнення деревообробних ножів із сталі 50 після їх ТФЗ

Режим ТФЗ	Кут загострення ножів, °	Мікротвердість, МПа			Глибина зміцнення, І, мкм	Відстань від різальної кромки до зміцненого шару, L, мкм
		Зона зміцнення	Зона знеміцнення	Зона основного металу		
S = 30 мм/с, t = 0,5 мм	30	11 140	4 500	5 500	150	650
	45	11 660	4 200	5 500	250	300
	60	12 870	4 000	5 500	300	200

Однак візуально помітно, що глибина та розташування «білого поверхневого шару» відносно різальної кромки неоднакові. Так, в процесі даного дослідження було виявлено, що зміцнений «білий поверхневий шар» утворюється не по всій ширині дотику зміцнювального диска з поверхнею клину ножа, а тільки в її частині. Тому виникає необхідність порівняльної оцінки впливу кута загострення ножів на характеристики зміцнення.

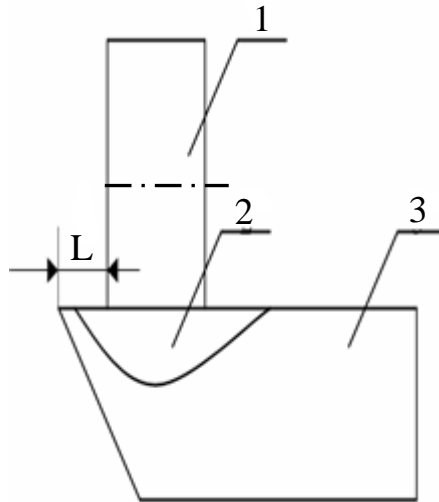
З табл. 3.5 видно, що найкращі результати зміцнення (мікротвердість – 12 870 МПа, глибина зміцнення – 300 мкм на відстані від різальної кромки – 200 мкм) досягнуті у зразку з кутом загострення 60° . Мінімальний ефект зміцнення спостерігається у зразку з кутом загострення 30° [105]. Це можна пояснити тим, що даний зразок під час ТФЗ зазнає вищого рівня пружної деформації, яка пом'якшує режим ТФЗ. У зв'язку з цим знижується і ступінь розігрівання поверхні клину і ступінь її пластичного деформування. Даний фактор сприяє зміцненню області формування «білого поверхневого шару» в протилежний бік від різальної кромки ножів на різну відстань зворотно пропорційно куту їх загострення. Тобто, зі зменшенням кута загострення ножа збільшується відстань від різальної кромки до шару зміцнення та зменшується глибина і рівень зміцнення.

Таким чином, максимальні характеристики зміцнення, в рамках даного експерименту, досягнуті на ножі який має найбільший кут загострення – 60° . Однак, слід враховувати різальні властивості ножів у співвідношенні до кута їх загострення при роботі з деревиною різних порід, що є ключовим моментом для ефективного вибору та використання подібного інструменту.

Слід зауважити, що подальші експерименти щодо ТФЗ деревообробних ножів різних видів передбачають режим ТФЗ ($S = 30$ мм/с, $t = 0,7$ мм), який визнаний найбільш ефективним (див. розд. 3.1.1), а матеріал дослідження – сталь 65Г у стані після попереднього гартування та низькотемпературного відпускання, на якій був досягнений максимальний ефект зміцнення.

Для визначення характеру структурних змін при однопрохідному ТФЗ досліджувались деревообробні циклювальні ножі розмірами 100 x 40 x 25 мм з кутом загострення різальної кромки 40° . Умови проведення даного дослідження передбачали варіювання відстані від різальної кромки ножа до диска, що зміцнює L в діапазоні 0–0,25 мм (рис. 3.17). Так були обрані значення L : 0; 0,15 та 0,25 мм. Окрім того, для мінімізації пружної деформації при ТФЗ по клину ножів були виготовлені спеціальні підставки із цієї ж марки сталі тов-

щиною 2,5 мм та кутом загострення 60° , які зазнали гартування та низькотемпературного відпускання. Ці підставки були розміщені клином під різальний клин ножів, що в поєднанні дозволило створити псевдопластину постійного перерізу, після чого проводилося ТФЗ.



1 – диск, що зміцнює; 2 – зона зміцнення; 3 – зразок – деревообробний ніж
(L, мм – відстань від різальної кромки ножа до диска)

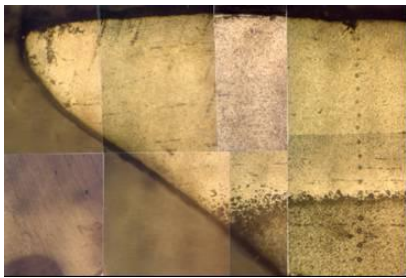
Рисунок 3.17 – Схема однопрохідного ТФЗ деревообробного ножа:

Металографія та дюрOMETрія показали появу після ТФЗ вже характерних «білих поверхневих шарів» (рис. 3.18–3.20).

Максимальна мікротвердість зміцненого шару $H_{100} = 23\ 300$ МПа, і максимальна глибина зміцнення $l = 650$ мкм, спостерігається в зразку 1, де відстань від різальної кромки 0 мм [106, 107], з параметрами режиму оброблення $S = 30$ мм/с і $t = 0,7$ мм. У зразках 2, 3 спостерігається зниження мікротвердості шарів до 22 000 МПа та 21 800 та глибини зміцнених шарів до 350 і 300 мкм, відповідно. При цьому, відстань від різальної кромки L у зразку 1 = 0 мм, у зразку 2 = 0,15 мм, у зразку 3 = 0,25 мм.

Ефективність зміцнення може залежати, як від температури, що виникла в поверхневому шарі при ТФЗ так і від швидкості охолодження даного зразка. Підвищення поверхневої твердості більше звичайного рівня можна пояснити так: оскільки товщина ножів мала – 2,5 мм, а вони розташовані на магнітній

плиті верстата, та між ножом і верстатом є умовний зазор, який може знижувати тепловіддачу у плиту, то при ТФЗ відбувається більш інтенсивне акумулювання тепла в тілі ножа ніж у випадках ТФЗ об'єктів з більшою товщиною. Це створює умови для більш інтенсивного пластичного деформування. Навіть в таких умовах нагрівання при ТФЗ час існування високої температури є замалим для розвитку процесу рекристалізації, і деформаційне зміцнення реалізується в повній мірі.



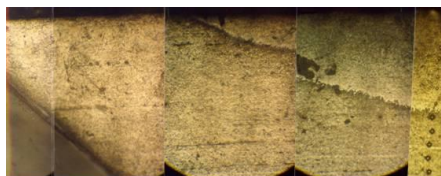
× 200 (× 0,5)

Рисунок 3.18 – Мікроструктура ножа із сталі 65Г після ТФЗ за режимом $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм; $L = 0$ мм.
(Зразок 1)



× 200 (× 0,5)

Рисунок 3.19 – Мікроструктура ножа із сталі 65Г після ТФЗ за режимом $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм; $L = 0,15$ мм.(Зразок 2)



× 200 (× 0,5)

Рисунок 3.20 – Мікроструктура ножа із сталі 65Г після ТФО за режимом $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм; $L = 0,25$ мм.(Зразок 3)

Як видно з табл. 3.6, характер зміцнення поверхні ножа визначається відстанню від його різальної кромки до диска при ТФЗ. При цьому, найбільш прийнятною схемою зміцнення з використанням підставки під різальною кромкою ножа, є та, коли в процесі оброблення диск розташовується безпосередньо на різальній кромці, тобто $L = 0$ мм. Це спостерігається у зразку 1, і забезпечує зміцнення всієї робочої частини ножа при максимальній глибині зміцнення.

Таблиця 3.6 – Основні характеристики зміцнення деревообробних ножів із сталі 65Г після їх ТФЗ

№ зразка	Режим ТФЗ	Відстань від різальної кромки, мм	Кут загострення ножів, °	Мікротвердість поверхневого шару зі зміненою структурою, МПа		Мікротвердість зони основного металу, МПа	Глибина поверхневого шару зі зміненою структурою, мкм		
				Зона зміцнення	Зона знеміцнення		Зона зміцнення	Зона знеміцнення	Сумарна
1	Швидкість подачі	0	40	23 300	5 300	6 100–6 500	650	150	800
2	S = 30 мм/с, глибина різання	0,15		22 000	5 100		350	50	400
3	t = 0,7 мм	0,25		21 800	4 900		300	50	350

Окрім того, коли відстань від різальної кромки при ТФЗ дорівнює нулю, відбувається більш інтенсивне її прогрівання внаслідок меншого тепловідве-

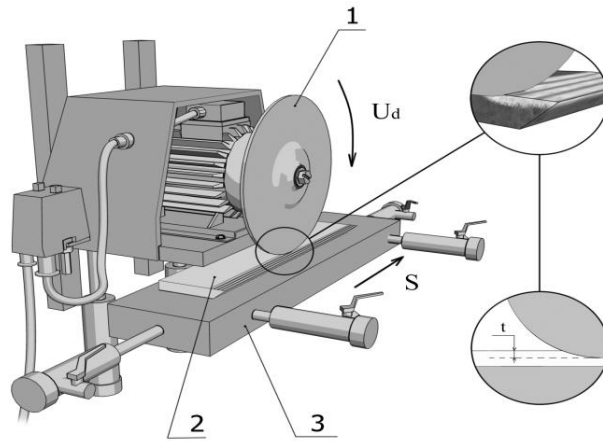
дення, оскільки клин різальної кромки має меншу товщину. Це створює сприятливі умови для глибокого проходження пластичного деформування поверхневого шару, саме в розігрітому стані. В зразках, де відстань від різальної кромки збільшується, спостерігається зворотно пропорційне зниження ефективності зміцнення, що пояснюється більш швидким охолодженням поверхні, внаслідок тепловідведення в нижні шари ножа. Відповідно, при цьому ускладнюються і умови для проходження процесу деформування.

Окрім того, була здійснена спроба зміцнення деревообробних ножів по задній поверхні, що показало позитивний результат [108]. Однак показники зміцнення за цією схемою дещо нижчі, ніж при ТФЗ по передній поверхні. Також, слід зауважити, що таке зміцнення є одноразовим, оскільки «білий поверхневий шар» може бути видалений при переагостренні, яке відбувається саме по задній поверхні.

Таким чином, доведена ефективність однопрохідного ТФЗ при зміцненні як об'єктів з постійною товщиною, так і з перемінною товщиною. Однак, при однопрохідному ТФЗ існує обмеження в ширині зміцнення, що обумовлено шириною зміцнювального диска. Тому, цілком зрозуміла необхідність дослідити особливості багатопрохідного ТФЗ та його вплив на структуру і властивості сталі, що зміцнюється.

3.3.2 Вплив багатопрохідного ТФЗ на структурні зміни деревообробного різального інструменту із сталі

Багатопрохідне ТФЗ передбачає зміцнення поверхні в кілька паралельних проходів зміцнювальним диском, як показано в схемі на рис. 3.21. Для даного дослідження був обраний ніж розмірами 400 x 100 x 5 мм з установки для переробки деревини в тріску Bruks klöckner. Оскільки експеримент передбачав ТФЗ з перекриттям сусідніх проходів – обраний більш м'який режим ТФЗ ($S = 30$ мм/с; $t = 0,5$ мм).



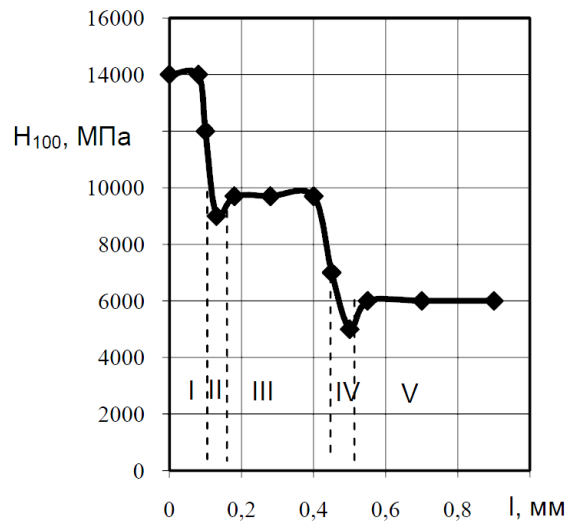
1 – різальний диск; 2 – зразок деревообробний ніж; 3 – магнітна плита

Рисунок 3.21 – Схема багатопрхідного ТФЗ:

Так, при дослідженні зразка після багатопрхідного ТФЗ з накладенням сусідніх проходів один на одний, спостерігається новий характер зміни мікроструктури та мікротвердості в його перерізі [109]. Відповідна графічна залежність представлена на рис. 3.22, де виділено п'ять характерних зон перерізу:

Зона вторинного зміцнення характеризується підвищенням мікротвердості до рівня $H_{100} = 14\ 000$ МПа. Глибина цієї зони становить приблизно $l = 120$ мкм. Нижче розташована зона вторинного знеміцнення, мікротвердість якої знижується до рівня $H_{100} = 9\ 000$ МПа, і глибина $l = 60$ мкм. Далі розташована зона первинного зміцнення, мікротвердість якої становить $H_{100} = 9\ 500$ МПа із глибиною $l = 270$ мкм. Нижче розташовується зона первинного знеміцнення 2, де мікротвердість знижується до рівня $H_{100} = 5\ 000$ МПа, її глибина $l = 55$ мкм. Формування зон знеміцнення викликане процесами відпускання, що протікають на відповідних глибинах від поверхні. Нижче розташована зона основного металу, де не поширився вплив ТФЗ (рис. 3.24). Така неоднорідність підтверджується металографією. Мікроструктура перерізу даного зразка представлена на рис. 3.23–3.26. Так, зона вторинного зміцнення I має більш світлу структуру, і є найбільш твердою частиною зміцненого «білого поверхневого шару». Зони II та IV мають знемічену структуру внаслідок первинного та вторинного прогрівання до температур відпускань при ТФЗ.

Зона первинного зміцнення III трохи темніша та менш тверда у порівнянні з першою (рис. 3.22). Зона основного металу V більш темна та має нижчу мікротвердість, яка обумовлена попереднім термічним обробленням, що призводить до формування структури мартенситу відпускання. Зона основного металу не входить до зміцненого «білого поверхневого шару» оскільки дія ТФЗ її не досягає.



I – зона вторинного зміцнення; II – зона вторинного знеміцнення;
 III – зона первинного зміцнення; IV – зона первинного знеміцнення;
 V – основний метал.

Рисунок 3.22 – Розподіл мікротвердості по глибині деревобробного ножа, із сталі 65Г після багатопрохідного ТФЗ

Для визначення структури цих зон була застосована методика багатостадійного протравлювання з переполіруваннями. Це дозволило сформувати чітке уявлення про утворення мікроструктурної панорами від поверхні зразків до серцевини. Таким чином, по мірі просування від шару основного металу до зміцненого «білого поверхневого шару» спостерігається здрібнювання та заокруглення структурних елементів зі зміною форми зерна з голчастої на більш зернисту (рис. 3.24). При більш глибокому протравлюванні стає чітко видно,

що найбільш дрібне та круглясте зерно спостерігається в шарі вторинного зміцнення I, який має найбільш високі показники твердості (рис. 3.25).

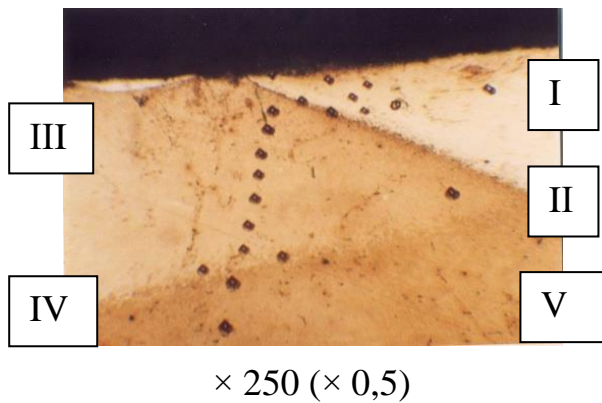


Рисунок 3.23 – Мікроструктура сталі 65Г після багатопрохідного ТФЗ

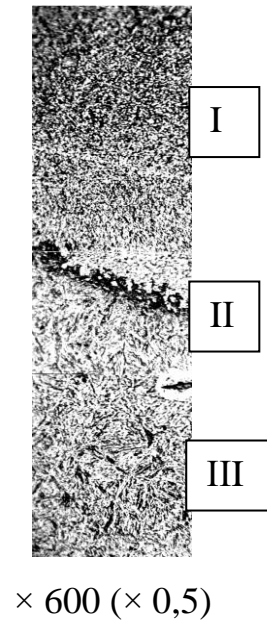
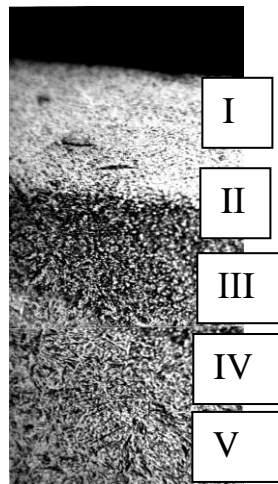


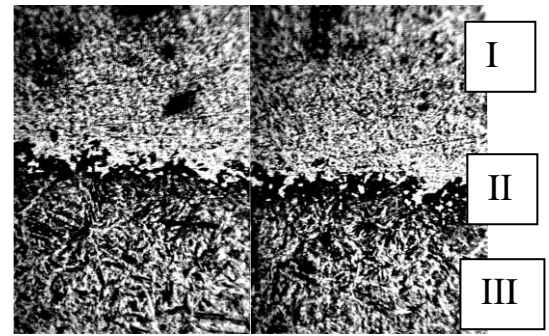
Рисунок 3.24 – Мікроструктура деревообробного ножа із сталі 65Г після багатопрохідного ТФЗ

Таким чином, металографічно показано, що співвідношення довжини зерна – голки до її товщини зменшується при наближенні до поверхні від серцевини. Для детальнішого вивчення мікроструктури «білих поверхневих шарів» проводилося порівняння структур, які отримані за допомогою оптичної та растрової електронної мікроскопії (РЕМ) (рис. 3.27, 3.28) при великих збільшеннях. При цьому спостерігається повна подібність структур за зовнішнім виглядом і зерно «білого поверхневого шару» має розмір близько 1–2 мкм.



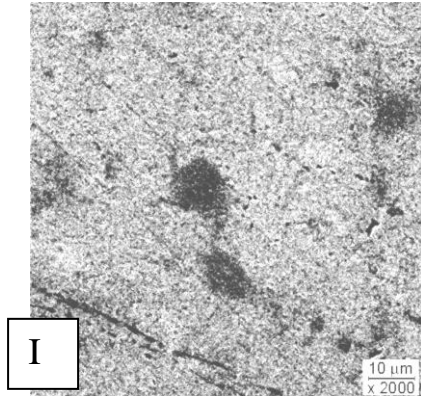
× 600 (× 0,5)

Рисунок 3.25 – Мікроструктура
деревобробного ножа із сталі 65Г
після багатопрохідного ТФЗ



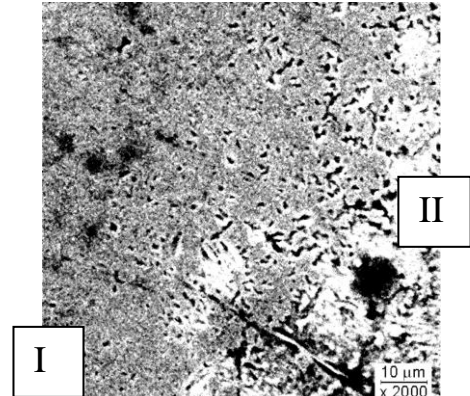
×1000(× 0,5)

Рисунок 3.26 – Мікроструктура
деревобробного ножа із сталі 65Г
після багатопрохідного ТФЗ



× 2000 (× 0,5)

Рисунок 3.27 – Мікроструктура
«білого поверхневого шару»
в сталі 65Г після багатопрохідного
ТФЗ, що отримана за допомогою
растрового електронного мікроскопа



× 2000 (× 0,5)

Рисунок 3.28 – Мікроструктура
перехідної зони
в сталі 65Г після багатопрохідного
ТФЗ, що отримана за допомогою
растрового електронного мікроскопа

Доведено, що під дією ТФЗ має місце зміна структури в сталі, та вона набуває іншої форми та розміру зерна, порівняно із структурою, що формується при стандартному термічному обробленні. Доведена можливість вторинного змінення, вже у полі зміцненого шару, що супроводжується додатковим здрібнюванням зерна та підвищенням твердості. Тобто, при повторному ТФЗ по вже зміцненому «білому поверхневому шару» відбувається його додаткове зміцнення. А відтак, твердість по перерізу збільшується, більш плавно, ступінчасто, що є важливою експлуатаційною перевагою. Окрім того, при багатопрохідному ТФЗ з'являється можливість оброблення деталі будь якої ширини в межах можливостей обладнання.

3.4 Дослідження мікроструктурних змін сталей, які викликані під дією ТФЗ з використанням електронної мікроскопії

Значний інтерес набуває детальне вивчення структури «білого поверхневого шару» з використанням металографічних оптичного та електронного мікроскопів.

Досліджувалися зразки із сталі 65Г, де цей шар продемонстрований найбільш інформативно. Попередній стан зразка – після гартування та низькотемпературного відпускання. Однопрохідне та багатопрохідне ТФЗ проводилось за режимами, визнаними як оптимальні, за результатами попередніх досліджень (див. розд. 3.1) [106, 110].

Навіть при візуальному спостереженні на поперечному та поверхневому мікрошліфах видно наявність структури «білого поверхневого шару» в їх верхні (рис. 3.29).

Як показано вище, мікроструктура «білого поверхневого шару» має більш дрібне зерно круглястої форми, а також рівень твердості, який суттєво перевищує твердість стандартної структури мартенситного типу. Фотографії такої мікроструктури представлені на рис. 3.30. Окрім того при повторному ТФО по «білому поверхневому шару» (на ділянці перекриття двох сусідніх

проходів ТФО) має місце ще деяке зміцнення цього шару, що супроводжується подальшим зменшенням розміру зерна. Це також можна побачити на рис. 3.30. Мікроструктура, отримана при вивченні поверхневого шліфа також демонструє описані вище закономірності зростання твердості при переході від основного металу із структурою попереднього термічного оброблення – мартенсит відпускання в «білий поверхневий шар». Ця мікроструктура представлена на рис. 3.31.



× 1

а



× 1

б

а – поперечний мікрошліф; б – поверхневий мікрошліф

Рисунок 3.29 – Мікрошліфи із сталі 65Г після багатопрохідного ТФЗ:

Видно, що і впоперек і вздовж на глибині наближення до структурного переходу форма та розмір зерен ідентичні і мікротвердість зони «білого поверхневого шару» приблизно однакова по всій глибині.

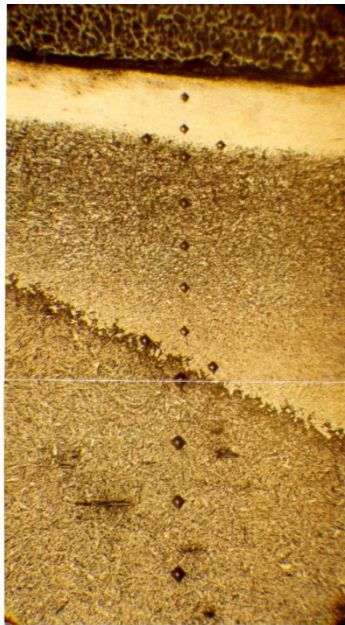
Таким чином багатопрохідне ТФЗ зразків із сталі 65Г в стані після попереднього гартування і низькотемпературного відпускання призводить до розділення їх структури на п'ять основних зон (рис. 3.30):

1) зона вторинного зміцнення I – «білий поверхневий шар», де твердість досягає приблизно 18 000 МПа. Її поява викликана повторним обробленням поверхні, тобто в місті перекриття проходів ТФЗ за найбільш ефективним режимом (див. розд. 3.1). Вона є найближчою до поверхні;

2) зона первинного зміцнення II – де твердість дорівнює приблизно 12 000 МПа, знаходиться нижче зони зміцнення I, має досить суттєву глибину до 500 мкм та дещо темніша за поверхневу зону зміцнення I;

3) між ними знаходиться зони знеміцнення, яка ледве проявляється на фотографії мікроструктури внаслідок зовсім невеликої товщини. Твердість її дещо нижча;

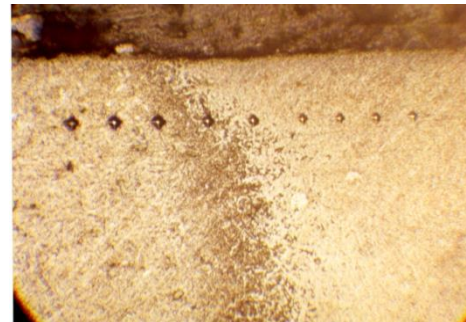
4) зона основного металу, яка розташована нижче і має найбільш темну голчасту структуру. На неї не вплинуло ТФЗ внаслідок розсіювання температури до цієї глибини. Структура її – мартенсит відпускання, з твердістю, яка обумовлена попереднім термічним обробленням;



× 250 (× 0,5)

Рисунок 3.30 –

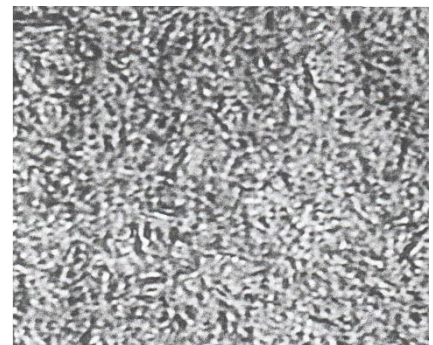
Структура
перерізу сталі 65Г
після багатопрохід-
ного ТФЗ, яка отри-
мана з поперечного
мікрошліфа



× 250 (× 0,5) а



б



в

× 850 (× 2) б

Рисунок 3.31 – Мікроструктури перерізу
сталі 65Г (а), зони основного металу (б),
та «білого поверхневого шару» (в), які отримані з
поверхневого мікрошліфа

5) між нею та зоною зміцнення II також розташована зона знеміцнення II, яка значно темніша за зону основного металу і твердість її дещо нижча за твердість останньої. Її поява викликана розподіленням на цю глибину температур відпускань, а структура її складається саме з основного спектру структур відпускання, тобто сорбіту, троститу та мартенситу відпускання (рис. 3.30).

Більш детальне вивчення мікроструктури сталі 65Г після ТФЗ при великих збільшеннях за допомогою електронного мікроскопу показало, що існує суттєва різниця між структурами «білого поверхневого шару», та основного металу. При цьому, ці структури суттєво відрізняються, як за формою зерен, з яких складаються, так і за їх розмірами. Це можна побачити на рис. 3.32–3.34, а особливо на рис. 3.33 де показано саме місце переходу від основного металу до «білого поверхневого шару», який утворився під дією ТФЗ. Так, структура «білого поверхневого шару» (рис. 3.32) складається із зерен довгастої форми, але коротших від голок мартенситу (рис. 3.34), та включень правильної геометричної форми, які розташовані по поверхні зерен і зустрічаються тільки в цьому шарі. При переміщенні у бік основного металу має місце поява дрібних зерен, що об'єднані в так звані лінії з різною направленістю. Така структура відповідає перехідній зоні знеміцнення (рис. 3.33). При досягненні зони основного металу (рис. 3.34) має місце поява зерен витягнутої форми, що схожі на голки, які відповідають мартенситній структурі.

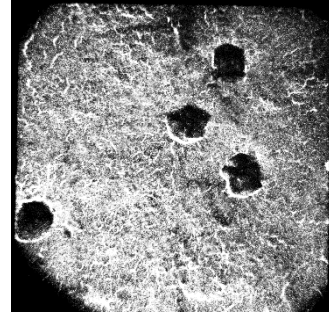
Зона основного металу, яка має голчасту структуру, відповідає саме мартенситу відпускання, що обумовлено попереднім термічним обробленням.

Таким чином, достатньо чітко визначається, що зерно цього «білого поверхневого шару» відрізняється формою та розмірами від зерна основного металу. Так, ці зерна значно менші за розміром голки мартенситу, є більш круглястими, з розмірами 1–2 мкм, внаслідок чого доцільно назвати цю структуру «мартенсит зернистий». Окрім того, на поверхні цих зерен має місце поява частинок правильної геометричної форми з розмірами, приблизно 0,1–0,3 мкм. Ця фаза може бути ідентифікована як ϵ -карбід. Сукупність даних фактів мо-

жуть саме пояснити природу такого, досить суттєвого, зміцнення сталі до рівня 18 000 МПа під час ТФЗ, оскільки умови його проведення є позитивними для утворення такої структури [110].

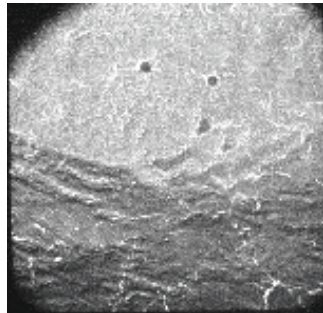


× 20000 (× 0,5)

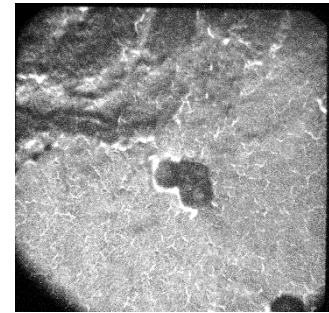


× 20000 (× 0,5)

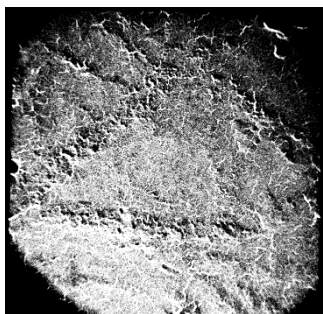
Рисунок 3.32 – Мікроструктура «білого» шару сталі 65Г



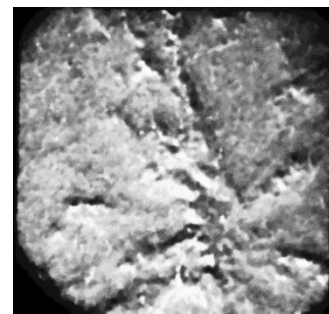
× 6000 (× 0,5)



× 20000 (× 0,5)



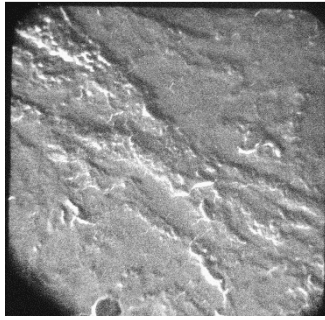
× 10000 (× 0,5)



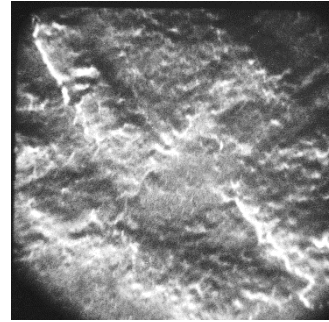
× 20000 (× 0,5)

Рисунок 3.33 – Мікроструктура перехідної зони сталі 65Г
(зони знеміцнення)

Структура перехідної зони (зони знеміцнення) складається із набору структур відпускання, тому зафіксована мікроструктура в ній відповідає стадії формування троститоподібної зернистої структури, що відображено на мікрофотографії цієї зони. Цим пояснюється її зниження твердості.



× 10000 (× 0,5)



× 20000 (× 0,5)

Рисунок 3.34 – Мікроструктура основного металу

3.5 Вплив ТФЗ на формування фазового складу при утворенні «білого поверхневого шару» в сталях

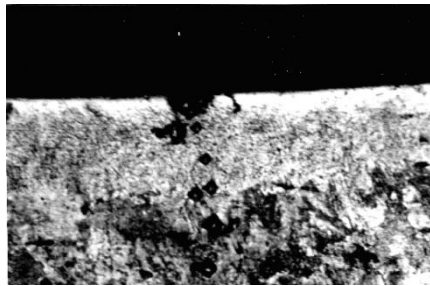
Для більш достовірного підтвердження структуроутворення в сталях при ТФЗ є доцільним вивчення фазового складу «білого поверхневого шару» шару за допомогою рентгеноструктурного аналізу, результати якого представлені в цьому розділі.

Зразки із сталей 65Г та У8А, які показали найбільший ефект при зміцненні ТФО були досліджені у двох попередніх станах: після відпалювання, та після гартування з низькотемпературним відпусканням. При цьому проводилось порівняння фазового складу сталей без ТФЗ та після ТФЗ.

Мікроструктура зразків, що досліджувались показані на рис. 3.35, 3.36. З фотографій мікроструктур видно, що під дією ТФО в усіх вказаних зразках має місце поява «білого поверхневого шару» з високим рівнем твердості, що можна побачити навіть при візуальній оцінці відбитків мікротвердості по перетину зразків. Результати рентгеноструктурних досліджень – рентгенограми показані в Додатку А. Дані, отримані з рентгенограм, приведені в Додатку Б.

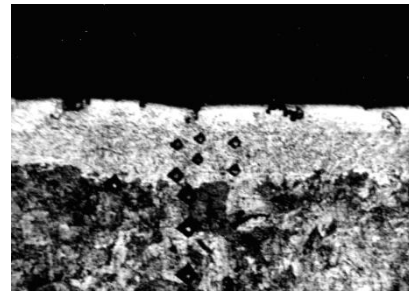
Так, з Додатку Б. видно, в сталі 65Г у стані після відпалювання має місце α -Fe (перліт). Після ТФЗ з'являється фаза α -Fe (мартенсит), та має місце поява ε -Fe₂C і деякої кількості γ -Fe (аустеніт) та інших оксидів. Після попереднього гартування та низькотемпературного відпускання спостерігається α -Fe (марте-

нсит). Після ТФЗ – α -Fe (мартенсит), та з'являється ϵ -Fe₂C і деяка кількість γ -Fe (аустеніт) та оксидів.



× 250 (× 0,5)

а



× 250 (× 0,5)

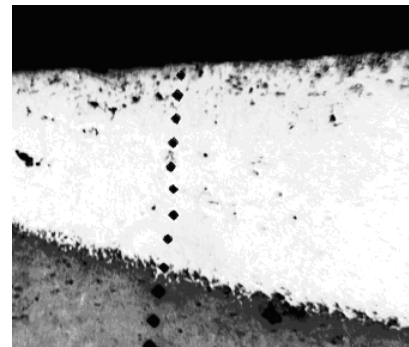
б

Рисунок 3.35 – Мікроструктура зразків сталі 65Г (а) та У8А (б) після відпалювання та ТФЗ



× 250 (× 0,5)

а



× 250 (× 0,5)

б

Рисунок 3.36 – Мікроструктура зразків сталі 65Г (а) та У8А (б) після гартування, низькотемпературного відпускання та ТФЗ

В сталі У8А у попередньому стані після відпалювання структура складається з α -Fe (перліт). Після ТФЗ з'являється α -Fe (мартенсит), та ϵ -Fe₂C і деяка кількість γ -Fe (аустеніт) та оксидів.

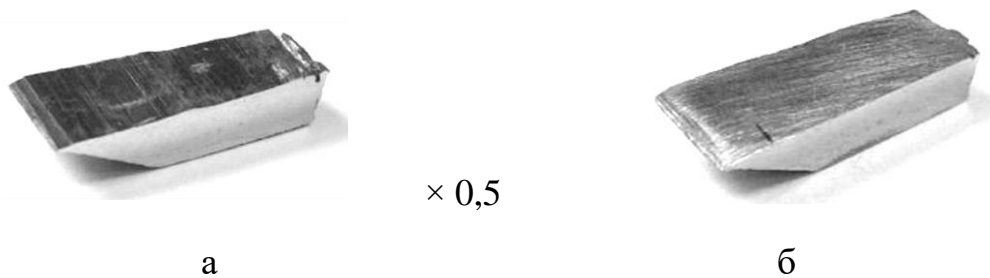
Після попереднього гартування та низькотемпературного відпускання спостерігається α -Fe (мартенсит). Після ТФЗ – α -Fe (мартенсит), та з'являється ϵ -Fe₂C і деяка кількість γ -Fe (аустеніт) та інших оксидів.

Таким чином видно, що під дією ТФЗ в поверхневому шарі сталей 65Г та У8А з'являються додаткові фази [111]. Структура переважно складається з мартенситу, незначної кількості аустеніту, ряду оксидів заліза, а також ϵ -карбїду ($\epsilon\text{-Fe}_2\text{C}$) поява якого скоріш за все може бути однією з причин реалізації такої достатньо високої твердості «білого поверхневого шару».

3.6 Вплив ТФЗ на стан поверхні. Дослідження впливу фінішного чистового оброблення на стабільність «білого поверхневого шару», отриманого при ТФЗ

При дослідженні якості поверхні після ТФЗ сталей та вивчення впливу на неї чистового оброблення проводилось порівняння чистоти для випадків після ТФЗ та після ТФЗ з наступним чистовим обробленням. Це дозволило оцінити ступінь впливу чистового оброблення на якість поверхні, що є одним з ключових питань цього дослідження. Для експерименту були обрані промислові деревообробні рубальні ножі, розмірами 400 x 100 x 14 мм. Фрагменти-зразки цих ножів представлені на рис. 3.37.

Так, аналіз показників шорсткості поверхні дозволяє стверджувати, що після чистового оброблення якість поверхні суттєво поліпшується у порівнянні з її станом після ТФЗ. Це показано на рис. 3.37. При цьому рівень шорсткості знизився в 5–8 разів, що практично дорівнює якості поверхні у вихідному стані (табл. 3.7).



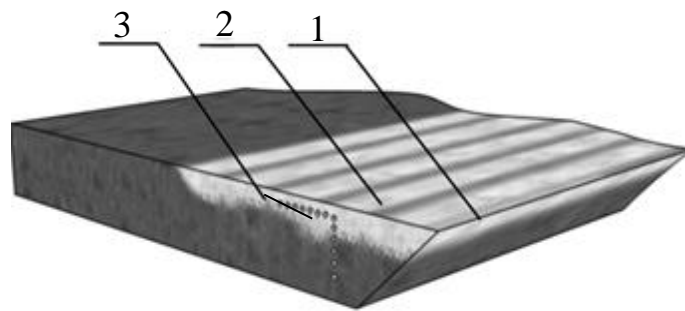
а – після ТФЗ; б – після ТФЗ та чистового оброблення

Рисунок 3.37 – Макроструктура поверхні зразків – деревообробних ножів із сталі 65Г:

Окрім того, якість поверхні, яку можна отримати під дією чистового оброблення після ТФЗ, може бути додатково покращена за умов використання абразивних кругів з меншою зернистістю.

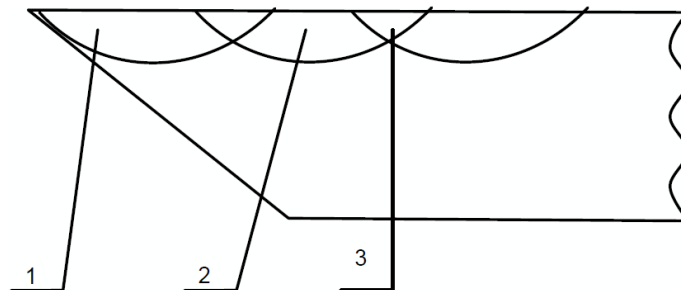
Слід зауважити, що після ТФЗ та чистового оброблення було проведено низькотемпературне відпускання з метою зняття залишкових внутрішніх напружень в матеріалі для створення безпечних умов експлуатації.

Дослідження мікроструктури та мікротвердості зразків, які були проведені по перерізу (рис. 3.38) в трьох зонах (рис. 3.39), показують, наявність «білого поверхневого шару» (рис. 3.40). Фотографії мікроструктур з відбитками після вимірювання мікротвердості та графіки представлені на рис. 3.40–3.41 да в Додатках В–Д.



1 – зразок – деревообробний ніж; 2 – «білий поверхневий зміцнений шар»;
3 – відбитки мікротвердості в перерізі зразка

Рисунок 3.38 – Схема вимірювання мікротвердості зразка –деревообробного ножа після із сталі 65Г після ТФЗ та чистового оброблення:



1 зона – Крайня частина зони «білого» шару; 2 зона – центральна частина зони «білого» шару; 3 зона – ділянка нахлесту сусідніх зон «білих» шарів.

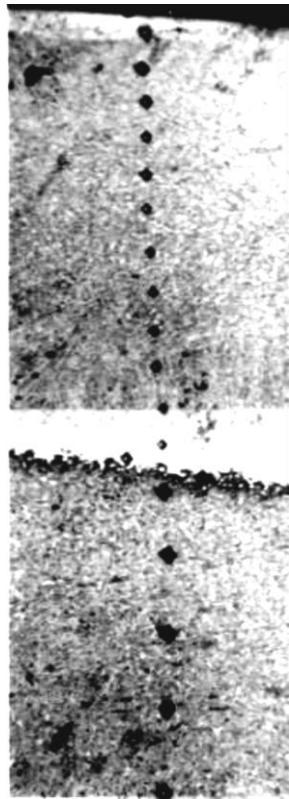
Рисунок 3.39 – Схема розташування шару зі зміненою структурою у зразку із сталі 65Г після ТФЗ:

Таблиця 3.7 – Результати дослідження впливу чистового оброблення після ТФЗ на структуру та властивості сталі 65Г

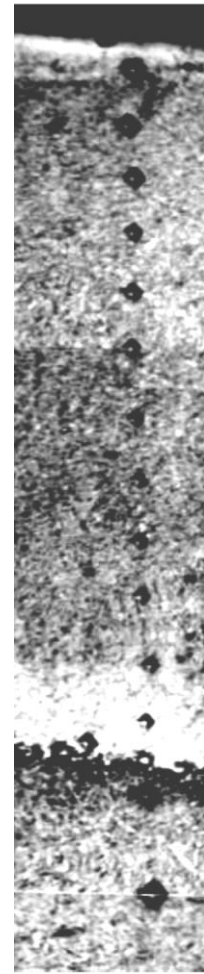
Марка сталі	Режим попереднього термічного оброблення	Режим ТФЗ	Мікротвердість та мікроструктура «білого поверхневого шару», МПа		Шорсткість поверхні, при L = 0,25 мм, мкм			Середня глибина «білого поверхневого зміцненого шару» l, мм		
			Після ТФЗ	Після ТФЗ, чистового оброблення та низькотемпературного відпускання	Вихідна структура	Після ТФЗ	Після ТФЗ	Після ТФЗ та чистового оброблення	Після ТФЗ, чистового оброблення та низькотемпературного оброблення	
Сталь 65Г	Гартування – 790 °С, у воді, низькотемпературне відпускання – 180 °С, на повітрі	S = 30 мм/с; t = 0,7 мм	10 000–11 000	10 000–11 000	Ra = 0,2	Ra = 1,82	Ra = 0,22	0,55	0,45	
			Деформований зернистий мартенсит	Деформований зернистий мартенсит відпускання	Rq = 0,32 Rz = 1,4	Rq = 2,38 Rz = 7,0	Rq = 0,42 Rz = 0,7			

Як видно з Додатку В і таблиці 3.7 мікротвердість «білого поверхневого шару» знаходиться в інтервалі 10 000–11 000 МПа і досягає свого максимуму

в зоні 3, яка характеризується перекриттям двох сусідніх проходів при ТФЗ. Глибина зміцнення знаходиться в інтервалі 0,54–0,60 мм.



× 250 (× 0,5)

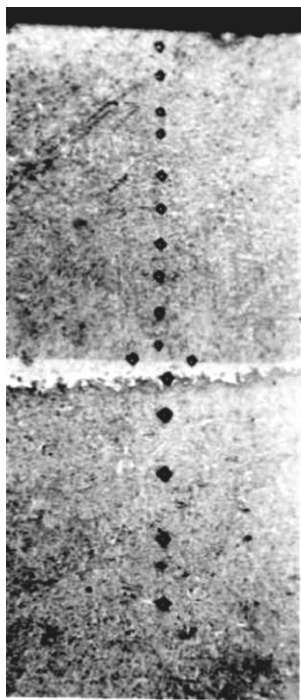


× 400 (× 0,5)

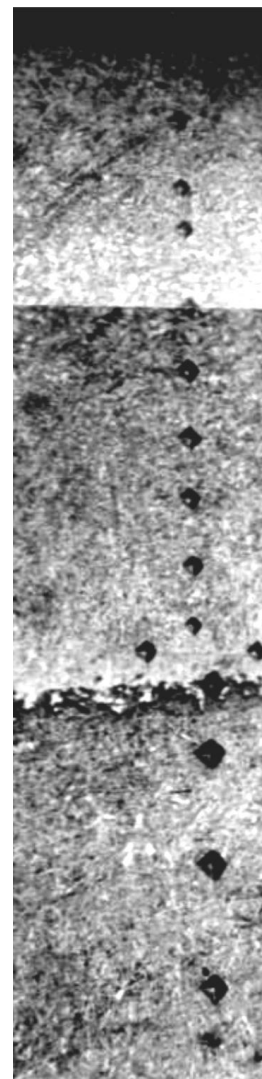
Рисунок 3.40 – Мікроструктура поперечного перерізу зразка із сталі 65Г після ТФЗ в зоні 2

Порівняння характеристик мікротвердості та глибини зміцнення зразків на трьох етапах оброблення: 1) після ТФЗ; 2) після ТФЗ та чистового оброблення; 3) після ТФЗ, чистового оброблення і низькотемпературного відпускання показало, що рівень зміцнення досягнутий при ТФЗ сталей зберігається і після чистового оброблення [112–114]. Так, в результаті чистового оброблення поверхні, не спостерігається суттєвих змін ні у мікроструктурі, ні і у

мікротвердості «білого поверхневого шару». Деяке зниження мікротвердості після чистового оброблення може спостерігатися внаслідок незначного нагрівання поверхні, що еквівалентно впливу низькотемпературного відпускання. А зменшення глибини зміцнення, в цьому випадку, характеризується зняттям певного шару металу для отримання необхідної чистоти поверхні. Низькотемпературне відпускання фактично не змінило рівня твердості «білого поверхневого шару». Таким чином, дане дослідження дозволило підтвердити ефективність чистового оброблення.



$\times 250 (\times 0,5)$



$\times 400 (\times 0,5)$

Рисунок 3.41 – Мікроструктура поперечного перерізу зразка із сталі 65Г після ТФЗ, чистового оброблення та низькотемпературного відпускання в зоні 2

Важливо зауважити, що з метою оптимізації технологічного комплексу ТФЗ поверхонь були розроблені інструмент та технологія одночасного зміцнення та шліфування поверхні, що підтверджено патентом України на винахід [115].

З посиланням, на вищесказане можна надати рекомендації щодо включення даної розробки до технологічного процесу ТФЗ поверхні.

Висновки до розділу 3

1. Показана можливість ТФЗ плоских та, більш складних, циліндричних поверхонь з використанням удосконаленого способу ТФЗ поверхні. Визначені найбільш ефективні режими зміцнення.

2. Досліджено ТФЗ сталей у різних вихідних станах (після відпалювання та після гартування з низькотемпературним відпусканням). Так, ефективність ТФЗ сталей у попередньому відпаленому стані нижча, ніж у загартованому. Перевага ТФЗ в загартованому стані полягає ще й у формуванні знеміцненого шару під поверхневим зміцненим шаром. Знеміцнений шар має високі пружні властивості внаслідок невеликої твердості, що при експлуатації виконує роль демпфера для поверхневого зміцненого шару, захищаючи його від розтріскування.

3. Проведено дослідження та порівняльний аналіз одно- та багатопрохідного ТФЗ для зміцнення поверхні. Виявлено, що при однопрохідному ТФЗ поверхні відбувається поява зміцненого деформованого «білого поверхневого шару» з підвищеною твердістю та шириною, залежно від товщини зміцнювального диска. Площа зміцнення може бути збільшена із застосуванням багато-прохідного ТФЗ, а саме при послідовному обробленні поверхні по ширині, за декілька проходів зміцнювальним диском. При повторному обробленні по вже зміцненому шару, або в місцях перекриття сусідніх проходів при ТФЗ, з'являється вторинно зміцнений деформований «білий» шар з надвисокими показниками твердості.

4. Досліджено особливості зміцнення деревообробного інструменту з різним кутом загострення клиноподібної різальної кромки. Визначені оптимальні умови для оброблення, за яких основні характеристики зміцнення підвищуються.

5. Дослідження мікроструктури «білого поверхневого шару» з використанням електронної мікроскопії підтвердило те, що зерно «білого поверхневого шару» має розмір 1–2 мкм та достатньо круглясту форму, тобто його розмір є значно меншим за голку мартенситу. Тому логічно назвати її структурою «деформованого зернистого мартенситу». Окрім того, за допомогою електронного мікроскопа була виявлена присутність на поверхні цих зерен часток правильної геометричної форми з розмірами 0,1–0,2 мкм, що визначені як частки ϵ -карбиду, який виділився під час ТФЗ в «білому поверхневому шарі», що також підтверджується рентгенівським фазовим аналізом.

6. Таким чином, доведено, що ТФЗ сталей викликає появу зміцненого «білого поверхневого шару», який має твердість в 2–3 рази вищу за мікротвердість сталі після стандартного термічного оброблення. Показано, що мікротвердість (мінімально 12 000 МПа), форма та розміри зерен цього шару зберігають ідентичність по всій його глибині. Окрім того, зона перекриття проходів ТФЗ, тобто зона повторного оброблення, набуває суттєво вищого рівня мікротвердості. Ці показники можуть бути ще вищими за умови застосування більш жорстких режимів ТФЗ.

7. Експериментальне застосування технології фінішного чистового оброблення після ТФЗ довело її ефективність. Відтак, якість поверхні суттєво покращилась зі збереженням рівня зміцнення, що отриманий при ТФЗ.

РОЗДІЛ 4 ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕПЛОВИХ ЯВИЩ ПРИ ЗМІЦНЕННІ ПОВЕРХНІ ДЕТАЛЕЙ

4.1 Вплив температури нагрівання в зоні ТФЗ на структурні зміни сталей з різним ступенем легованості та різним вмістом вуглецю

Як відомо, згідно з попередніми дослідженнями [116–124, 101] в процесі контакту інструмента та заготовки має місце розігрівання поверхневого шару заготовки, внаслідок чого відбуваються фазові та структурні перетворення. Розігрівання поверхні залежить від інтенсивності теплового потоку в заготовку, який ініціюється силами тертя, що виникають в процесі ТФО. Для даного дослідження зразки у вигляді пластин гальванічно покривалися тонким шаром олова. Це необхідно для визначення за допомогою експериментально-розрахункового методу [118, 37] глибини розповсюдження в зразки температури 150 °С при розігріванні в процесі ТФЗ. Далі проводилося комплексне дослідження впливу ТФЗ на структуру та властивості: металографічний аналіз, дюрометричні дослідження, а також розраховувалися температурні поля, що утворюються в процесі ТФЗ в поверхневому шарі матеріалу згідно з методикою, яка розглянута в п. 2.9.

Слід зауважити, що при ТФО металу можуть мати місце два механізми розподілення теплового потоку:

- 1) з рівномірно розподіленою інтенсивністю теплового потоку по поверхні зразка;
- 2) з розподіленням інтенсивності теплового потоку по трикутнику.

Однак, ми вважаємо, що в умовах даного експерименту інтенсивність теплового потоку в зразок має розподілення по поверхні напівпростору з рівномірною інтенсивністю теплового потоку.

Для аналізу розподілення температури від поверхні вглиб зразків із сталей з різним ступенем легованості та різним вмістом вуглецю (15X11МФ, 65Г, У8А, Х12М) при ТФЗ вирішувалася задача теплопровідності.

Так, на прикладі зразків із сталей при вирішенні задачі теплопровідності були отримані температурні поля.

Температурне поле представлено у вигляді ізотерм в координатах $y(x)$, де координата y направлена перпендикулярно до поверхні, що обробляється, а координата x є паралельною до напрямку подачі. Таким чином, температурні поля показані в граничній площині перерізу пластини зразка.

Оскільки задача теплопровідності вирішена в системі координат, яка рухається разом з тепловим джерелом, тобто з поверхнею контакту, координата x являє собою відстань від переднього фронту джерела тепла. Таким чином, якщо величину координати x поділити на швидкість подачі S ($\tau = X/S$), то результатом буде час, за який пройшло поле над точкою поверхні переднього фронту джерела тепла. Окрім того отримані температурні поля дозволили визначити максимальну температуру нагрівання зразків на відстані y від поверхні. При цьому значення величини y може варіюватися від 0 до будь-якої глибини в межах температурного поля та з будь-яким шагом вимірювання за наявністю даних про температуру нагрівання поверхневого шару на різній глибині та про час за який було реалізовано нагрівання та охолодження точки поверхневого шару і відповідно його ділянки можна визначити природу зміцнення, а саме чи є вона термічною. А з урахуванням того, що остання ізотерма згідно з умовами даного експерименту відповідає температурі $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, яка для сталей є нижчою за температури перетворень можна достатньо чітко визначити можливість та границю того чи іншого перетворення в сталях та глибину її розповсюдження в процесі ТФЗ.

Розглянемо зразки сталей марок 15X11МФ, 65Г, У8А, Х12М ТФЗ яких забезпечило найкращий результат. Слід зауважити, що це зразки які були оброблені за режимом ТФЗ, де $S = 30\text{ мм/с}$; $t = 0,7\text{ мм}$, який визначений вище, як оптимальний. Як видно з рис. 4.1, в зразку із сталі 15X11МФ в попередньому стані після гартування та низькотемпературного відпускання при зміцненні ТФЗ, наприклад, на глибині $y = 0,35\text{ мм}$ максимальна температура дорівнює

900 °С. Це ізотерма, екстремуму якої дотикає горизонтальна лінія, яка проведена на глибині $y = 0,35$ мм.

Критична точка A_{C1} для сталі 15X11МФ дорівнює 810 °С. Отже, усі шари металу, які в процесі ТФЗ будуть нагріватися до цієї температури та вище (тобто гарантовано до глибини 0,35 мм від поверхні) при наступному охолодженні зі швидкістю більш критичної мають можливість зазнати гартування за умови достатнього часу для проходження процесу аустенітизації в момент нагрівання при ТФЗ. При розігріванні до температур нижчих за критичні, за гартування не може відбутися навіть при критичній швидкості охолодження. Тоді може мати місце наклеп, оскільки короткочасне розігрівання сприяє переходу поверхневого шару в пластичний стан, що створює короткочасні умови для наклепу та формоутворення.

В додатку Е представлені графіки температурних полів для сталей 65ГУ8А та Х12М а також мікроструктури цих зразків та графіки мікротвердості після зміцнення ТФО.

З використанням даних з графіків температурних полів 4 сталей, що досліджувалися (див. рис. 4.1 та Додаток Е) були визначені температури нагрівання поверхні в процесі ТФЗ (табл. 4.1). Отримані температурні поля також дозволили визначити максимальну температуру нагрівання зразків на різній відстані y від поверхні.

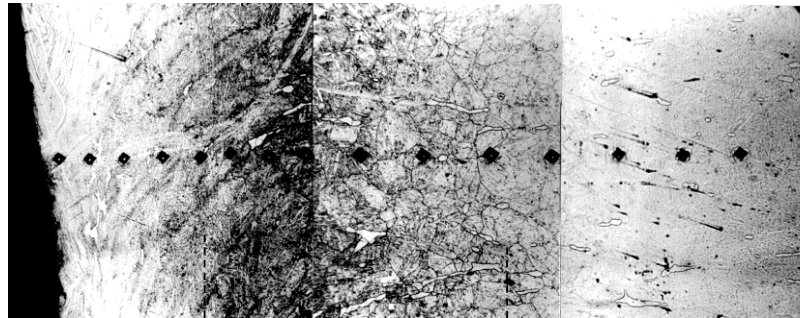
Аналіз отриманих результатів дозволяє припустити, що досягнення надвисокої твердості поверхні забезпечується саме конкуруючим впливом двох механізмів зміцнення: термічного – гартування й деформаційного – наклепу.

Однак, для більш глибокого розуміння ролі тепла в процесі зміцнення необхідно знати умови нагрівання – охолодження при ТФЗ сталей з різним ступенем легованості та різним вмістом вуглецю.

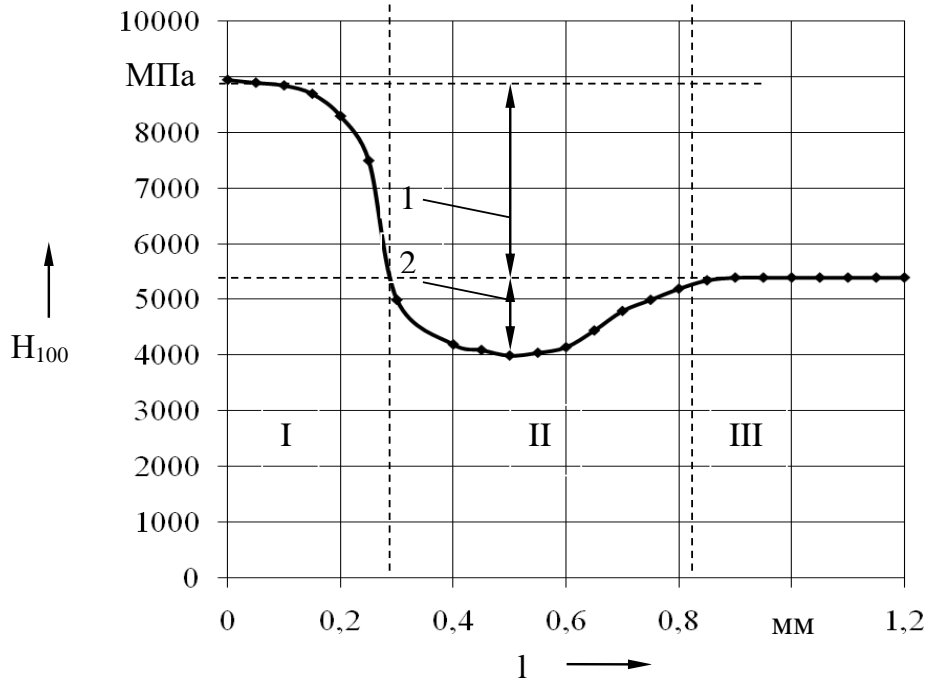


1 поділка X – 3 мм; 1 поділка Y – 0,4 мм

I II III



x 200



1 – ефективність зміцнення; 2 – ефективність знеміцнення;

I – зона зміцнення; II – перехідна зона; III – зона основного металу

Рисунок 4.1 – Графік температурного поля в момент ТФЗ, мікроструктура та мікротвердість зразка із сталі 15X11МФ

Таблиця 4.1 – Температури на поверхні зразків при ТФЗ та швидкості охолодження для сталей 15Х11МФ, 65Г, У8А, Х12М

Марка сталі	Режим ТФЗ		A _{c1} , °C	Розрахункові температури на поверхні зразків, °C
	S, мм/с	t, мм		
15Х11МФ	30	0,7	810	1040
65Г			721	550
У8А			730	640
Х12М			815	705

4.2 Вплив швидкостей нагрівання – охолодження при ТФЗ різних марок сталей на характер структурних перетворень

Для оцінки та аналізу термічного циклу нагрівання – охолодження були побудовані графіки нагрівання – охолодження при ТФЗ сталей, що досліджуються та наведені на рис. 4.2 та Додатку Є. За допомогою даних з цих графіків стає можливим розрахунок реальних швидкостей охолодження в поверхневих шарах зразків після ТФЗ, знання яких необхідно для того, щоб порівняти їх з критичною швидкістю гартування для кожної сталі, що досліджується.

Час початку охолодження металу на максимальній глибині проходження критичної температури в момент спостереження за температурним полем від початку дії джерела тепла розраховується по формулі:

$$\tau = \frac{X}{S} \quad (4.1)$$

Час початку охолодження металу на деякій глибині від температури 150 °C (температура рекристалізації олова) в момент спостереження за температурним полем від початку дії джерела тепла розраховується аналогічно.

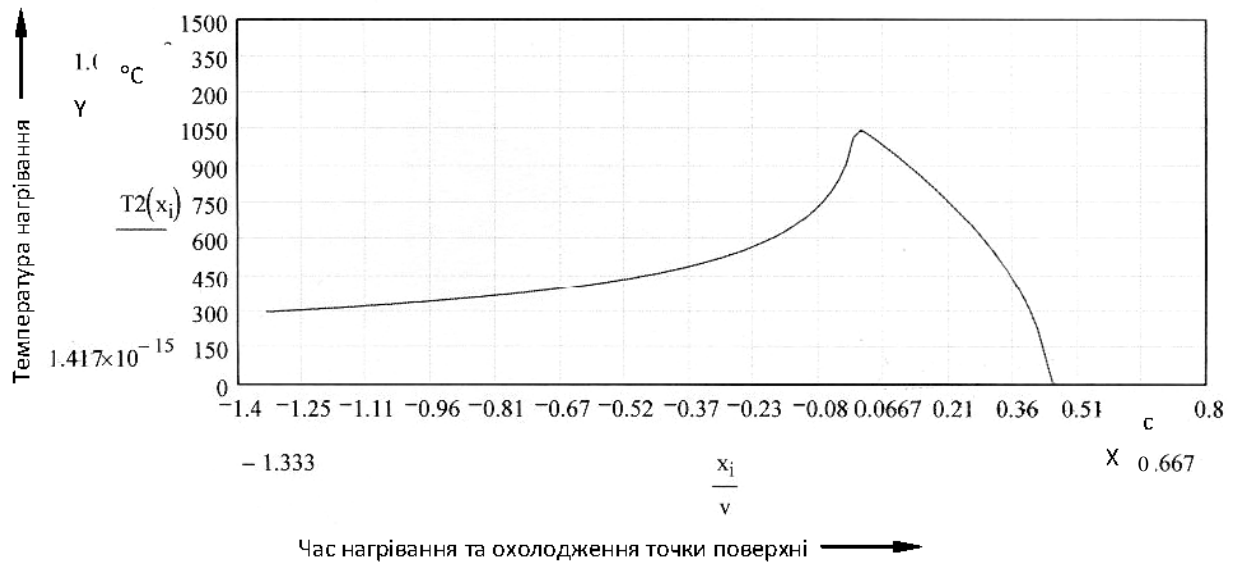


Рисунок 4.2 – Графік нагрівання – охолодження поверхні зразка із сталі 15X11МФ в момент ТФЗ за режимом $S = 30$ мм/с і $t = 0,7$ мм у вихідному стані після гартування та низькотемпературного відпускання

З використанням даних по часу охолодження розігрітого в процесі ТФО металу можна розрахувати швидкість охолодження металу:

$$V_{\text{охол}} = \frac{\Delta T}{\Delta \tau} \quad (4.2)$$

Розраховані таким чином температури нагрівання поверхні та швидкості охолодження металу в поверхневих шарах усіх зразків представлені в табл. 4.2.

Деякі фізичні характеристики сталей можуть змінюватися при нагріванні, або охолодженні. Це може певним чином впливати на структуроутворення в сталях під дією термічних коливань, тому доцільно було б дослідити рівень та характер змін коефіцієнту теплопровідності сталей, що зміцню-

ються ТФО. Так зразки з обраних марок сталей були зміцнені ТФЗ за оптимальним режимом, а коефіцієнт теплопровідності було порівняно у вихідному стані (перед ТФЗ) та в момент ТФЗ (тобто при максимальній температурі, що виникала при ТФЗ) кожної конкретної марки сталі, результати досліджень представлені в таблиці 4.2.

Таблиця 4.2 – Температури на поверхні зразків при зміцненні ТФО та швидкості охолодження для сталей 15X11МФ, 65Г, У8А, Х12М

Марка сталі	Режим ТФЗ		A _{c1} , °C	Температура на поверхні зразків, °C	Реальна швидкість V _{охол} металу зразків після ТФЗ, °C /c	Коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м·град)	
	S, мм/с	t, мм				При 20 °C	В момент ТФЗ
15X11МФ	30	0,7	810	1050	260	~ 21	28
65Г			721	560	680	37	30
У8А			730	650	690	52	30
Х12М			815	670	720	24	~ 20

Слід зауважити, суттєвий вплив на ефективність зміцнення має теплопровідність сталей, що зміцнюються шляхом ТФЗ. Так максимальний коефіцієнт теплопровідності – λ , Вт/(м·град.) в умовах ТФЗ мають сталі 65Г і У8А ($\lambda = 30$ Вт/(м·град.)), максимальний ефект зміцнення був отриманий в сталі 65Г, а мінімальний – в сталі 15X11МФ, де коефіцієнт теплопровідності мінімальний.

Однак достатньо суттєвим є той факт, що теплопровідність сталі може змінюватися, як прямопропорційно так і зворотнопропорційно нагріванню. Так, наприклад, сталь 65Г має прямопропорційну залежність, а сталь 15X11МФ – навпаки. Тому ми вважаємо, що цей фактор може якраз визначати

глибину зміцненого шару та шару знеміцненого, який розташований під ним оскільки варіює перебування певної температури на певній глибині від поверхні зразків. Це може залежати від хімічного складу та долі легувальних елементів, оскільки їх кількість знижує теплопровідність однак може змінювати її ступінь.

4.3 Математичне планування експерименту, оптимізація режимів ТФЗ сталей та побудування графічних залежностей мікротвердості та глибини зміцненого шару від режимів ТФЗ

Для зміцнення різних об'єктів необхідно мати великий спектр режимів оброблення з метою можливості вибору саме такого режиму, який буде задовольняти умовам інтенсивності та глибини зміцнення, що до кожного конкретного об'єкту. Математичне планування експерименту з побудуванням математичної моделі (див. 2.10) дозволило оцінити вплив параметрів ТФЗ на мікротвердість та глибину зміцнення. Це видно з рівнянь (4.3), (4.4), які складені та представлені в якості прикладу для зразка із сталі 15X11МФ. В даному випадку, ТФЗ проводилося за оптимальним режимом (див. 3) у вихідному стані після гартуванням з низькотемпературним відпусканням. Ці рівняння характеризують залежність характеристик зміцнення від параметрів ТФЗ.

$$y_1 = 525 + 45x_1 + 40x_2 - 40x_1x_2 \quad (4.3)$$

$$y_2 = 148 - 3x_1 + 83x_2 - 68x_1x_2 \quad (4.4)$$

Так оцінка коефіцієнтів, які отримані в даних рівняннях показала, що на мікротвердість поверхневого зміцненого шару параметри ТФЗ: швидкість подачі S , яка позначена (x_1) і глибина оброблення t , яка позначена (x_2), впливають майже однаково, а на глибину зміцнення (y_2) більш впливає глибина оброблення t . Відповідно, для збільшення мікротвердості зміцненого шару необхі-

дно збільшувати і швидкість подачі S , і глибину оброблення t . Однак, для збільшення глибини зміцнення необхідно також збільшувати глибину оброблення t , але зменшувати швидкість подачі S .

Проведення так званої оптимізації режимів оброблення, на прикладі сталей 15X11МФ та X12М з малим та великим вмістом вуглецю відповідно, результатом якої стали побудовані графічні залежності, дозволило провести чіткий вибір параметрів ТФЗ при зміцненні, а саме значення швидкості подачі S та глибини оброблення t . Використання останніх в різних співвідношеннях дає змогу отримати необхідні характеристики зміцнення, які представлені в додатку Ж, З. При цьому дана оптимізація проводилася в режимному діапазоні де швидкість подачі S варіювалася від 30 до 100 мм/с, а глибина оброблення t від 0,2 до 0,7 мм [125]. Такий діапазон є достатньо широким, стосовно ТФЗ та дозволяє, для отримання потрібних характеристик зміцнення: твердості та глибини спрогнозувати різні варіанти необхідних режимів ТФЗ, які можна обирати виходячи із можливостей обладнання.

Природа зміцнення поверхні сталей при ТФЗ є достатньо складною оскільки таке зміцнення викликане одночасним впливом багатьох факторів.

Так, аналіз отриманих у процесі дослідження результатів показав, що максимальний рівень зміцнення та глибина зміцненого шару отримані в сталі 65Г та У8А (див. табл. 3.3), де температура нагрівання при ТФЗ є мінімальною з чотирьох розглянутих випадків та дорівнює 550 і 640 °С відповідно. Мінімальний рівень зміцнення та глибина зміцненого шару досягнуті в сталі 15X11МФ де спостерігалось максимальне розігрівання поверхні до 1040 °С. Сталь X12М по аналогічним показникам зміцнена дещо краще за 15X11МФ (см. табл. 4.2).

Щодо швидкостей охолодження поверхневих шарів після нагрівання при ТФЗ, вони дещо відрізняється та знаходиться в інтервалі 260–720 °С/с, однак для кожної окремо взятої марки сталі, що досліджуються ці швидкості є вищими за критичні. Тому можна припустити, що максимальна ефективність зміцнення досягається в сталях за умови виконання таких факторів:

- 1 Достатній вміст вуглецю в сталі, що зміцнюється;
- 2 Розігрівання попередньо загартованої сталі при ТФО до температур близьких до A_{c1} , але не перевищуючих її;
- 3 При розігріванні до температур вище критичних охолодження зі швидкістю більше критичних.
- 4 Високий коефіцієнт теплопровідності сталей, який забезпечує короткочасний швидкісний розігрів поверхневих шарів сталей при ТФЗ, створює короткочасні умови для деформації та швидкого охолодження.

Тому найефективніше зміцнення сталі 65Г може бути пояснено тим, що при даних умовах розігрівання при ТФЗ мартенсит відпускання, який отриманий в процесі попереднього термічного оброблення не переходить в аустенітний стан та не встигає розпастися з утворенням структури сорбіту відпускання, в силу швидкості проходження процесу ТФЗ. Однак в короткочасно-розігрітому стані має місце інтенсивне деформування даної структури, що вірогідно сприяє додатковому двійникуванню мартенситної складової і, відповідно, зменшенню розміру її зерна та зміні його форми з голчастої до зернистої, що підтверджується металографічними знімками (див. розділ 3), де має місце чітко виражений зміцнений «білий поверхневий шар» шар, і як результат – зміни властивостей структури (табл. 4.3).

Окрім того максимальна ефективність зміцнення сталі 65Г пояснюється ще й максимальною реалізацією термічної складової зміцнення, оскільки при вмісті вуглецю 0,6–0,65 % формується структура мартенситу з найбільшою твердістю. Подальше збільшення його вмісту знижує твердість за рахунок появи структури залишкового аустеніту. Так якщо вміст вуглецю невеликий, то структура мартенситу не набуває максимальної твердості як у випадку із сталлю 15X11МФ, в той час як при високому вмісті вуглецю більш ніж 0,6 %, що характерно для сталі X12М, твердість знижується, у зв'язку з появою структури залишкового аустеніту та зміцнення більшою мірою викликане деформаційною складовою.

Таблиця 4.3 – Результати впливу ТФЗ на мікротвердість, глибину та ефективність зміцнення сталей з різним хімічним складом

Марка сталей	Схема оброблення	Кри-тичні точки: A_{c1} , A_{c3} , °C	Глибина зміцнення, l мкм	Мікротвердість зміцненого шару, МПа	Мікротвердість основного металу, МПа	Ефективність зміцнення, %
15X11MФ	Гартування (в оливі з 1050 °C) + відпускання + ТФЗ	810, 880	230– 300	8500– 8950	5350– 5400	80
65Г	Гартування + відпускання + ТФЗ	721, 745	650	17800– 18200	6000– 6400	200
У8А	Гартування + відпускання + ТФЗ	730, 820	580	15320	6000– 6200	150
X12М	Гартування (в оливі з 1050 °C) + відпускання + ТФЗ	815, 835	270– 400	9000– 14800	7200– 7500	100

Щодо сталей У8А, а особливо 65Г де вміст вуглецю наближений до позначки 0,6–0,65 % більшою мірою реалізується термічна складова зміцнення, тобто мартенситна структура набуває максимальної твердості, а це у співвідношенні з деформаційною складовою зміцнення і пояснює найбільшу ефективність зміцнення в даних сталях. Щодо достатнього вмісту вуглецю в сталі то зрозуміло, що для ефективного зміцнення за допомогою термічної складової його кількість повинна бути не менше ніж 0,2 % для вуглецевих, та 0,15 % для легованих сталей.

Висновки до розділу 4

1. Встановлено, що при ТФЗ сталей під дією тертя їх поверхня може розігріватися, однак вибір режимів ТФЗ дозволяє регулювати цю температуру.
2. Розігрівання при ТФЗ локалізується в поверхневому шарі сталей, що ініціює структурні зміни саме там.
3. Теплопровідність сталей є важливим фактором впливу на повноту перетворень в сталях. Встановлено, що коефіцієнт теплопровідності різних марок сталей змінюється при їх нагріванні з різним знаком. А це, в першу чергу, впливає на глибину зміцнення шару де відбуваються перетворення.
4. Показано, що ТФЗ за однаковими режимами в деяких марках сталей викликає розігрівання поверхні до температур нижчих за критичні, а в інших – вище за критичні, що можна пов'язати саме з їх теплопровідністю.
5. Зазначено, що при ТФЗ сталей з нагріванням нижче, або вище за критичні температури домінує деформаційний механізм зміцнення (наклеп).
6. Розраховані швидкості охолодження при ТФО сталей, що досліджувалися. Так, виявлено, що вони є переважно вищими за критичні, що не дає змоги розпаду структур поверхневого зміцненого шару.
7. Встановлена ефективність зміцнення сталей з різним ступенем легуваності та різним вмістом вуглецю під дією ТФЗ та виділені фактори сумісного впливу на ефективність ТФЗ сталей.
8. Проведено оптимізацію режимів ТФЗ, що дозволяє керувати характеристиками зміцнення різних марок сталей.

РОЗДІЛ 5 ОЦІНКА НАПРУЖЕНОГО СТАНУ, ВИКЛИКАНОГО ТФЗ, ТА СТРУКТУРНА СТАБІЛЬНІСТЬ ЗМІЦНЕНИХ ШАРІВ ПРИ ПОДАЛЬШОМУ НАГРІВАННІ

5.1 Вплив ТФЗ на напружений стан та рівень мікродеформацій сталі

Метою подальшого дослідження є вивчення напруженого стану, викликаного в процесі ТФЗ.

Для вимірювання залишкових напружень був обраний рентгенівський метод. Цей метод є неруйнівним і дозволяє визначити величину й знак залишкових напружень у зразку малого розміру [121].

Кількість експериментальних вимірювань, проведених в ході дослідження, дозволило побудувати криву напружень (Додаток І). Характер кривої обумовлений тим, що по глибині зразка відбувається компенсація напружень, оскільки стискаючі напруження розподіляються на малу глибину, їх величина значно більше в порівнянні з розтягувальними напруженнями, які розподіляються на більшій площі перерізу.

У цілому з рис. 5.1, 5.2 видно, що на поверхні зразка присутні стискаючі залишкові напруження. Також необхідно відзначити, що зразок після ТФЗ та попереднього гартування мав в «поверхневому білому шарі» мікротвердість близько 9000 МПа. А чим вище вихідна міцність матеріалів, тим більшу величину залишкових напружень він може мати.

Також за допомогою рентгеноструктурного аналізу визначені рівень мікродеформації й розмір блоків по глибині зразка. З отриманих результатів видно, що на поверхні зразка рівень мікродеформацій більше, ніж у серцевині. Розмір блоків на поверхні зразка менше, ніж у серцевині. Значення рівня мікродеформацій і розміру блоків по глибині зразка із сталі 15X11МФ зазначені в додатку І і рис. 5.3, 5.4.

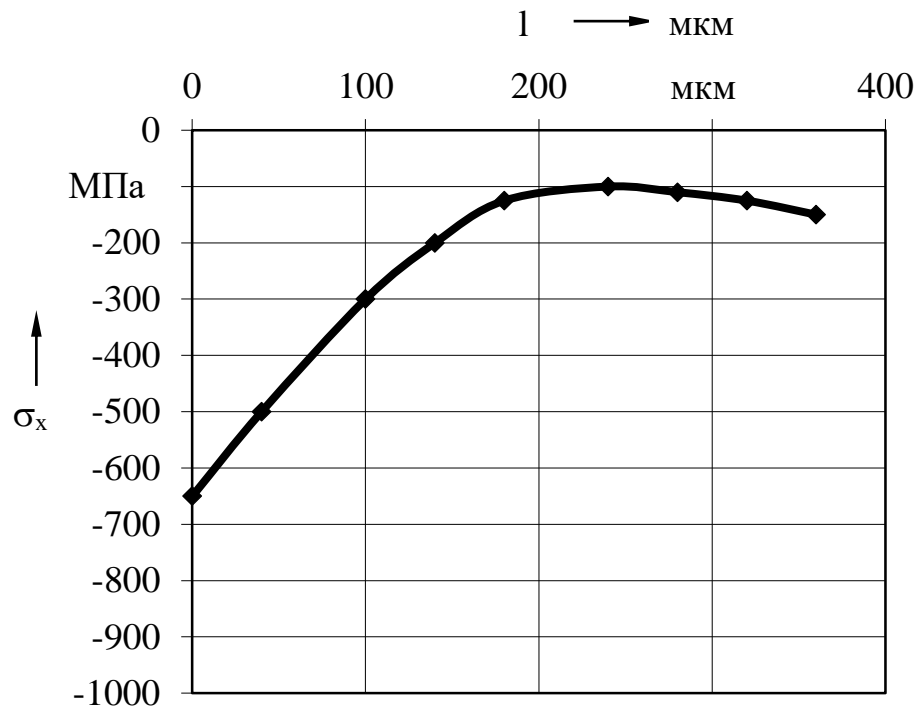


Рисунок 5.1 – Напруження σ_x у зразку із сталі 15X11MФ

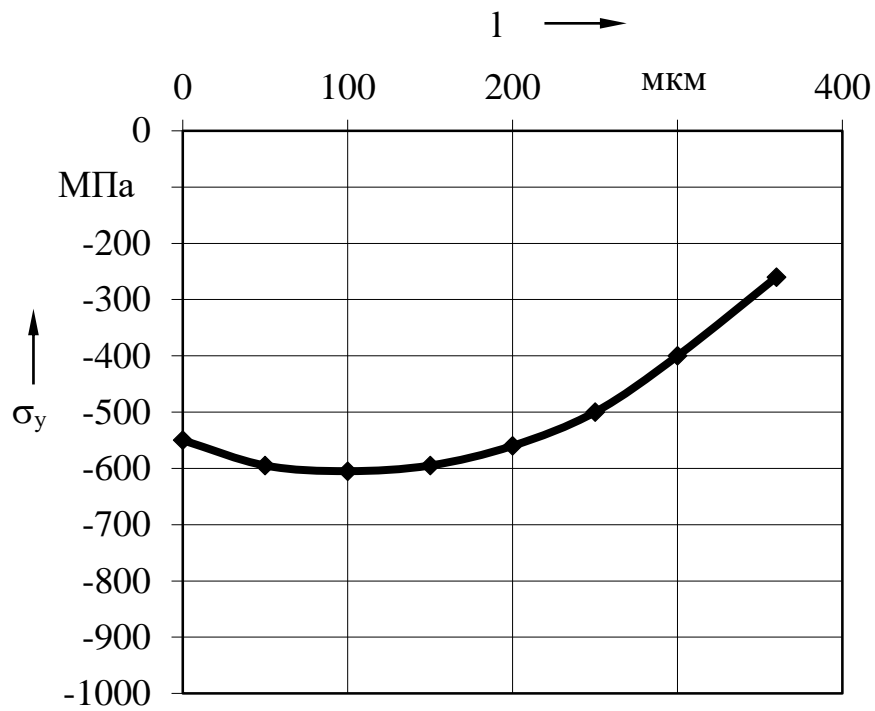


Рисунок 5.2 – Напруження σ_y у зразку із сталі 15X11MФ

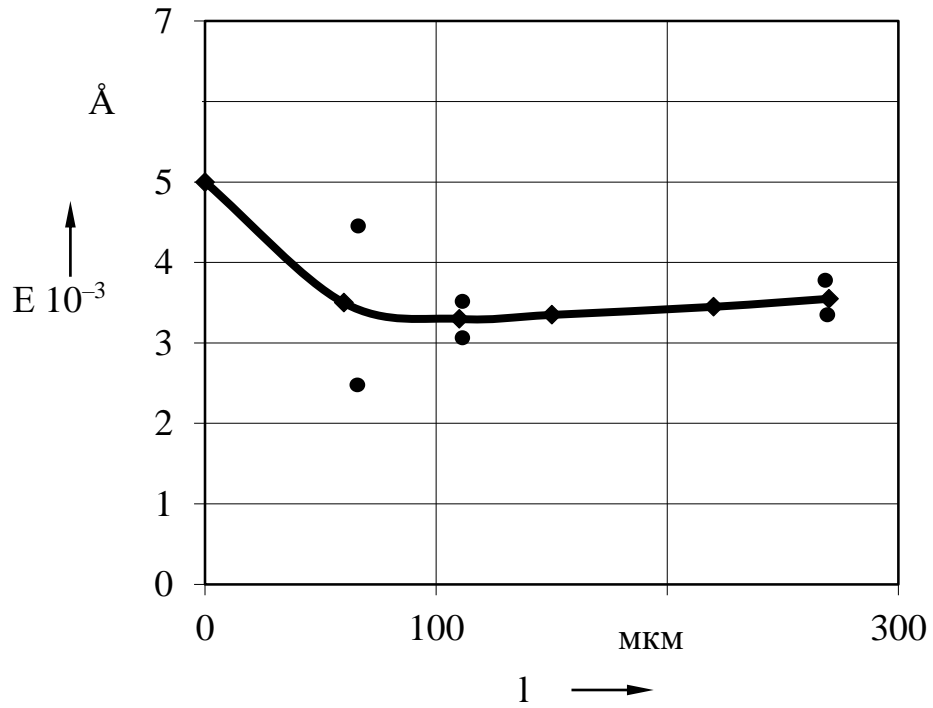


Рисунок 5.3 – Значення рівня мікродеформації у зразку із сталі 15X11MФ

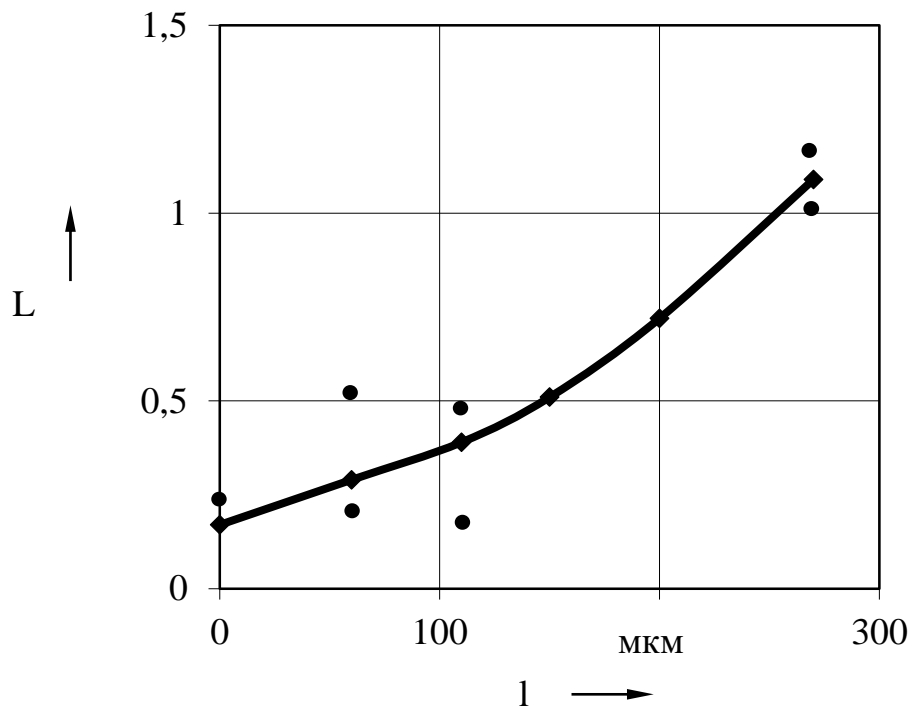


Рисунок 5.4 – Значення розмірів блоків у зразку із сталі 15X11MФ

Виникнення залишкових напружень обумовлене неоднорідністю пластичного деформування деталі внаслідок незворотних об'ємних змін у матеріалі.

Причини, що викликають цю неоднорідність:

а) утворення залишкових напружень після пластичного деформування. Поверхневі пластично деформовані шари прагнуть зберегти залишкове збільшення розмірів. Цьому перешкоджають недеформовані внутрішні шари. Тому зовнішні шари стискаються, а внутрішні шари розтягуються. Оскільки зовнішній стислий шар зазвичай має малу товщину, напруження стиску в ньому значно перевищує розтягувальні напруження у внутрішніх шарах. А чим вище вихідна міцність матеріалу, тим більшу величину залишкових напружень можна отримати при поверхневому наклепі.

б) утворення залишкових напружень у результаті термічного впливу. Поява залишкових напружень після гартування викликається двома основними причинами: термічними напруженнями при неоднорідному температурному полі та структурними перетвореннями. Утворення залишкових напружень обумовлене, головним чином, швидкістю охолодження, окрім того, на утворення залишкових напружень впливає хімічний склад матеріалу, умови гартування, початкова температура та швидкість охолодження, а також вихідний стан поверхневого шару.

Вирішальний вплив на величину та характер сумарних напружень визначає час зміни знаку теплових напружень відносно часу появи структурних перетворень. Якщо структурні перетворення з'явилися до зміни знаку теплових напружень, то сумарні напруження зменшуються. Якщо структурні перетворення відбулися після зміни знаку теплових напружень, то сумарні напруження збільшуються.

Отже, ТФЗ позитивно впливає на зміцнення поверхні сталей. Про це свідчить: знак отриманих стискаючих напружень, максимальний рівень напружень, мінімальний розмір блоків, максимальне значення рівня мікродеформацій у поверхневому шарі зразків. Це є підставою для рекомендації ТФЗ, як

ефективного методу зміцнення поверхні, який здатний підвищувати надійність і довговічність виробів, що обробляються.

5.2 Вплив подальшого нагрівання після ТФЗ на стабільність структури та властивостей

Візуальна оцінка структурних змін, які відбуваються при нагріванні зразків після їх ТФЗ показала, що має місце відносна стабільність «білого поверхневого шару». В усіх зразках після нагрівання зберігаються три характерні зони, які розглянуті раніше, а саме:

- зміцнення, де твердість вища за твердість основного металу;
- знеміцнення, де твердість нижча за твердість основного металу;
- основного металу, де рівень твердості викликаний попереднім термічним обробленням, тобто обробленням перед ТФЗ (рис. 5.5).

Окрім того, всі структурні зміни, які викликані нагріванням до температур, що відповідають температурам відпускання відбуваються планомірно, тобто знеміцнення поверхневого шару прямо пропорційне температурі його нагрівання та змінюється в межах від 18000 МПа після ТФЗ (вихідний стан) до 5000 МПа після ТФЗ та високотемпературного відпускання. Її глибина дорівнює $l = 0,6-0,7$ мм. Зона знеміцнення складається з набору структур відпускання та мікротвердість в ній знижується до 4 000 МПа. В зоні основного металу ніяких перетворень не відбувається, оскільки на глибині її розташування немає температурного впливу від ТФЗ внаслідок розсіювання тепла до цієї глибини. Це відповідає умовам структурних змін щодо даного рівня температур. Однак для більш глибокого розуміння характеру та рівню знеміцнення ці випадки розглянуті окремо.

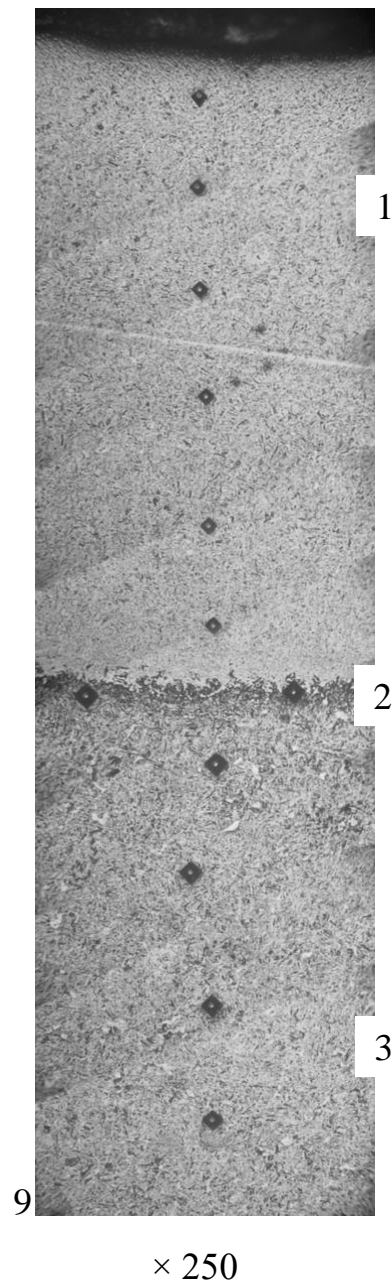


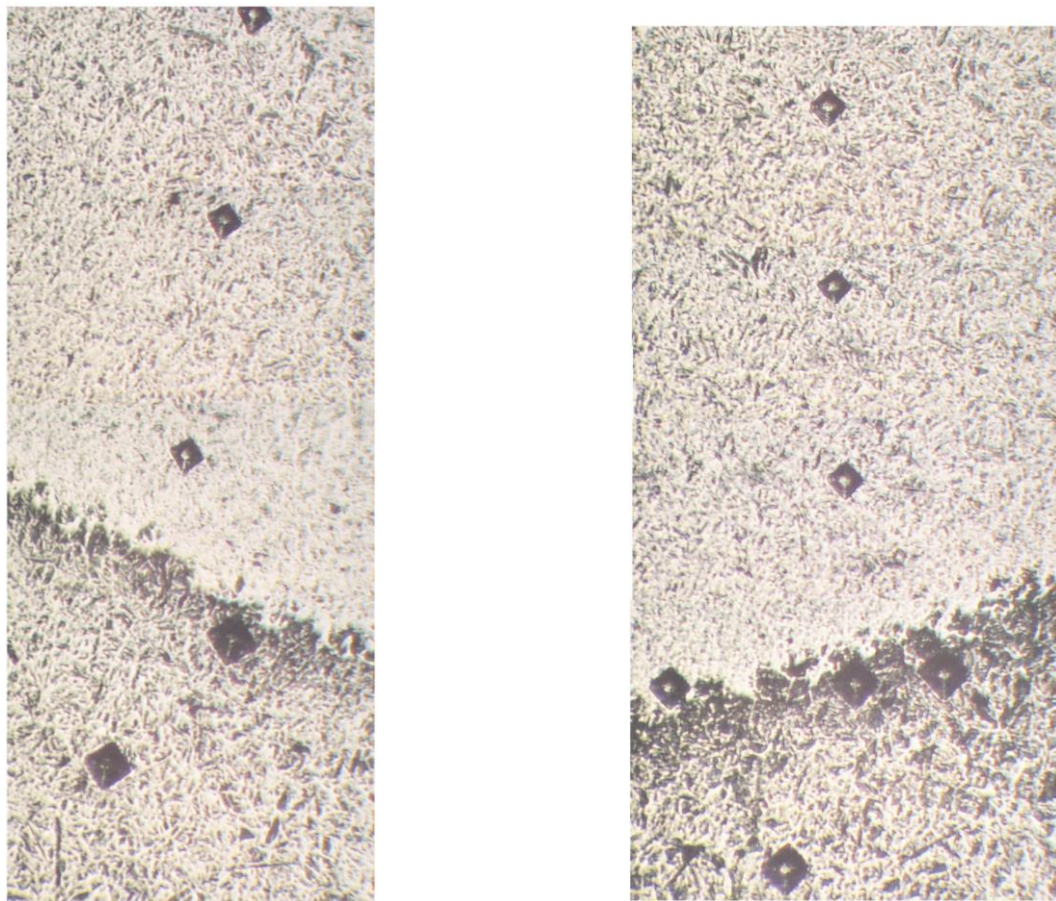
Рисунок 5.5– Мікроструктура поперечного перерізу зразка із сталі 65Г після ТФЗ (вихідний стан)

5.2.1 Дослідження особливостей структурних змін при нагріванні до температури 200 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв.

Дослідження мікроструктури та мікротвердості зразків із сталі 65Г після ТФЗ, нагрівання до 200 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв. показали, що структура їх перерізів візуально не відрізняється між собою однак дещо відрізняється від структури у вихідному стані.

Однак, рівень зміцнення, яке мале місце в поверхневій зоні дещо знижується до 16 000 МПа при 30 хв. витримування, до 14 500 МПа при 60 хв. та до 14 000 при 90 хв. Дві інших зони (див. п. 5.2) мають характеристики та властивості як і у вихідному стані.

Так «білий поверхневий шар» зразків (зона зміцнення) (рис. 5.6) має дрібнозернисту структуру з довгастою формою зерна та розміром, що суттєво менший за розмір мартенситних голок, з яких складається шар основного металу. Рівень мікротвердості його суттєво більший за основний метал зразків після попереднього гартування та низькотемпературного відпускання. Це видно, навіть при візуальному аналізуванні відбитків мікротвердості на фотографіях мікроструктур. Так, середня глибина цієї зони зміцнення 0,6–0,7 мм [107 96].



а

б

× 500

Рисунок 5.6 – Мікроструктура поперечного перерізу зразка із сталі 65Г після ТФО та нагрівання 200 °С та витримування 30 (а) та 90 (б) хв.

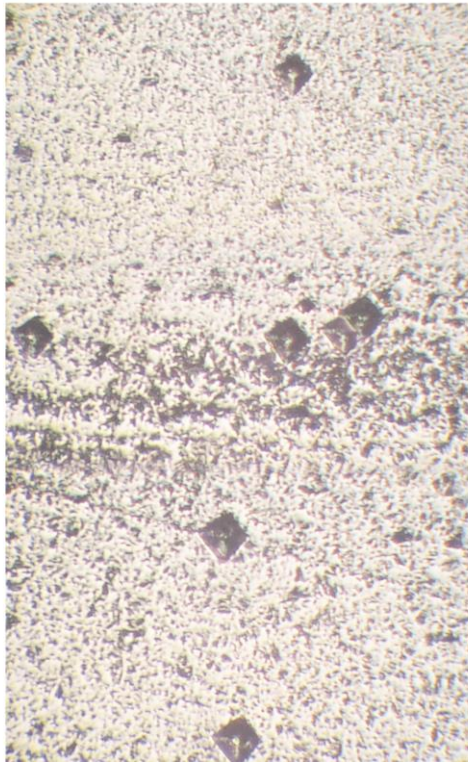
Ділянку основного металу можна спостерігати в нижній частині фотографій мікроструктур. Вона має голчасту структуру мартенситу відпускання, що викликана попереднім термічним обробленням. Тому її мікротвердість досягає 6 500 МПа, а температура в 200 °С ніяк не змінила цю структуру оскільки остання сформована саме в такому діапазоні температур.

Ці дві ділянки з'єднуються досить тонким прошарком з більш темною структурою іншого типу, з мінімальним рівнем твердості. Твердість тут знижується до рівня 3 500 МПа, що характерно для ділянки знеміцнення. Такий низький рівень твердості пояснюється поширенням на цю глибину температур відпускання, а структура відповідає сорбіто- і трооститоподібній.

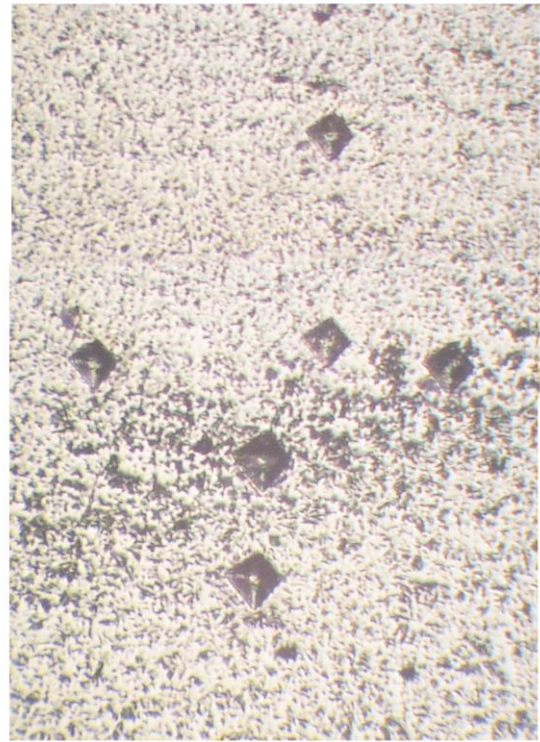
5.2.2 Дослідження особливостей структурних змін при нагріванні до температури 400 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв.

Дослідження мікроструктури та мікротвердості зразків із сталі 65Г після ТФЗ, нагрівання до 400 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв. показали, що при нагріванні до цієї температури залишається характер перерізів (три зони) який описаний вище. Однак, мають місце суттєві зміни в зоні зміцнення та зоні основного металу, які при даній температурі замість мартенситної структури повинні набути структуру трооститу відпускання (рис. 5.7).

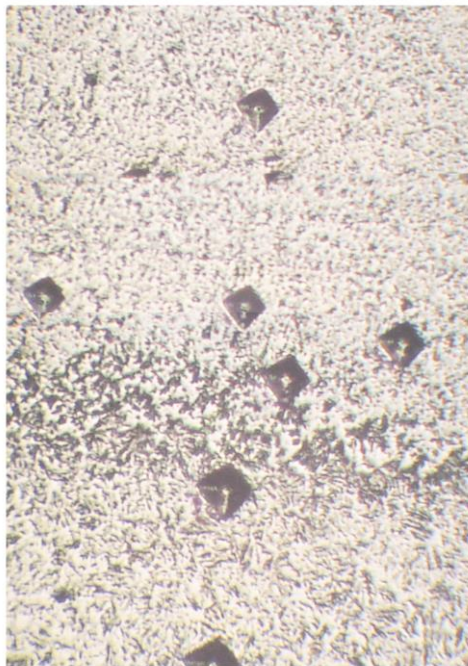
Ця структура утворюється внаслідок розпаду мартенситу (перетворення типу мартенсит – перліт). Однак, ступінь дисперсності трооститу зони зміцнення та трооститу зони основного металу не є однаковою і є вищою саме в зоні зміцнення. Це можна пояснити умовами отримання поверхневого зміцненого шару при ТФЗ, які включають деформаційну складову та забезпечують появу більшої кількості центрів кристалізації на яких зростають трооститні зерна (згідно закономірності Холла – Петча).



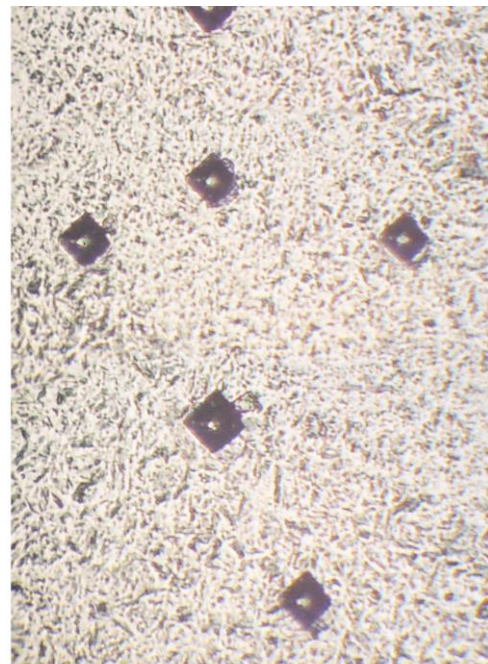
а



б



в



г

× 500

Рисунок 5.7 – Мікроструктура поперечного перерізу зразка із сталі 65Г після ТФЗ, нагрівання 400 °С та витримування 10 (а), 30 (б), 60 (в) та 90 (г) хв.

Однак в цих зразках, обсяг перетворень відбувся частково та повнота його прямо пропорційна часу витримування при вказаній температурі. Тому зразок, час витримування якого дорівнював 10 хв., має мікротвердість зони зміцнення близько 14 300 МПа проти 5 700 основного металу, а зразок час витримування якого дорівнював 30 хв. має мікротвердість зони зміцнення близько 12 000 МПа проти 5 200 МПа основного металу.

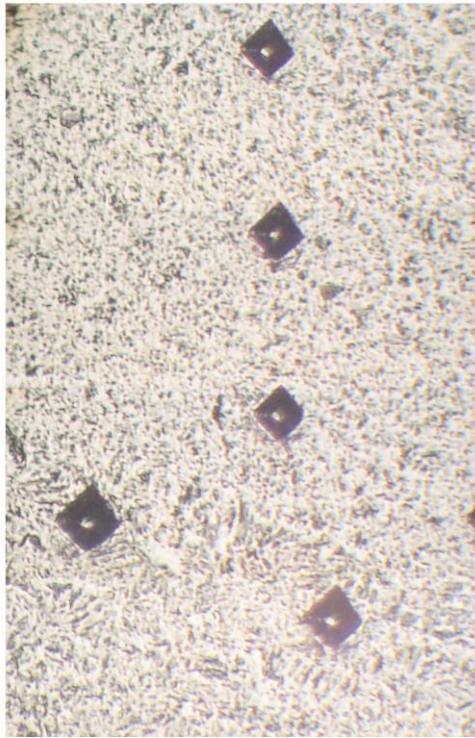
Ступінь знеміцнення проявляється в більшій мірі в зразках де витримування дорівнювало 60 та 90 хв., що обумовлено більшою повнотою перетворень. При цьому мікротвердість зони зміцнення складає близько 10 700 МПа при 60 хв. витримування та 10 000 МПа при 90 хв. Мікротвердість основного металу знижується до 4 900 МПа та 4 500 МПа відповідно.

Глибина зміцнення не змінюється та складає 0,6–0,7 мм.

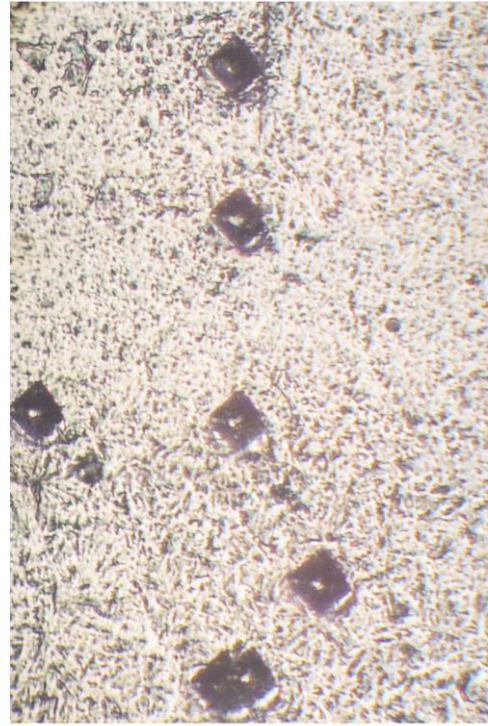
Щодо зони знеміцнення, вона не зазнає особливих змін, оскільки сформована в цьому діапазоні температур.

5.2.3 Дослідження особливостей структурних змін при нагріванні до температури 600 °С та витримування 10, 30, 60 та 90 хв.

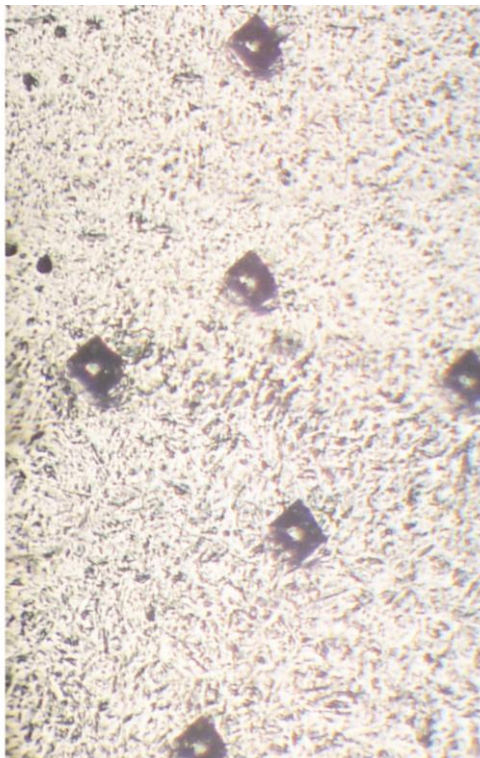
При нагріванні до температури 600 °С зразків попередньо зміцнених ТФЗ також залишається деяке розділення між зонами зміцнення та основного металу. Однак, структура цих зон складається із сорбіту відпускання (рис. 5.8), який має більш високий ступінь дисперсності саме в зоні зміцнення з тих же причин, що описані у п. 5.2.1 при аналізі трооститної структури. Ця структура також утворена внаслідок розпаду мартенситу (перетворення типу мартенсит – перліт). Аналогічно випадку з нагріванням до 400 °С повне перетворення має місце в зразку, де витримування дорівнювало 90 хв.



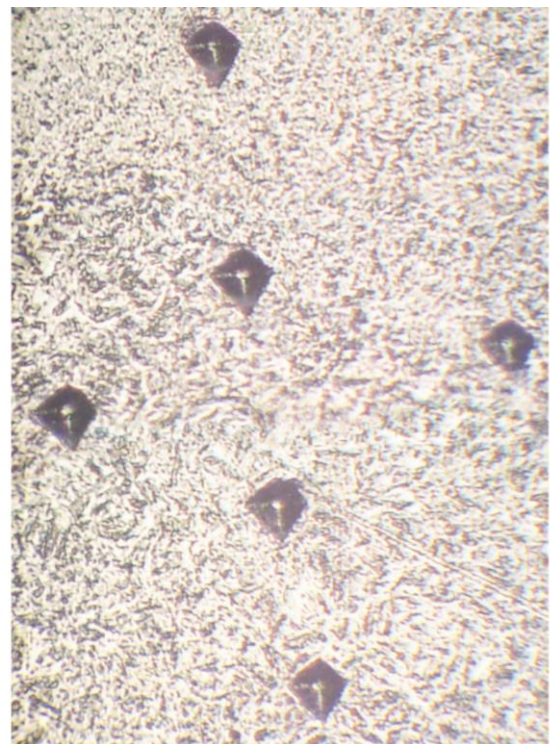
а



б



в



г

× 500

Рисунок 5.8 – Мікроструктура поперечного перерізу зразка із сталі 65Г після ТФЗ та нагрівання 600 °С та витримування 10 (а), 30 (б), 60 (в) та 90 (г) хв.

При цьому відбувається падіння мікротвердості як в зоні зміцнення так і в зоні основного металу. Однак, показники мікротвердості поверхневого шару є вищою і дорівнюють 8 000 МПа при 10 хв. витримання, 6 200 МПа при 30 хв., 5 600 МПа при 60 хв. і 5 000 МПа при 90 хв. проти 4 800, 4 200, 3 800 та 3 500 МПа в основному металі відповідно.

Глибина зони зміцнення також не змінилась та знаходиться в межах 0,6–0,7 мм.

Щодо зони знеміцнення, то вона візуально зникає оскільки її трооститна частина зазнає змін аналогічно основному металу, та об'єднується з ним. Однак залишається помітним перехід від зони зміцнення до зони основного металу внаслідок різного розміру зерна в них.

5.2.4 Аналіз теплостійкості «білого поверхневого шару», отриманого при ТФЗ під впливом нагрівання

Аналіз результатів отриманих в даному дослідженні дозволяє стверджувати, що під дією нагрівання в структурі зразків із сталі 65Г після попереднього ТФЗ поверхневий зміцнений шар може знеміцнюватися прямо пропорційно температурі нагрівання [127–129]. Однак різний час витримання провокує неоднаковий ступінь знеміцнення (рис. 5.9).

Так, час витримання 10 хв. є недостатнім для повного перетворення, яке може відбутися в даних умовах нагрівання. При часі 30 хв. усі процеси які повинні проходити в цих умовах нагрівання реалізуються більш повно, а при часі витримання 60 хв. реалізуються перетворення майже в повному обсязі, однак, час витримання 90 хв. забезпечує остаточну повноту перетворень, тобто подальше перебування при цій температурі не змінює ані структури ані властивості сталі, що досліджувалася.

Паралельно з цим відбувається знеміцнення зони основного металу та частково зони знеміцнення і при цьому показники мікротвердості зони зміц-

нення (поверхневого шару) при всіх температурах залишаються вищими за мікротвердість основного металу.

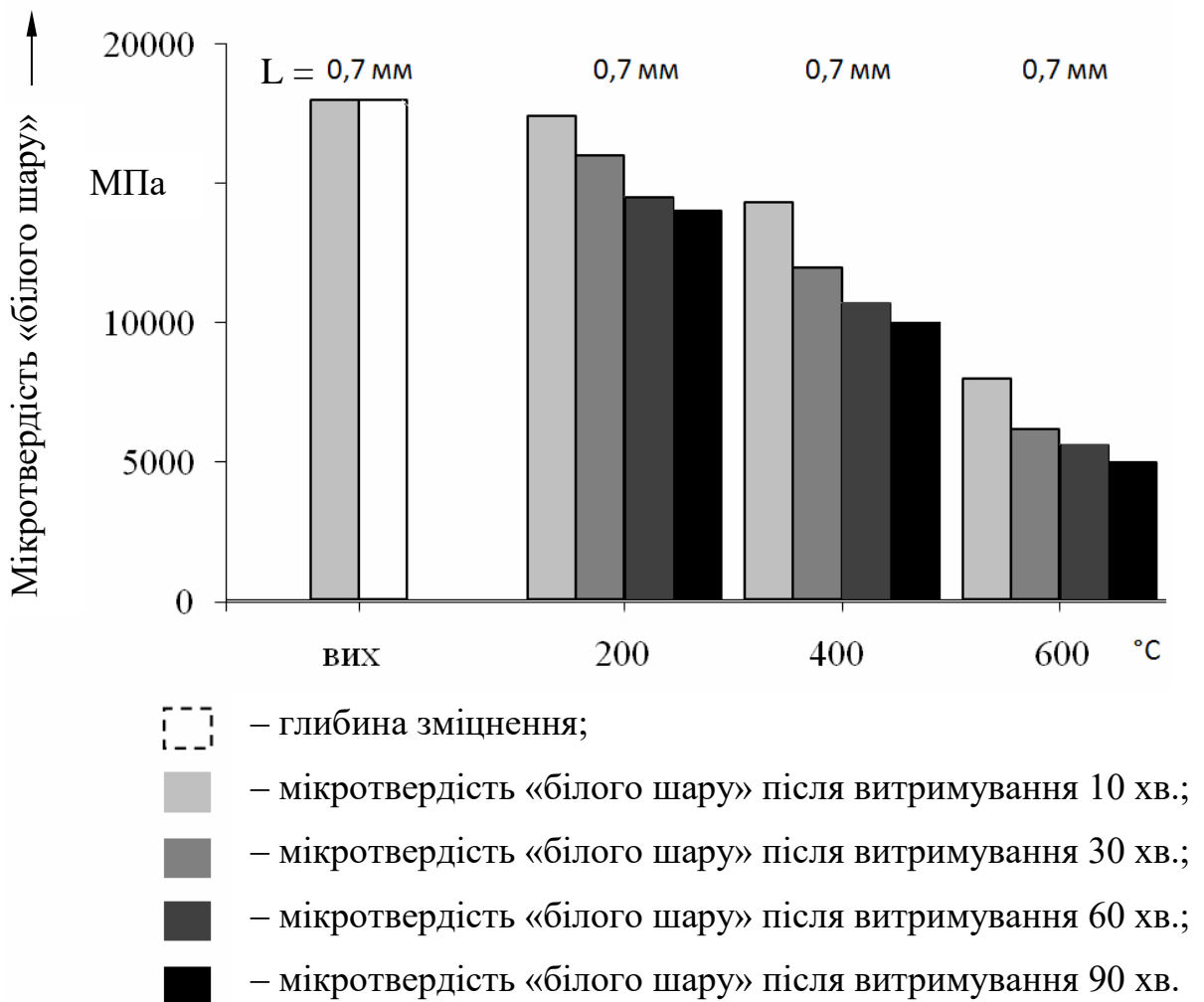


Рисунок 5.9 – Мікротвердість та глибина зміцнення зразків із сталі 65Г після та подальшого нагрівання до різних температур оброблення та низькотемпературного відпускання

Ці дані наведені в табл. 5.3. Цей факт пояснюється тим, що в умовах ТФЗ в поверхні зразка окрім розігрівання утворюється деформаційно-напружений стан, що ініціює появу великої кількості центрів кристалізації, які при нагріванні до температур розпаду мартенситу провокують зростання великої кількості зерен перлітоподібних структур (трооститу та сорбіту), що робить їх більш дрібнозернистими. Внаслідок цього підвищується комплекс механічних властивостей в цілому і слід відзначити також і те, що дрібне зерно, у першу

чергу, сприяє підвищенню ударної в'язкості [130] що дуже важливо саме в поверхневих шарах деталей машин та інструменту. Окрім того, глибина зміцнення зберігає постійну стабільність та не змінюється при температурному впливі на зразки.

Таблиця 5.3 – Результати дослідження змін структур та властивостей в поверхні сталі 65Г при нагріванні після ТФЗ

Режим попереднього термічного оброблення	Режим ТФЗ	Мікротвердість та мікроструктура зони зміцнення та зони основного металу, МПа						Глибина зони зміцнення, І, мм
		Після ТФЗ та нагрівання 200 °С		Після ТФЗ та нагрівання 400 °С		Після ТФЗ та нагрівання 600 °С		
		60 хв	90 хв	60 хв	90 хв	60 хв	90 хв	
Гартування – 790 °С, у воді, низькотемпературне відпускання – 180 °С, на повітрі	S = 30 мм/с; t = 0,7 мм	18 000	14 500	10 700	10 000	5 000	5 000	0,6–0,7
		6 500	6 500	4 900	0	3 800	3 500	
		деформований зернистий мартенсит	дрібнозернистий троостит	дрібнозернистий троостит	дрібнозернистий троостит	дрібнозернистий сорбіт	дрібнозернистий сорбіт	
		гарту-вання	відпускання	відпускання	відпускання	відпускання	відпускання	
		мартенсит відпускання		троостит відпускання		сорбіт відпускання		

Тому важливо підкреслити можливість ефективного використання ТФО в якості методу зміцнення поверхні, а деталі машин та інструмент, які зміцненні таким чином, можуть ефективно працювати, в тому числі, в умовах підвищених температур.

Висновки до розділу 5

1. Визначено, що залишкові напруження, які формуються в поверхневому шарі сталей при їх ТФЗ є стискаючими, а рівень напружень на поверхні зразків після ТФЗ є максимальним та зменшується від поверхні до серцевини зразків.

2. Розмір блоків на поверхні зразків після ТФЗ є мінімальним та збільшується від поверхні до серцевини зразків, а рівень мікрдеформацій на поверхні зразків після ТФЗ вищий, ніж у серцевині зразків, куди не розповсюджується дія ТФЗ.

3. Встановлено, що при подальшому нагріванні сталей, які зміцнені ТФО до класичних температур відпускання (200, 400, 600°C) з витримуванням впродовж різного часу відбувається їх знеміцнення, однак в меншому ступені, ніж в сталях без ТФЗ.

4. Показано, що в усьому діапазоні температур відпускань сталі, які були зміцненні ТФО зберігають дрібне зерно, та вищі показники твердості, тобто процеси розпаду структури «білого поверхневого зміцненого шару» проходять повільніше ніж у сталей, до яких ТФЗ не застосовувалось.

5. Підтверджено, що при малому часі витримування при заданих температурах (10, 30 хв.) процеси розпаду структур «білого поверхневого зміцненого шару» відбуваються частково, майже зі збереженням вихідної твердості. Остаточний розпад структур «білого поверхневого зміцненого шару» відбувається частково впродовж 90 хвилин витримування при заданій температурі.

6. Встановлено, що навіть при максимальному часі витримування зберігаються більш високі показники механічних властивостей сталей, які були зміцненні ТФО у порівнянні зі сталями, які не зміцнювалися в такий спосіб.

7. Всі наведені данні підтверджують позитивний вплив ТФЗ на структурний стан та властивості сталей.

РОЗДІЛ 6 ПРОМИСЛОВЕ ЗАСТОСУВАННЯ ТФЗ ТА ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ РОЗРОБЛЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ЗМІЦНЕННЯ

6.1 Зміцнення виробів типу «керна» з циліндричною поверхнею за допомогою ТФЗ та випробування в промислових умовах

Особливий інтерес для промисловості становлять методи, що не вимагають великих економічних витрат на свою реалізацію. Метод ТФЗ поєднує в собі обидва ці фактори, тобто забезпечує досить високу поверхневу міцність виробів, одночасно з відносно невисоким рівнем витрат на його проведення.

Попередні дослідження [117, 106, 96, 103, 121, 102, 125, 131, 132] показали, що ТФО може ефективно застосовуватися для зміцнення різних марок сталей. Причому, об'єктами зміцнення можуть бути різні вироби (елементи прес-форм, деревообробні ножі та інш.).

Для експерименту був обраний прототип виробу «керна» (рис. 6.1), виготовлений із сталі 65Г, який використовується для формування отворів в абразивних кругах, однак зазнає досить інтенсивного зношування поверхні в процесі роботи. В процесі роботи керна в середовищі абразивного матеріалу відбувається його зношування шляхом витирання поверхневого шару. При цьому відбувається затуплення переднього формоутворюючого краю та зменшення геометричних розмірів та форми даного інструменту. Подальша експлуатація інструменту в такому стані неприпустима, оскільки може призвести до формування в абразивних кругах посадкових отворів з невірними розмірами, які не будуть відповідати стандартним. Такий абразивний круг неможливо буде встановити на відповідне обладнання оскільки воно передбачає стандартні розміри посадкових отворів в абразивних кругах. Тому для підвищення експлуатаційної стійкості та, відповідно, зменшення інтенсивності зношування інструмента – керна проводилося його ТФЗ.



Рисунок 6.1 – Натурний зразок «кern» із сталі 65Г

ТФЗ проводилося за режимом який забезпечив найкращі показники зміцнення (оптимальний режим ТФЗ циліндричних поверхонь) згідно з результатами попередніх досліджень (див. розд. 3.4, та табл. 6.1).

Процес ТФЗ натурального зразка «кern» із сталі 65Г представлений на рис. 6.2.

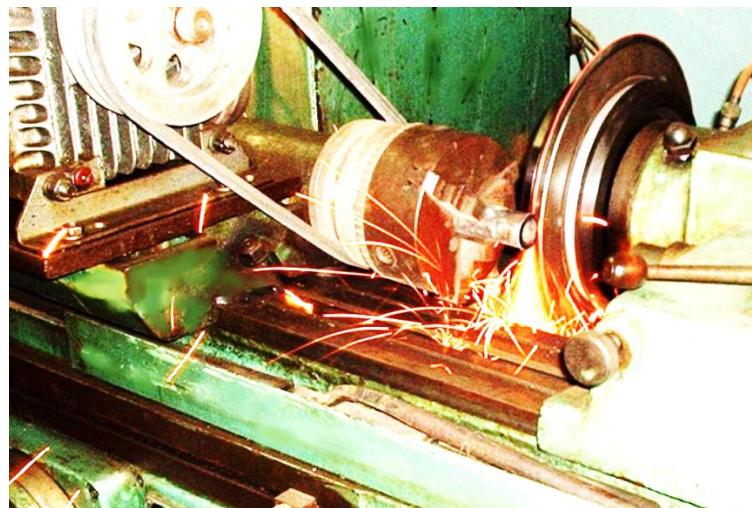


Рисунок 6.2 – Процес ТФЗ натурального зразка «кern» із сталі 65Г

Натурні зразки типу «кern» у різних вихідних станах після ТФЗ у різних умовах були випробувані в процесі промислового формоутворення отворів в абразивних кругах під час їх виготовлення. Результати випробувань представлені в табл. 6.1.

Таблиця 6.1 – Вплив умов ТФЗ на підвищення роботоздатності виробу типу «керн» із сталі 65Г

№	Вихідний стан зразка	Режим ТФЗ			Глибина шару зі зміненою структурою й твердістю l , мкм		Мікротвердість шару зі зміненою структурою H_{100} , МПа		Мікротвердість серцевини, МПа	Показник підвищення роботоздатності, %
		$V_{ст}(S)$, мм/с	t , м	$n_{дет}$, об/с	Зміцн.	Знем.	Зміц.	Знем.		
1	Відпалювання зі змащуванням	4,6	0,5	1,5	60	–	15200	–	4000	54
2	Гартування + низькотемпературне відпускання зі змащуванням				100	40	17800	6200	8000	67
3	Гартування + низькотемпературне відпускання без змащування				160	–	18200	6300	8000	74
4	Відпалювання без змащування	100	–	–	–	17800	–	4000	65	

Згідно з результатами випробувань усі зразки показали ефективне підвищення роботоздатності. Однак, найбільший ефект досягнений в зразку 3

(підвищення роботоздатності на 74 %), який піддавався ТФЗ без змащування зони оброблення у вихідному стані після гартування та низькотемпературного відпускання. Такий результат можна пояснити тим, що третій зразок отримав максимальні з чотирьох варіантів твердість поверхні та глибину зміцнення сформованої структури поверхневого зміцненого шару – «деформований зернистий мартенсит». Тобто в умовах ТФЗ без змащування та у загартованому вихідному стані ККД зміцнення вищий, ніж в інших випадках, що навіть в абразивному середовищі демонструє високий результат.

6.2 Зміцнення деревообробного інструменту з плоскою поверхнею за допомогою ТФЗ та випробування в промислових умовах

Об'єктами для промислового використання були обрані деревообробний ніж із сталі 65Г і деревообробний різець із сталі У8, що знаходилися в стані після попереднього гартування і низькотемпературного відпускання.

Зміцнення даних виробів проводилося при швидкості подачі $S = 30$ мм/с, і глибини оброблення $t = 0,7$ мм у стандартних умовах (оптимальний режим ТФЗ) (див. розд. 3.5), аналогічно процесу ТФЗ представлено на рис. 6.3.

З метою визначення ефекту зміцнення отриманого при ТФЗ деревообробні різці та ножі були встановлені в барабани відповідного деревообробного устаткування і пройшли повний стандартний цикл роботи кожний.

По закінченні робочих циклів даний інструмент був знятий з барабанів деревообробного устаткування та проводився порівняльний аналіз ступеню зносу ножів і різців, які зміцнені методом ТФО з незміцненими. При проведенні макроскопічного аналізу використовувався метод візуального контролю (без збільшення). При цьому порівнювалися різальні кромки деревообробного інструмента, і оцінювалися ступінь і характер зношування при стандартних умовах експлуатації та при експлуатації після ТФЗ. Отримані макрофотографії наочно демонструють ступінь і характер зношування різальної кромки, інструменту, який досліджується при експлуатації.

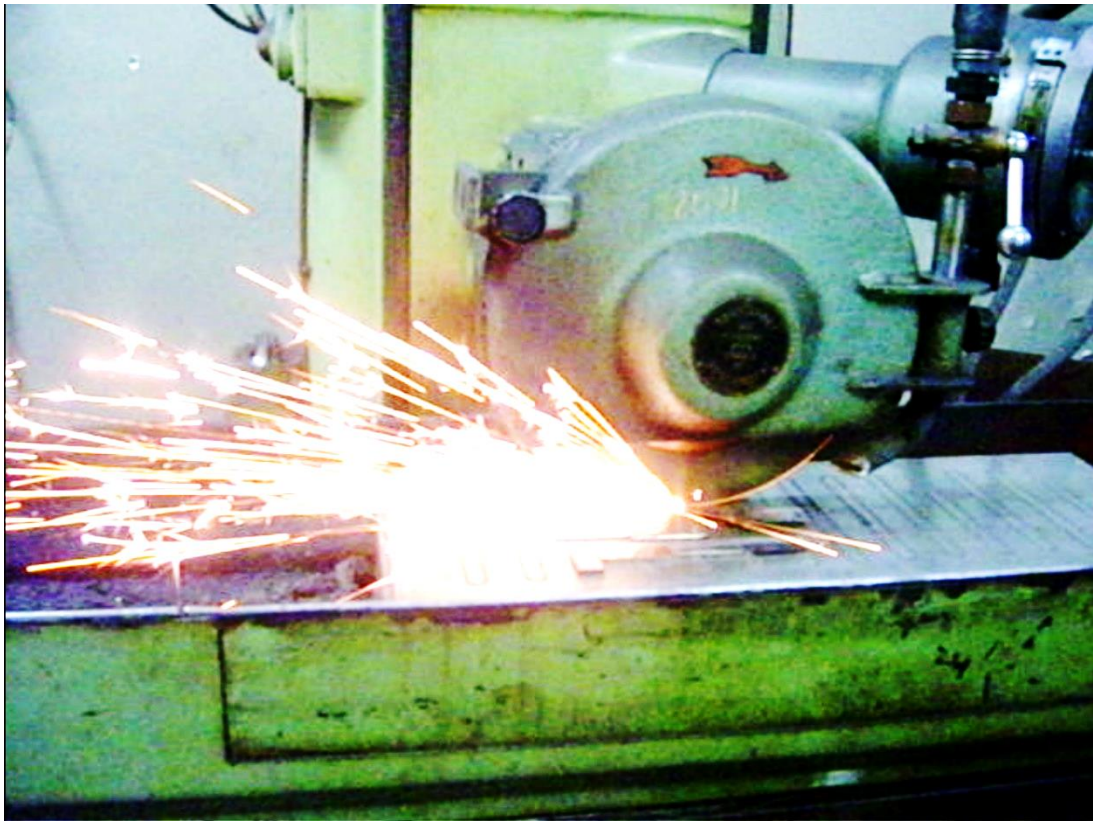
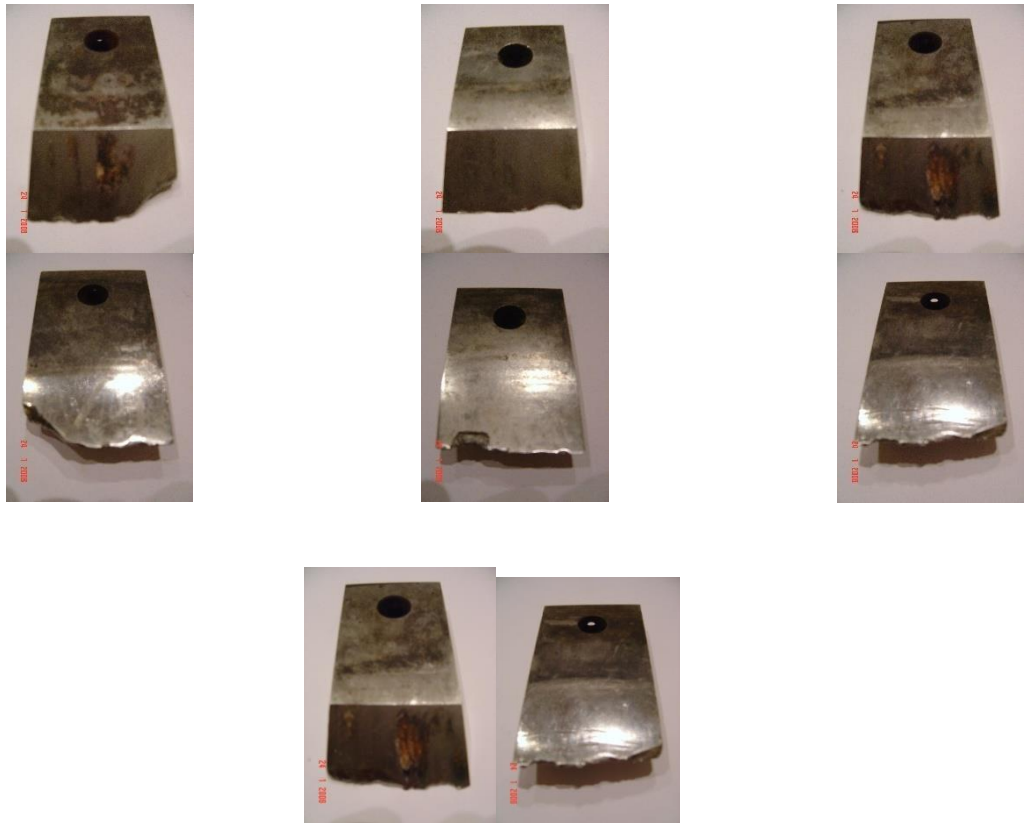


Рисунок 6.3 – Процес ТФЗ деревообробного ножа із сталі 65Г

При проведенні макроскопічного аналізу різців із сталі У8А, що не були зміцнені методом термофрикційного оброблення й експлуатувалися в стандартних умовах видно: різальна кромка зазнає досить суттєвого зносу (рис. 6.4) у порівнянні з вихідним станом. При цьому характер зношування, відповідає, переважно, викрашуванню з наступним витиранням. Це можна пояснити складними умовами експлуатації даного інструмента, при яких на різальну кромку можуть попадати сторонні тіла (металеві уламки, каміння, що примерзло до дерев'яних стовбурів, шматки в'язального дроту).

При дослідженні стану різальної кромки на ножах із сталі 65Г можна відзначити, що ступінь зносу останніх значно нижче, ніж у різцях, які експлуатуються в менш навантажених умовах роботи. Однак характер зношування відповідає викрашуванню з наступним витиранням (рис. 6.5).



× 0,5

Рисунок 6.4 – Деревообробні різці із сталі У8А після експлуатації
впродовж 3 годин

Отриманий результат свідчить про невисоку експлуатаційну стійкість деревообробного інструменту, тобто виникає необхідність у оброблянні, яке змогло б підвищити експлуатаційну стійкість інструменту, тому деревообробний різець із сталі У8А та деревообробний ніж із сталі 65Г були зміцнені з використанням методу ТФО (рис. 6.6.)

Однак при ТФЗ за стандартною методикою [106] виникає жолоблення деревообробного ножа по довжині, що суттєво утруднює встановлення цього інструменту в барабани деревопереробних машин. Тому для зміцнення інструменту, що описаний вище, було запропоновано та використано удосконалену технологію ТФЗ, яка відрізняється від раніше запропонованої технології тим, що оброблення проводиться з обох сторін, однак для зручності проведення ТФЗ а, головне, для мінімізації жолоблення при ТФЗ була розроблена техно-

логія зміцнення з використанням спеціального інструменту, що підтверджено патентом на винахід [132] (див. Додаток І). Це дозволяє виключити або максимально зменшити жолоблення інструменту по довжині.

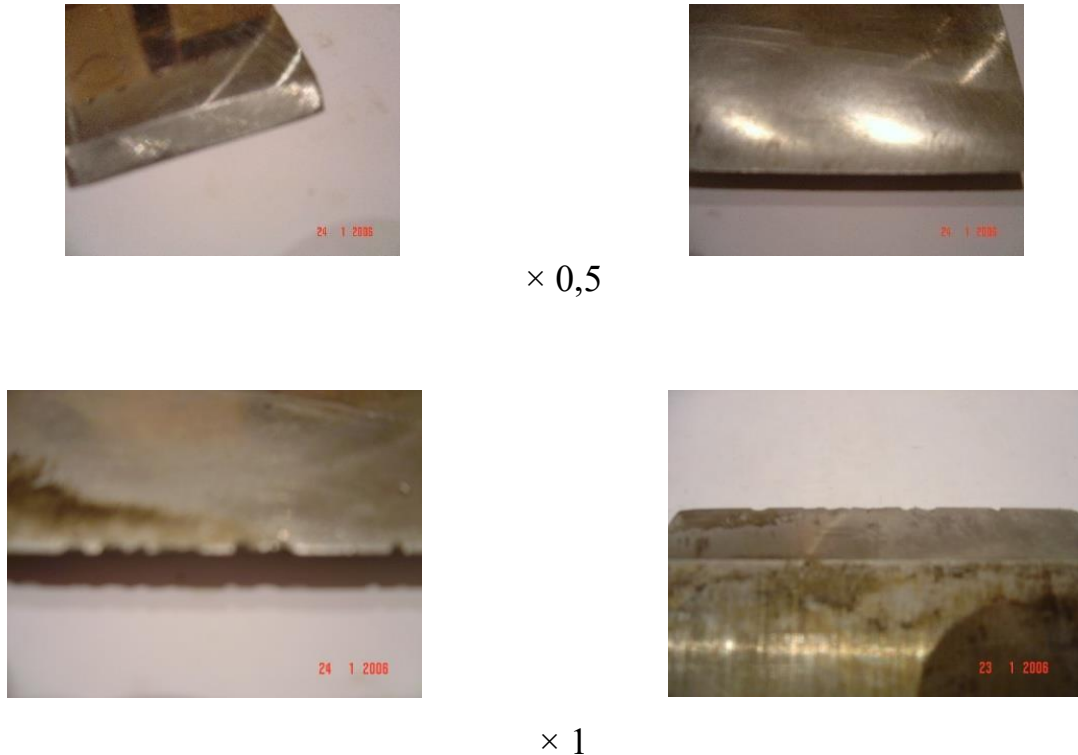


Рисунок 6.5 – Деревообробний ніж із сталі 65Г після експлуатації впродовж 8 годин

Що стосується деревообробних різців після ТФЗ, які експлуатувалися в тих же умовах (рис. 6.7), то різальна кромка не зазнала суттєвого зносу, а спостерігається незначне затуплення і деяке заокруглення останньої.

В той же час деревообробні ножі, після ТФЗ при експлуатації не зазнають суттєвого зносу. Спостерігається деяке затуплення з появою дрібних нерівностей по кромці.

Так випробування різців та ножів деревообробної промисловості у стандартних умовах виробництва показали, що різці із сталі У8А працюють 3–4

години, після чого їх різальна кромка, стає дуже зношеною, що не дає змоги подальшої експлуатації цього інструменту, а деревообробні ножі із сталі 65Г працюють 8 годин, після чого вони потребують переозагострення. У порівнянні з цим деревообробний інструмент, що був зміцнений методом термофрикційного оброблення, і котрий експлуатувався той самий час, після зняття показав мінімальне зношування (рис. 6.7, 6.8).

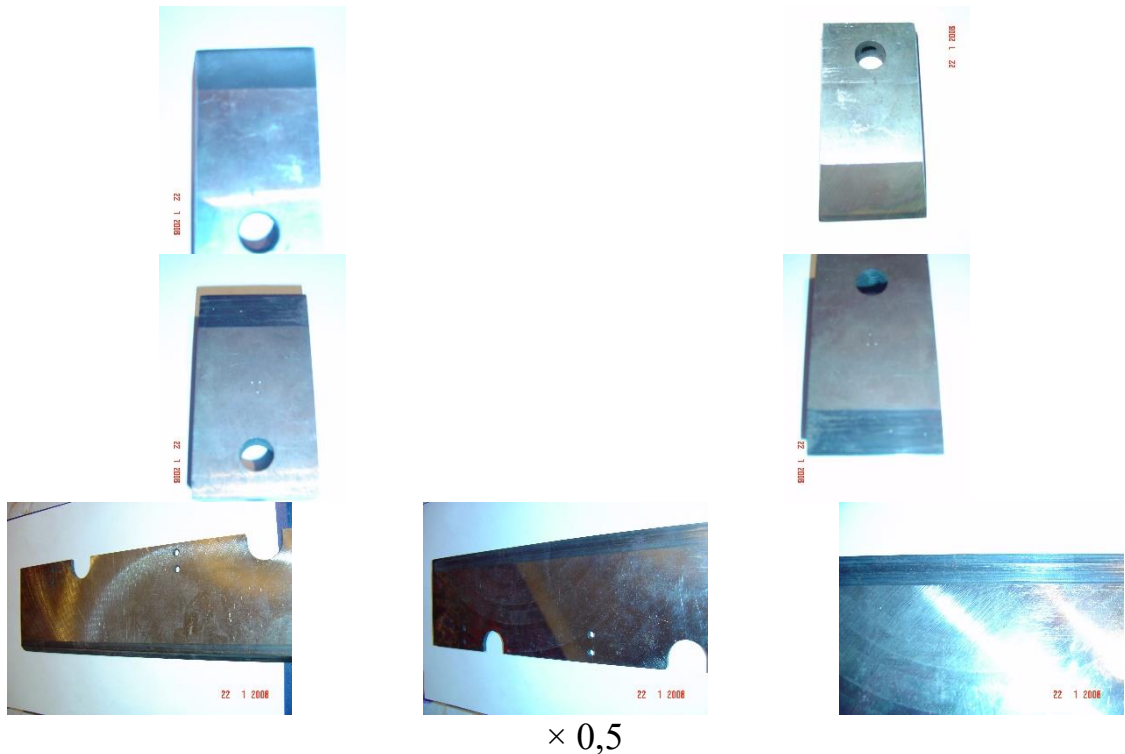


Рисунок 6.6 – Деревообробний різець із сталі У8А та ніж із сталі 65Г, який зазнав ТФЗ

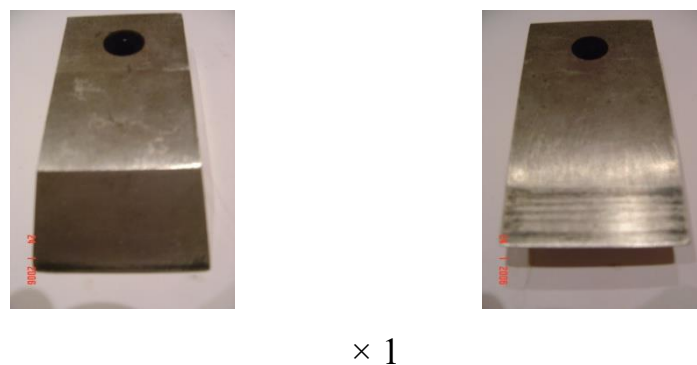
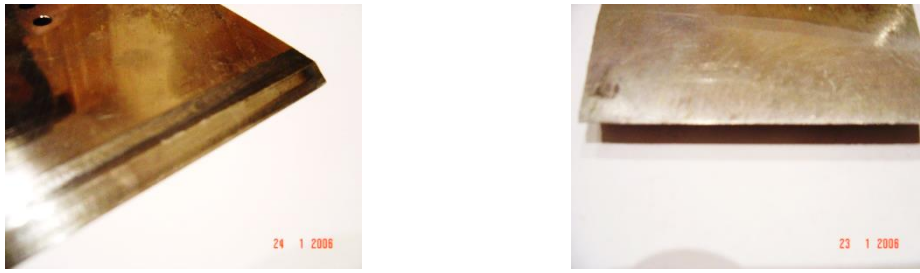


Рисунок 6.7 – Деревообробний різець із сталі У8А, який зазнав ТФЗ після експлуатації впродовж 3 годин



× 0,5

Рисунок 6.8 – Деревообробний ніж із сталі 65Г, який зазнав ТФЗ після експлуатації впродовж 8 годин

Стан різальної кромки цього інструменту був таким що можна було продовжувати його експлуатацію. Тобто різальна кромка, залишилася достатньо загостреною і без суттєвого зносу.

Таким чином випробування деревообробних різців та ножів після їх ТФЗ, підтвердили, що цей метод є досить швидкісним та ефективним, а удосконалення технології термофрикційного оброблення дозволило виключити побічні явища зміцнення такі як жолоблення по довжині що підтверджено актом промислових випробувань на підприємстві ДП «КРОНО-МЕХСИСТЕМ» (див. Додаток Й). Саме тому ТФЗ деревообробного інструменту рекомендовано для виробництва. А ТФЗ деталей машин з можливістю одночасного формуванням в деталях необхідних геометричних розмірів що була апробована та впроваджена на ТОВ «АПОСТОЛОВАГРОМАШ» (див. Додаток Й) показала себе, як ефективний метод поверхневого зміцнення матеріалів. Ефективність зміцнення при цьому обумовлена, переважно, формуванням «білого поверхневого шару» з надвисокими показниками твердості.

6.3 Дослідження особливостей структурних перетворень, які впливають на роботоздатність деревообробного інструменту

Випробування деревообробних ножів із сталі 65Г в промислових умовах показали, що в процесі роботи ножі, які зазнали ТФЗ і ті які не зміцнювались

за допомогою даного методу зношуються з різною інтенсивністю [134–136]. Так, для ножів, які використовувалися в стані після гартування і низькотемпературного відпускання (стандартний стан) цикл роботи до переозагострення складає близько 8 годин. При цьому до моменту переозагострення різальна кромка зазнає суттєвого зносу, що робить неможливою його подальшу експлуатацію. Мікроструктура даної кромки представлена на рис. 6.9.

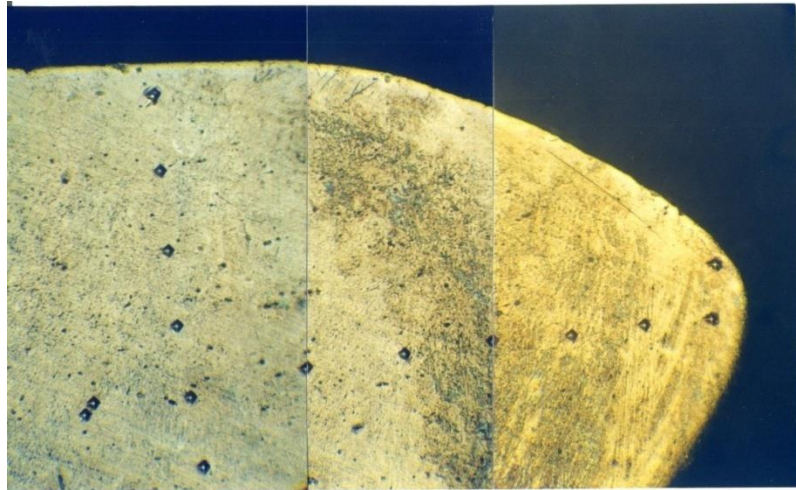


Рисунок 6.9 – Мікроструктура деревообробного ножа із сталі 65Г після експлуатації 8 год, $\times 200$

Нарис. 6.9 видно, що особливо інтенсивно зношена передня поверхня ножа, у результаті чого різальна кромка втрачає стандартну конфігурацію і для її відновлення необхідно досить велика глибина переозагострення, що суттєво скорочує термін служби такого інструмента.

Мікроструктура ножа із сталі 65Г, після ТФЗ із стандартного стану, представлена на рис. 6.10. Після первинного загострення, необхідного для введення його в експлуатацію мікроструктура різальної кромки ножа здобуває такий вид (рис. 6.10). Мікроструктура ножа після чистового поверхневого шліфувального оброблення, яке може використовуватись для покращення якості поверхні показана на рис. 6.11 з якого видно, що передня поверхня стає значно рівнішою при зберіганні зміцненого «білого поверхневого шару».

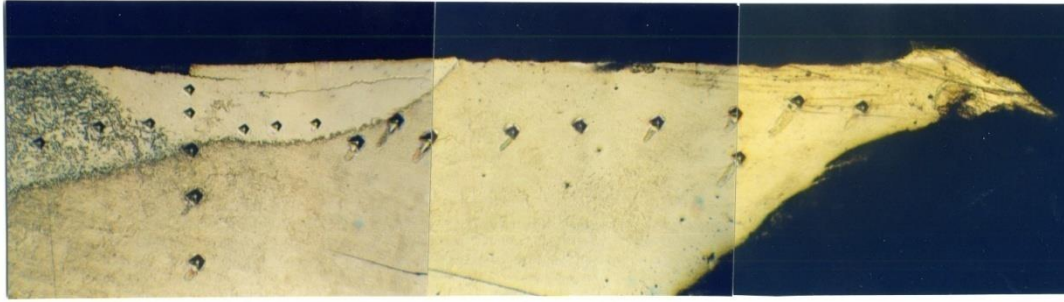


Рисунок 6.10 – Мікроструктура деревообробного ножа із сталі 65Г після ТФЗ, $\times 200$

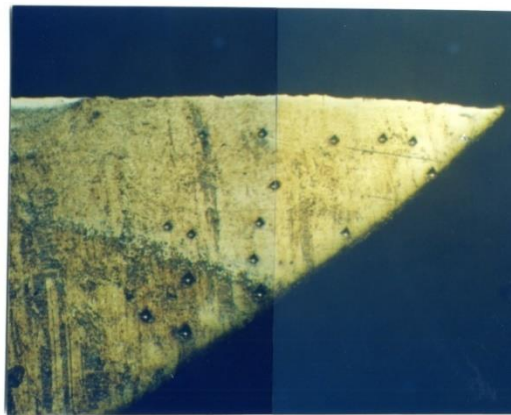


Рисунок 6.11 – Мікроструктура деревообробного ножа із сталі 65Г після ТФЗ та перезагострення, $\times 200$

З рис. 6.12 чітко видно, що поверхневий шар, який містить у собі різальна кромка, у процесі ТФЗ набуває суттєвих структурних змін з підвищенням твердості в 2–3 рази. Це підтверджується зміною розмірів відбитків мікротвердості що видно навіть візуально.

Після експлуатації такого ножа, впродовж 8 годин його різальна кромка не зазнає суттєвого зносу і даний інструмент може ефективно продовжувати роботу (рис. 6.13) на відміну від ножа, який не зазнавав ТФЗ.

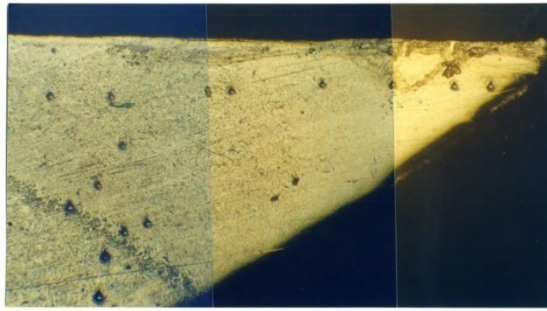


Рисунок 6.12 – Мікроструктура деревообробного ножа із сталі 65Г після ТФЗ та чистового шліфувального оброблення, $\times 200$

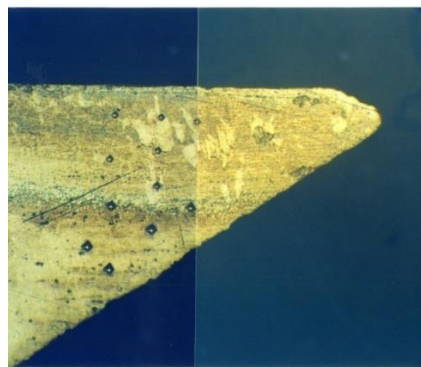


Рисунок 6.13 – Мікроструктура деревообробного ножа із сталі 65Г після ТФЗ, перезагострення та експлуатації 8 год, $\times 200$

Експлуатація даного ножа, після ТФЗ, впродовж 22 годин приводить до затуплення різальної кромки з деяким зношуванням по передній поверхні. Однак характер зношування має принципову відмінність у порівнянні з характером зношування інструмента не зміцненого ТФЗ. Тут спостерігається деяке загинання різальної кромки. Воно викликане підвищеним опором поверхневого зміцненого шару до витирання. У результаті цього зменшується різальна здатність інструмента (рис. 6.14). Для відновлення різального здатності, необхідне перезагострення даного інструмента на незначну глибину, що дозволяє збільшити кількість робочих циклів ножа одночасно зі збільшенням тривалості циклу його роботи, викликаного підвищенням стійкості до зношування.

Таким чином, дані випробування підтверджують ефективність ТФЗ деревообробного інструмента зі збільшенням його стійкості в 2–3 рази залежно від умов експлуатації, що дозволяє підвищити продуктивність устаткування і скоротити витрати пов'язані з відновленням і придбанням інструмента. Саме тому ТФЗ подібного інструменту рекомендовано для впровадження застосування на виробництві. Окрім того, проведені дослідження підтвердили перспективність розширення області використання технології ТФЗ і для іншого типу інструменту, наприклад ювелірного. Проводяться дослідження за цим напрямом [137–139], та вже отримані певні позитивні результати.

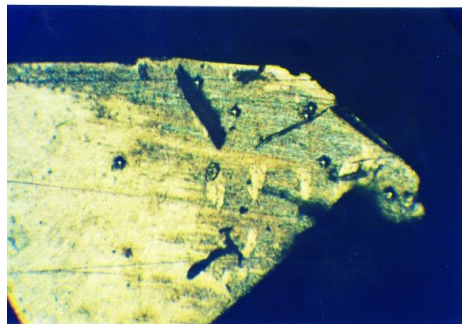


Рисунок 6.14 – Мікроструктура деревообробного ножа із сталі 65Г після ТФЗ, перезагострення та експлуатації 22 год, $\times 200$

Слід зауважити, що очікуваний економічний ефект при зміцненні та використанні 20 000 шт. деревообробних ножів та різців може дорівнювати близько 480 000 грн.

Окремі дослідження за темою дисертаційної роботи виконані відповідно до тематики держбюджетної теми М2021 (ДР № 0116 У 000853) у період з 01.01.2016 р. по 31.12.2018 р.; госпдоговірної роботи Договір №20616 у період з 15.08.2016 р. по 28.02.2019 р. (див. Додаток Й).

Розробки, виконані в дисертаційній роботі використовуються і в навчальному процесі: при викладанні лекційних курсів з дисциплін для студентів

бакалаврів та магістрів зі спеціальності 132 «Матеріалознавство»: «Основи наукових досліджень нових функціональних матеріалів», «Основи наукових досліджень», «Зносостійкі та антифрикційні матеріали» (див. Додаток Й).

Висновки до розділу 6

1. Досліджені можливості зміцнення промислових деталей та інструментів з циліндричною та плоскою поверхнями на прикладі реальних виробів: формоутворюючий керн, деревообробний різець, деревообробний ніж. У всіх випадках отриманий стійкий ефект зміцнення.

2. Проведені натурні випробування формоутворюючого керна з циліндричною поверхнею в промислових умовах, які показали підвищення роботоздатності на 74 %, що обумовлено формуванням в поверхні даного інструменту зміцненого шару з підвищеними характеристиками експлуатаційної стійкості, який є менш схильним до абразивного зношування.

3. Проведені натурні випробування деревообробного інструмента з плоскою поверхнею в промислових умовах, що показало підвищення ресурсу даного інструменту майже в три рази в кожному робочому циклі, що підтвердило ефективність ТФЗ.

4. Досліджені особливості структурних перетворень, які впливають на роботоздатність деревообробного інструменту. Так виявлено, що перед експлуатацією, для забезпечення ефективної роботи деревообробного інструменту з різальною кромкою у формі клину після його ТФЗ необхідно провести його первинне переагострення до моменту коли зміцнений поверхневий шар досягне різальної кромки, оскільки при ТФЗ клину, за рахунок пружних деформацій, він формується на певній відстані від кромки.

ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі вирішено актуальне науково-практичне завдання з підвищення експлуатаційної стійкості деталей машин та інструменту із сталей шляхом розробки та використання технологічного комплексу ТФЗ з можливістю одночасного формування необхідної якості поверхні, та визначення природи і закономірностей процесу такого зміцнення. Результати досліджень дозволили сформулювати основні теоретичні та науково-практичні висновки:

1. Розроблені схеми і режими для ТФЗ деталей та інструменту з плоскою та циліндричною поверхнями, що передбачає використання стандартних плоско- та круглошліфувальних верстатів та зміцнювального диска, який встановлюється на штатне місце, та розроблений з урахуванням кінематичних можливостей такого обладнання. Використання такого інструмента не потребує додаткових витрат на модернізацію стандартного шліфувального обладнання. Доведено, що найбільш доцільно проводити ТФЗ сталей в умовах без змащування зони контакту між інструментом та об'єктом зміцнення, оскільки це забезпечує досягнення більшого ефекту зміцнення. Рекомендовано проводити ТФЗ попередньо загартованих сталей, оскільки стартовий, а потім і фінішний рівень їх твердості буде вищим ніж після ТФЗ попередньо відпалених сталей приблизно на 35 %.

2. Експериментально досліджений зв'язок між структуроутворенням та властивостями сталей при ТФЗ та їх вихідним станом, вмістом вуглецю, хімічним складом, умовами та режимами ТФЗ, що дозволяє обрати оптимальні комбінації даних факторів та отримати максимальний ефект зміцнення сталей. Експериментально досліджено і доведено формування в сталях у процесі ТФЗ поверхневого «білого шару», що має нетипову структуру, а саме «дрібнозернистий деформований мартенсит» у комбінації з частками ϵ -карбиду. Це пояснює природу досягнення більш ефективного зміцнення при ТФЗ.

3. Встановлено, що температури нагрівання зразків з різним ступенем легування, на прикладі сталей марок 65Г, У8А, Х12М, при ТФЗ поверхні за

оптимальним режимом нижчі за критичну точку A_{c1} і не перевищують температури $670\text{ }^{\circ}\text{C}$, а поверхня сталі 15X11МФ розігривається до температури, яка вища її, та дорівнює $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, що викликано різницею в теплопровідності. Відзначено, що нагрівання поверхні зразків при ТФЗ до температур нижчих за критичні не може призводити до появи структури аустеніту, а малий час протікання процесу не забезпечує розпад вихідної структури мартенситу, але створює умови для її деформування. При нагріванні сталей до температур вищих за критичні при ТФЗ, структура аустеніту, якщо остання встигає сформуватися, миттєво перетворюється в мартенситну за рахунок швидкого охолодження з критичною швидкістю. Одночасно з цим реалізується деформування поверхні, що оброблюється. При цьому, проведена оптимізація режимів з використанням математичного планування експерименту дозволила визначити найбільш оптимальний режим для вищезазначених умов ТФЗ, який передбачає використання швидкості подачі $S = 30\text{ мм/с}$ та глибини оброблення $t = 0,7\text{ мм}$ при постійному обґрунтовано обраному діаметрі зміцнювального диска.

4. Доведено, що під дією ТФЗ в поверхні сталей, які оброблюються, формуються стискаючі залишкові напруження, які досягають рівня 650 МПа та зафіксовано зменшення розміру блоків в поверхневих шарах. Це є позитивним з точки зору підвищення експлуатаційної стійкості об'єктів після ТФЗ.

5. Показана висока термічна стабільність структур сталей після ТФЗ при їх подальшому нагріванні. Сталі після ТФЗ при нагріванні в усьому діапазоні температур відпускань зберігають дрібне зерно та вищі показники твердості порівняно зі зразками, до яких ТФЗ не застосовувалось, тобто процеси розпаду структури «білого поверхневого зміцненого шару» в них проходять повільніше.

6. Проведено комплексне дослідження дії вищезазначених факторів, у результаті якого доведено, що зміцнення сталей при ТФЗ має, переважно, деформаційну природу з елементами дисперсійного зміцнення (при випадінні в

мартенситній матриці ϵ -карбідів) в умовах короткочасного нагрівання при ТФЗ. Розмір таких карбідів не перевищує 300 нм.

7. Експериментально доведено ефективність технології фінішного чистового оброблення після ТФЗ зі збереженням отриманого рівня зміцнення сталей, що дозволяє рекомендувати технологічний комплекс розробок у вигляді ТФЗ з наступним чистовим обробленням для використання на виробництві.

8. Досліджено можливості використання ТФЗ для деталей та інструментів з плоскою та циліндричною поверхнями на прикладі реальних виробів: керн, деревообробний ніж, деревообробний різець. У всіх випадках отримано стійкий ефект зміцнення та доведена ефективність ТФЗ при випробуваннях на виробництві, які довели підвищення їх стійкості в 2–3 рази. Згідно промислових випробувань очікуваний економічний ефект, станом на 2020 р., при зміцненні та використанні 100 000 шт. деревообробного інструменту може досягти 480 000 грн.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Зарубицкий Е.У. Разработка и исследование процесса эффективности термофрикционной обработки металлов. Київ: 1993. С. 76.
2. Зарубицкий Е.У., Костина Т.П. Фрезерование плоских поверхностей металлическим диском. *Технология и организация производства*. 1981. №1. С. 32–33.
3. Зарубицкий Е.У. Обработка деталей диском трения. *Физические процессы при разрезке металлов*. Волгоград: ВолгПИ, 1984. С. 131–134.
4. Зарубицкий Е.У., Талантов Н.В., Иванкова Н.В., Костина Т.П. Исследование процесса стружкообразования при обработке металлов диском трения. *Вестник машиностроения*. 1981. № 9. С. 57–58.
5. Зарубицкий Е.У. Обработка металлов дисками трения. *Резание металлов*. Харьков, 1983. № 29. С. 95–96.
6. Зарубицкий Е.У. Повышение производительности черновой обработки путем применения термофрикционного резания. *Новые прогрессивные методы обработки металлов*. Ленинград, 1986. С. 59–60.
7. Покинтелица Н.И. Закономерности процесса термофрикционной обработки металлов резанием и повышение его производительности: Дис. канд. техн. наук. Луганск, 1991.
8. Покинтелица Н.И. Исследование теплофизики процессов при термофрикционной обработке плоскостей. *Надежность режущего инструмента и оптимизация технологических систем*. Краматорск: ДГМА, 1995. С. 32–33.
9. Покинтелица Н.И. Применение высокоскоростного трения в резании металла. К. : ВИПОЛ, 1993. 156 с.
10. Покинтелица Н.И. Резка заготовок дисковой пилой трения. *Проблемы развития локомотивостроения*. Луганск: ВУГУ, 1995. С. 66–67.
11. Покинтелица Н.И. Силы резания при электрофрикционной резке металла. *Прогрессивная техника и технология машиностроения*. Донецк: Изд-во ДонГТУ, 1995. С. 89–90.

12. Покинтелица Н.И. Электрофрикционное разрезание заготовок. *Автоматизация и современные технологии*. 1994. № 4. С. 13.
13. Покинтелица Н.И. Зарубицкий Е.У., Плахотник В.А., Кривобоков В.А. Остаточное напряжение в поверхностном слое при термофрикционном резании. *Прогрессивная техника и технология машиностроения, приборостроения и сварочного производства*. Киев: КПИ, 1998. С.80–83.
14. Гурей И.В. Влияние технологических сред на фрикционное упрочнение деталей машин. *Прогрессивные технологии и оборудование в машино- и приборостроении*. Тезисы докладов 1-й научно-технической конференции ТПИ. Тернополь, 1992. С. 81.
15. Гурей И.В. Повышение долговечности направляющих фрезерных станков фрикционным упрочнением. *Прогрессивные технологии и оборудование в машино- и приборостроении*. Тезисы докладов 3-й научно-технической конференции ТПИ. Тернополь, 1998. С. 26.
16. Гурей И.В., Гурей Т.А., Плахтей Л.В. Влияние фрикционного упрочнения на износостойкость стали при трении качения с проскальзыванием. *Вестник Тернопольского государственного технического университета*. 2000. Т. 5. № 1. С57–62.
17. Гурей И.В. Фрикционное упрочнение, как финишная обработка деталей машин. *Прогрессивные технологии в машиностроении (Технология-2000)*. Материалы 15-й Ежегодной Международной научно-технической конф. Киев, 2000. С.70–71.
18. Гурей И.В. Стойкость против износа чугуна после импульсного фрикционного упрочнения. *5-й международный симпозиум украинских инженеров-механиков в Львове*. Тезисы докладов. Львов, 2001. С. 141.
19. Гурей И.В. Повышение работоспособности деталей машин импульсным фрикционным упрочнением. *Инженерия поверхности и реновация изделий*. Материалы международной научно-технической конференции. Феодосия, 2001. С. 58–60.

20. Гурей І.В. Точність оброблених поверхонь після їх фрикційного зміцнення. *Прогресив. технології і системи машинобуд.* : міжнар. зб. наук. пр. 2013. Вип. 46. С. 107–112.
21. Гурей І.В. Гурей Т. А. Вплив кількості вуглецю в сталях на формування поверхневого шару при фрикційному зміцненні. *Вісн. Нац. ун-ту "Львів. політехніка"*. 2011. № 713. – С. 7–10.
22. Гурей І.В. Дослідження технологічних параметрів фрикційного зміцнення сірого чавуну. *Машинознавство*. 1999. № 11. С. 46–49.
23. Гурей І.В. Напруження, які виникають у базових деталях верстатів при їх поверхневому зміцненні. *Труды Одесского политехнического университета*. 1999. Вып. 2 (8). С. 84–87.
24. Гурей І.В., Гурей Т.А. Підвищення довговічності ланцюгів конвеєрів фрикційним зміцненням. *Вісник Тернопільського державного технічного університету*. 1999. Т. 4. № 3. С. 91–93.
25. Гурей І.В., Гурей Т.А., Пашечко М.І. Вплив фрикційного зміцнення на величину залишкових напружень. *Конструювання, виробництво та експлуатація сільськогосподарських машин*. 2000. Вип. 29. С. 24–29.
26. Гурей І. В., Гурей Т.А., Плахтій Л.В. Вплив фрикційного зміцнення на товщину поверхневого шару чавуну. *Вісник Тернопільського державного технічного університету*. Тернопіль: ТДТУ, 1999. Т. 4. № 2. С. 45–50.
27. Гурей І.В. Технологічне забезпечення якості та експлуатаційних властивостей виробів параметрами імпульсної фрикційної обробки : дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн.наук: спец. 05.02.08 / Гурей Ігор Володимирович. Тернопіль: 2002. 429 с.
28. Гурей І.В. Вплив технологічних середовищ та матеріалу інструмента на параметри фрикційного зміцнення. *Машинознавство*. 1998. № 11/12. С. 30–34.
29. Гурей Т.А. Дослідження точності зміцнених поверхонь деталей машин після їх фрикційної обробки. *Прогресивні технології і системи машинобудування*. Міжнародний збірник наукових праць. Донецьк, 2009. Вип. 38. С. 61–65.

30. Гурей Т.А. Розподіл температури у поверхневому шарі під час фрикційної обробки. *Вісник НУ «Львівська політехніка». Серія «Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні»*. 2008. Вип. 613. С. 10–14.
31. Hurey I., Gzesik W. Influence of the modified surface layer of parts subjected to friction hardening on the low-cycle fatigue of steels. *Mechanical Fatigue of Metals: Proceeding of the 13-th International Colloquium (MFM)* (Tern., 25-28 September 2006). 2006. P. 338-343.
32. Бабей Ю.И., Швец В.В., Гурей И.В. Упрочнение поверхностных слоев стальных и чугуновых деталей фрикционной обработкой. *Вестник машиностроения*. 1987. № 10. С. 39–40.
33. Бабей Ю.И., Гурей В.М., Драчинская А.Г., Андрищенко В.А. Влияние фрикционно-упрочняющей обработки на структуру, фазовый состав и износостойкость стали и чугуна. *Металлофизика*. 1980. Т. 2. № 6. С. 111–117.
34. Бабей Ю.И. Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. К. : "Наук. думка", 1988. 237 с.
35. Бабей Ю.И., Бутаков Б.И., Сысоев В.Г. Поверхностное упрочнение металлов К. : Наукова думка, 1995. 253 с.
36. Бабей Ю.И., Глек Р.И., Максимишин М.Д., Журавлева Н.А. Термонапряженное состояние, возникающее в поверхностных слоях плоских деталей в процессе фрикционного упрочнения. *Физико-химическая механика материалов*. 1982. № 3. С. 75–78.
37. Сизый Ю.А. Теоретические основы управления структурой и параметрами технологических систем фрикционной резки: Дис. док. техн. наук: Харьков, 1996.
38. Сизый Ю.А. Теория и практика фрикционной резки. Деп. в ГНТБ Украины. №2501-УК95. К. : 1995. С. 333.
39. Крагельский И.В., Монін Н.В. Вплив технологічних середовищ та матеріалу інструменту на параметри фрикційного зміцнення. *Машиновидавництво*. 1998. № 11. С. 30–34.

40. Міхєєв В.В., Сухаріна Н.Н. Вплив імпульсного зміцнення на зносостійкість сталей при різних видах тертя. *4-й міжнародний симпозиум українських механіків у Львові*. Тези доповідей. Львів, 1999. С. 136–137.
41. Бердичевский Е.Г. Смазочно-охлаждающие средства для обработки материалов: Справочник. М. : Машиностроение, 1984. 224 с.
42. Шаповалов В.И. Водород как легирующий элемент. *Металловед. и терм. обраб. мат.* 1985. № 8. С. 13–17.
43. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. М. : Metallurgia, 1982. 232 с.
44. Гурей І.В. Вплив водню на характеристики поверхневого шару при фрикційному обробленні. *Вісник ТДТУ*. Т. : ТДТУ, 2005. Том 10. № 1. С. 48–53.
45. Костецький Б.А. Облік пластичної деформації при високошвидкісній механічній обробці поверхонь заготовель. “Київський політехнічний інститут”. *Машинобудування*. 1999. Вип. 37. С. 113–117.
46. Кирилів В.І. Розроблення методу поверхневого легування сталей при механоім. пульсній обробці : дис. на здобуття наук. ступ. канд. техн. наук: спец. 05.02.01 / Кирилів Володимир Іванович. Львів : 1997. 185 с.
47. Евдокимова А.Н. Трибологические особенности и практические возможности высокоскоростного знакопеременного трения и шлифования : дис. на соискание ученой степ. канд. техн. наук: спец. 05.02.04 / Евдокимова Алла Николаевна. К. : 1998. 450 с.
48. Кірик М.Д., РудьА.Є. Установка для поверхневого зміцнення сталевих деталей шляхом обробки високошвидкісним тертям. *Науковий вісник НЛТУ України: Збірник науково-технічних праць*. Львів : РВВ НЛТУ України. 2009. Вип. 19.4. С. 86–89.
49. Айнабекова С.С. Шеров К.Т. Об актуальности исследования физико-механических свойств обрабатываемых материалов при ТФО. *Труды Международной научно-практической конференции «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения № 10)*, 14-15 июня 2018 г. В 7-и частях. Часть 5/ Министерство образования и науки

РК, Карагандинский государственный технический университет. Караганда : Изд-во КарГТУ, 2018. С. 31–33.

50. Голубец В.М. Технологічні методи поверхневого зміцнення металічних конструкційних матеріалів : Навч. посібник. Львів : ВТФ "Друксервіс", 2000. 178 с.

51. Lakshminarayanan A.K., Balasubramanian V. Understanding the parameters controlling friction stir welding of AISI 409M ferritic stainless steel. *Metals and materials international*. 2011. Vol. 17. № 6. P. 969–981.

52. Galvao I., Leal R.M. Loureiro A.. Influence of tool shoulder geometry on properties of friction stir welds thin copper sheets. *Journal of materials processing technology*. 2013. Vol. 213. Iss. 2. P. 129–135.

53. Rajamanickam N., Balusamy V., Magudeeswaran G., Natarajan K. Effect of process parameters on thermal history and mechanical properties of friction stir welds. *Materials & Design*. 2009. Vol. 30. Iss. 7. P. 2726–2731.

54. Momeni A., Arabi H., Rezaei A., Badri H., Abbasi S.M. Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*. (2011). Vol. 528. Iss. 4–5, 25. P. 2158–2163.

55. Sidhom H., Ghanem F., Amadou T., Gonzalez G., Braham C. Effect of electro discharge machining (EDM) on the AISI316L SS white layer microstructure and corrosion resistance. *The international journal of advanced manufacturing technology*. 2013. 65. 1–4. P. 141–153.

56. Sipos K., Lopez M., Trucco M. Surface martensite white layer produced by adhesive sliding wear friction in AISI 1065 steel. *Revista latinoamericana de metalurgia y materiales*. 2008. 28. 1. 46–50.

57. Паршин А.Н., Кирилов Н.В. Физические и структурные аспекты обработки сплавов концентрированными источниками энергии. *Металлы*. 1995. № 3. С. 122–127.

58. Гурьев А.В., Дудкина Н.Г., Федоров А.В. Влияние электромеханического упрочнения на механические свойства углеродистой стали. *Физико-химическая механика материалов*. 1990. № 3. С. 26–30.

59. Багмутов В.П., Захаров И.Н. Моделирование тепловых процессов при воздействии на материал концентрированных потоков энергии. *Mechanika*. Kaunas : 1999. № 4. С. 42–49.
60. Багмутов В.П., Захаров И.Н. Формирование структуры поверхностного слоя материала при воздействии концентрированных потоков энергии. *Mechanika*. Kaunas: 2000. № 1. С. 10–17.
61. Дудкина Н.Г, Бурминская Л.Н., Свитачев А.Ю. Влияние термических процессов при ЭМО на формирование структуры поверхностного слоя закаленных углеродистых сталей. *Физико-химическая механика материалов*. 1995. № 5. С. 113–115.
62. Скаков Ю.А. Высокоэнергетическая пластическая деформация, диффузия и механохимический синтез. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2004. № 4. С. 3–12.
63. Штремель М.А. Об участии диффузии в процессах механического легирования. *МиТОМ*. 2002. № 8. С. 10–12.
64. Макаров А.В., Коршунов Л.Г.. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой. *Известия ВУЗов. Физика*. 2004. № 8. С. 65–80.
65. Макаров А.В., Коршунов Л.Г.. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки. *Трение и износ*. 2003. Т. 24. № 3. С. 301–306.
66. Wang Z.B., Tao N.R., Li S., Wang W., Liu G., Lu J., Lu K. Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel. *Materials science and engineering: A*. 2003. Vol. 352, Iss. 1–2. P. 144–149.
67. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials science and engineering: A*. 2004, Vol. 375–377. P. 38–45.
68. Ba D.M., Ma S.N., Meng F.J., Li C.Q. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of chrome-silicon alloy steel. *Surface and coatings technology*. 2007. Vol. 202. Iss. 2. P. 254–260.

69. Xu Y.H., Peng J.H., Fang L. Nano-crystallization of steel wire and its wear behavior. *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 483–484. P. 688–691.
70. Zhou L., Liu G., Han Z., Lu K. Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI52100 steel. *Scripta materialia*. 2008. Vol. 58. Iss. 6. P. 445–448.
71. Lv X.R., Wang S.G., Liu Y., Long K., Li S., Zhang Z.D. Effect of nanocrystallization on tribological behaviors of ingot iron. *Wear*. 2008, Vol. 264. Iss. 7–8. P. 535–541.
72. Yan W., Fang L., Sun K., Xu Y. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel. *Materials science and engineering: A*. 2007, Vol. 460–461. P. 542–549.
73. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л., Насонов С.П. Структура, прочность и теплостойкость мартенсита стали У8, деформированной трением. *Физика металлов и металловедение*. 1996. Т. 82. Вып. 2. С. 38–48.
74. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. Твердость, теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упрочненных в условиях трения скольжения. *Деформация и разрушение материалов*. 2006. № 4. С. 26–33.
75. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 3. С. 57–62.
76. Макаров А.В., Саврай Р.А., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю.. Сопротивление разупрочнению и изменение химического состава поверхности трения высокоуглеродистой стали при длительном нагреве в вакууме. *Известия Челябинского научного центра*. 2009. Вып. 2 (44). С. 22–27.
77. Рудь А.Є. Особливості зміцнення високошвидкісним тертям з попутною подачею заготовки. *Науковий вісник НЛТУ України*. 2009. Вип. 19.3. С. 120–125.
78. Голубець В.М., Кірик М.Д., Капраль Ю.Р., Рудь А.Є. Фізико-механічні

характеристики зміцненого високошвидкісним тертям наноструктурного шару на сталі 45. *Науковий вісник Національного лісотехнічного університету України* : зб. наук.-техн. пр. Львів : РВВ НЛТУ України, 2012. Вип. 22.13. С. 114–117.

79. Кірик М., Голубець В., Капраль Ю., Рудь А. Встановлення режимів зміцнення високошвидкісним тертям ножів з конструкційних сталей для різання деревини. *Машинознавство*. 2013. № 3–4. С. 28–31.

80. Гриднев В.Н., Трефилов В.И Фазовые и структурные превращения и метастабильное состояние в металлах. Киев : Наукова думка, 1988. 264 с.

81. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Структура и свойства металлов и сплавов. Диффузия в металах и сплавах. Справ. Киев : Наук, думка, 1987. 510 с.

82. Стали и сплавы. Марочник. Под ред. В.Г. Сорокина, М.А. Гервасьева. М. : Интермет Инжиниринг, 2003. 608 с.

83. Ляшенко Б.А., Клименко С.А. Тенденции развития упрочняющей поверхностной обработкой и положение в Украине. *Сучасне машинобудування*. 1999. № 1. С. 94–104.

84. Скобло Т.С., Коломиец В.В., Ридный В.Ф., Ридный Р.В. Управление напряженным состоянием поверхностного слоя – путь к упрочнению. *Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка «Технічний сервіс АПК, техніка та технології у сільськогосподарському машинобудуванні»*. Харків, 2010. Вип. 101. С. 3–7.

85. Манько О.В. Стецько Ю.Б., Білявський М.Л. Утворення білого шару при фрикційно-зміцнюючій обробці тонких пластин. *Процеси механічної обробки в машинобудуванні*. 2005. Вип 1. С. 146–157.

86. Капраль Ю.Р. Ефективність використання дереворізальних ножів, виготовлених з конструкційних сталей та зміцнених високошвидкісним тертям : дисертація кандидата технічних наук : [спеціальність] 05.05.04 Машини для земляних, дорожніх і лісотехнічних робіт / Ю.Р. Капраль; Міністерство освіти і науки України, Державний вищий навчальний заклад Національний лісотехнічний університет України. Львів, 2016. 162 с.

87. Борисов Б.Я. Высокоскоростное резание металлов пилами. К. : Вища школа, 1980. 91 с.
88. Баранова Л.В., Демина Э.Л. Металлографическое травление металлов и : справ. изд. М. : Metallurgiya, 1986. – 256 с.
89. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления : справочник ; пер. с нем. Н.И. Туркиной, Е.Я. Капуткина ; под ред. И.Н. Фридляндера и др. М. : Metallurgiya, 1988. 399 с.
90. Канарчук В.Є. Шевченко В.І. Методи дослідження металів : навч. посіб.. Київ : НТУ, 2001. 98 с.
91. Бармін О.Є., Білозеров В.В., Волков О.О., Зозуля Е.В., Зубков А.І., Колупаєв І.М., Костик В.О., Лябук С.І., Махатілова Г.І., Павлюченко О.О., Погрібний М.А., Протасенко Т.О., Реброва О.М., Соболев О.В., Субботіна В.В. Матеріалознавство : лаб. практикум : до 130-річчя Національного технічного ун-ту «Харківський політехнічний інститут» ; ред.: О.В. Соболев, О.О. Павлюченко ; Харківський політехнічний ін-т, нац. техн. ун-т. Харків : НТУ «ХПІ», 2015. 544 с.
92. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. М. : Metallurgiya, 1970. 366 с.
93. Васильев А.С. Основы метрологии и технические измерения : [Учеб. пособие для сред. ПТУ]. М. : Машиностроение, 1988. 240 с.
94. Резников А.Н. Теплофизика резания. М. : Машиностроение, 1969. 288 с.
95. Сипайлов В.А. Тепловые процессы при шлифовании и управление качеством поверхности. М. : Машиностроение, 1978. 167 с.
96. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Гуцаленко Ю.Г., Волков О.А. Упрочнение методом термофрикционной обработки материалов. *Вісник Харківського державного технічного університету сільського господарства «Технічний сервіс АПК, техніка та технології у сільськогосподарському машинобудуванні»*. Харків, 2004. Вип. 26. С. 150–156.
97. Волков О.О., Погрібний М.А. Дослідження особливостей зміцнення сталей з різним вмістом вуглецю методом ТФО. *Інформаційні технології: наука,*

техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доповідей XXVII міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2019, 15-17 травня 2019 р.: у 4 ч. Ч. I. / за ред. проф. Сокола Є.І. Харків : НТУ «ХПІ». С. 284.

98. Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г. и др. Материаловедение : учебник для вузов. М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. 648 с.

99. Дяченко С.С., Дощечкіна І.В., Мовлян А.О., Плешаков Е.І. Матеріалознавство : підручник. Х. : Вид-во ХНАДУ, 2007. 440 с.

100. Волков О.А. Погребной Н.А., Сизый Ю.А., Кулик Г.Г. Исследование теплового влияния ТФО на структуры и свойства различных марок сталей. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: матеріали XVII міжнар. наук.-прак. конф. 20-22 травня 2009 р. Харків: у 2 ч. Ч. 1. Харків: НТУ «ХПІ». 2009. С. 328.

101. Volkov O.A. Study of heat deformation influence in surface strain hardening of steel by thermofriction processing. *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 2016. Vol. 2. № 5 (80). P. 38–44.

102. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Упрочение поверхности стали Х12М при помощи термофрикционной обработки. *Физические и компьютерные технологии в народном хозяйстве*. Труды 7-й Международной научно-технической конференции, 27-28 мая 2003 г. Харьков: ХНПК «ФЭД», 2003. С. 130–133.

103. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Упрочнение цилиндрических деталей из стали 65Г методом ТФО. *Високі технології в машинобудуванні* : Зб. наук. праць НТУ «ХПІ». Вип. 1(10). Харків : НТУ «ХПІ», 2005. С. 142–146.

104. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Упрочнение цилиндрических деталей из стали 65Г методом ТФО. *«Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я» MicroCAD-2005*. Матеріали XIII міжнар. наук.-прак. конф. 19-20 травня 2005 р. Харків: Харків: НТУ «ХПІ». 2005. С. 30.

105. Азаров М.С., Волков О.А., Погребной Н.А. Исследование особенностей термофрикционного упрочнения образцов с переменным сечением. *X Міжнародна науково-практична студентська конференція магістрантів*

(05–08 квітня 2016 року): матеріали конференції: у 3-х ч. Ч. 2. Харків : НТУ «ХПІ», 2016. С. 4–5.

106. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Гуцаленко Ю.Г., Волков О.А. Упрочнение деревообрабатывающих ножей из стали 65Г методом термофрикционной обработки. *Резание и инструмент в технологических системах* : междунар. науч.-техн. сб. / НТУ «ХПИ». Вып. 67. Харьков : НТУ «ХПИ», 2004. С. 37–41.

107. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Гуцаленко Ю.Г., Волков О.А. Упрочнение деревообрабатывающих ножей из стали 65Г методом термофрикционной обработки. *«Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я» MicroCAD-2004*. Матеріали ХІІ міжнар. наук.-прак. конф. 20-21 травня 2004 р. Харків: Харків: НТУ «ХПІ». 2004. С. 24.

108. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А., Кулик Г.Г. Усовершенствование технологии упрочнения деревообрабатывающих ножей с применением метода ТФО. *Физические и компьютерные технологии*. Труды 10-й Международной научно-технической конференции, 28-30 сентября 2004 г. Харьков: ХНПК «ФЭД», 2004 г. С. 67–71.

109. Погребной Н.А., Волков О.О., Савицкий Б.А., Гуцаленко Ю.Г., Кулик Г.Г. Исследование влияния многопроходной термофрикционной обработки на формирование белого слоя в стали 65Г. *Резание и инструмент в технологических системах* : междунар. науч.-техн. сб. / НТУ «ХПИ». Вып. 71. Харьков : НТУ «ХПИ», 2006. С. 107–111.

110. Погрібний М.А., Волков О.О., Сізий Ю.А., Гуцаленко Ю.Г. Електронно-мікроскопічне дослідження «білого шару» після термофрикційної обробки. *Резание и инструмент в технологических системах* : междунар. науч.-техн. сб. / НТУ «ХПИ». Вып. 72. Харьков : НТУ «ХПИ», 2007. С. 126–131.

111. Погрібний М.А., Волков О.О., Сізий Ю.А., Гуцаленко Ю.Г., Кулик Г.Г. Дослідження фазового складу сталей 65Г та У8А після зміцнення шляхом термофрикційної обробки. *Високі технології в машинобудуванні* : зб. наук. пр.

НТУ «ХПІ». Вип. 2 (13) / Харківський політехнічний ін-т, нац. техн. ун-т. Харків : НТУ «ХПІ», 2006. С. 95–98.

112. Погрібний М.А., Волков О.О., Гуцаленко Ю.Г., Березуцька О.В. Дослідження впливу термофрикційної та наступної чистової обробок на структуру сталі 65Г. *Високі технології в машинобудуванні*: Зб. наук. пр. НТУ «ХПІ». Харків, 2007. Вип. 1(14). С. 61–69.

113. Погребной Н.А., Волков О.А., Березуцкая Е.В. Исследование влияния термофрикционной и последующей чистовой обработки на структуру стали 65Г. *«Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я» MicroCAD-2007*. Матеріали XV міжнар. наук.-прак. конф. 22-23 березня 2007 р. Харків: Харків: НТУ «ХПІ», 2007. С. 28.

114. Погрібний М.А., Сизий Ю.А., Волков О.О. Дослідження структури сталі після ТФО і чистового шліфування. *Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства «Технічний сервіс АПК, техніка та технології у сільськогосподарському машинобудуванні»*. Харків, 2007. Вип. 61. С. 255–260.

115. Спосіб зміцнення та шліфування поверхні. Патент № 90191 У Україна: МПК С2 УА. Волков О.О., Погрібний М.А., Сизий Ю.А. а200808150; заявл. 17.06.2008; опубл. 12.04.2010. Бюл. №7.

116. Волков О.А. Влияние термофрикционной обработки на структуру и свойства стали 15Х11МФ. *Вісник НТУ «ХПІ»*. Харків: НТУ «ХПІ», 2002. № 6. Т. 2. С. 66–68.

117. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Упрочение поверхности из стали 15Х11МФ при помощи термофрикционной обработки. *Вісник Харківського державного технічного університету сільського господарства «Підвищення надійності відновлюємих деталей машин. Фізичні та комп'ютерні технології»*. Харків, 2002. Вип. 10. С. 44–48.

118. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Температурное поле на входе и выходе с поверхности упрочняемой трением. *Вісник Харківського держав-*

ного технічного університету сільського господарства «Підвищення надійності відновлюємих деталей машин». Харків, 2003. Вип. 18. С. 84–93.

119. Волков О.А. Погребной Н.А., Сизий Ю.А. Термофрикционная обработка поверхности из стали 15Х11МФ. *Физические и ком-пьютерные технологии в народном хозяйстве*. Труды 5-й Международной научно-технической конференции, 28-29 мая 2002 г. Харьков: ХНПК «ФЭД», 2002 г. С. 235–239.

120. Волков О.О., Погрібний М.А., Сизий Ю.А. Дослідження ролі теплових явищ у формуванні структур та властивостей сталей різних марок при зміцненні методом ТФО. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: Тези доповідей XVIII міжнародної науково-практичної конференції, Ч.ІІ (12-14 травня 2010 р., Харків). Харків, НТУ «ХП». – С. 11.

121. Волков О.О., Погрібний М.А., Сизий Ю.А., Кулик Г.Г. Дослідження ролі теплових явищ у формуванні структур та властивостей сталей різних марок при зміцненні методом ТФО. *Вісник національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»*. Харків: НТУ "ХП", 2010. Вип. 40. С. 17–24.

122. Волков О.А. Исследование роли тепловых явлений в формировании структур и свойств сталей разных марок при упрочнении поверхности методом ТФО. *VIII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов»*. Москва. 15-18 ноября 2011 г. / Сборник материалов. М. : ИМЕТ РАН, 2011. С. 572.

123. Волков О.А. Исследование влияния тепловых процессов на формирование структур и свойств сталей разных марок при упрочнении методом ТФО. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: Тези доповідей XX міжнародної науково-практичної конференції, Ч. II (15-17 травня 2012 р., Харків). – Харків, НТУ «ХП». С. 11.

124. Волков О.О. Дослідження теплового впливу термофрикційної обробки на структуру та властивості сталей. *Інформаційні технології : наука, техніка,*

технологія, освіта, здоров'я : Тези доповідей XXI міжнародної науково-практичної конференції, Ч. II (29-31 травня 2013 р., Харків). Харків, НТУ «ХПІ». С. 12.

125. Князєв С.А., Погрібний М.А., Волков О.О. Оптимізація режимів зміцнення ТФО сталей з різним хімічним складом. Тези доповідей I Університетської науково-практичної студентської конференції магістрантів Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». Харків: НТУ «ХПІ». Т. 1. 2007. С. 127–128.

126. Волков О.А. Исследование влияния ТФО на напряженное состояние в стали 15Х11МФ. *Вестник национального технического университета «ХПИ»* : сб. науч. тр. : темат. вып. / Харьковский политехнический ин-т, нац. техн. ун-т. Вып. 12 : Технологии в машиностроении / Харьков : НТУ «ХПИ», 2005. С. 84–88.

127. Волков О.О., Погрібний М.А., Дмитрук В.Л. Дослідження впливу ТФО на теплостійкість сталі 65Г. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: Тези доповідей XXII міжнародної науко-во-практичної конференції, Ч.ІІ (15-17 жовтня 2014 р., Харків) / за ред. проф. Товажнянського Л.Л. Харків, НТУ «ХПІ». С. 9.

128. Дмитрук В.Л., Волков О.О. Дослідження теплостійкості сталі, що зміцнена методом ТФО при її подальшому нагріванні до різних температур. *VIII Університетська науково-практична студентська конференція магістрантів Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»* (22–24 квітня 2014 року : матеріали конференції: у 3-х ч. Ч. 2. – Харків : НТУ «ХПІ», 2014. С. 10.

129. Єфремов А.Є., Волков О.О., Погрібний М.А. Дослідження характеру знеміцнення сталі при нагріванні після зміцнення ТФО. *XI Міжнародна науково-практична конференція магістрантів та аспірантів (18–21 квітня 2017 року)*: матеріали конференції: у 3-х ч. Ч. 1. Харків : НТУ «ХПІ», 2017. С. 152.

130. Пантелеєнко Ф.И., Саранцев В.В., Какошко Е.С. Основы материаловедения в энергетике [Электронный ресурс] : учебно-методическое пособие для

слушателей курсов повышения квалификации энергетиков, студентов энергетического факультета БНТУ и слушателей переподготовки по специальности 1-43 01 78 "Диагностика и техническое обслуживание энергооборудования организаций"; Белорусский национальный технический университет, Институт повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики. Минск : БНТУ, 2016. 98 с.

131. Погребной Н.А., Сизый Ю.А., Гуцаленко Ю.Г., Волков О.А. Формирование упрочненного поверхностного слоя сталей после предварительной термофрикционной обработки. *Резание и инструмент в технологических системах* : междунар. науч.-техн. сб. / НТУ «ХПИ». Вып. 73. Харьков : НТУ «ХПИ», 2007. С. 244–250.

132. Pogrebnoy N.A., Sizi Yu.A., Gutsalenko Yu.G., Volkov O.A. Steel strengthened surface layer forming as result of thermofriction preprocessing and diamond-spark grinding. *7 th International Conference «Research and Development in Mechanical Industry» RaDMI 2007*, 16-20 Sept. 2007, Belgrade, Serbia: Proceedings on CD-ROM. P. 241–245.

133. Спосіб зміцнення поверхні. Патент № 90192 U Україна: МПК С2 UA. Волков О.О. а200808153; заявл. 17.06.2008; опубл. 12.04.2010. Бюл. №7.

134. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.О. Дослідження зносостійкості деревообробного інструмента зміцненого методом ТФО в промислових умовах. *Вестник национального технического университета «ХПИ»*: сб. науч. тр.: темат. вып. / «Харьковский политехнический ин-т», нац. техн. ун-т. Вып. 27 : Новые решения в современных технологиях / Харьков : НТУ «ХПИ», 2006. С. 93–95.

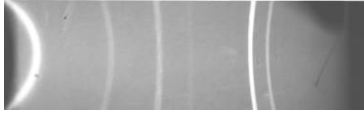
135. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А. Исследование износостойкости деревообрабатывающего инструмента упрочненного методом ТФО в промышленных условиях. *«Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я» MicroCAD-2006*. Матеріали XIV міжнар. наук.-прак. конф. 18-19 травня 2006 р. Харків: Харків: НТУ «ХПІ». 2006.

136. Волков О.А., Погребной Н.А., Сизый Ю.А. Исследование эксплуатационной стойкости деревообрабатывающих ножей из стали 65Г после упрочнения методом ТФО. *«Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я»*. Матеріали XVI міжнар. наук.-прак. конф. 4-6 червня 2008 р. Харків: у 2 ч. Ч. 1. Харків: НТУ «ХП». 2008. С. 268.
137. Волков О.О. Прасок Б.Л., Якунін В.А. Зміцнення ювелірного інструменту з використанням методу термофрикційної обробки (ТФО). *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: тези доповідей XXV міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2017, 17-19 травня 2017 р.: у 4 ч. Ч. II. Харків: НТУ «ХП». С. 14.
138. Волков О.О. Дослідження термофрикційного зміцнення робочої частини ювелірного інструменту. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: тези доповідей XXVI міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2018, 16-18 травня 2018 р.: у 4 ч. Ч. I. Харків: НТУ «ХП». С. 269.
139. Волков О.О. Зміцнення робочої частини ювелірного штихеля. *Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я*: тези доповідей XXVII міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2019, 15-17 травня 2019 р.: у 4 ч. Ч. I. / за ред. проф. Сокола Є.І. Харків : НТУ «ХП». С. 283.

ДОДАТКИ

ДОДАТОК А
РЕНТГЕНОГРАМИ ЗРАЗКІВ

Сталь 65Г



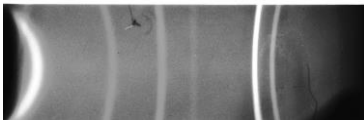
$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$

а

 $\varepsilon\text{-Fe}_2\text{C}$ 

$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\gamma\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\gamma\text{-Fe}_\beta$

б



$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$

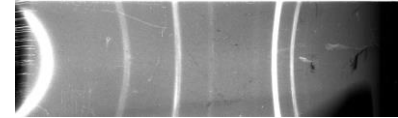
в

 $\varepsilon\text{-Fe}_2\text{C}$ 

$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\gamma\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\varepsilon\text{-Fe}_2\text{C}$

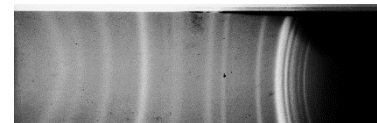
г

Сталь У8А



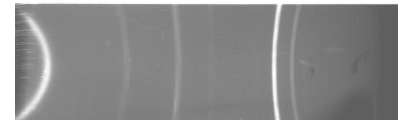
$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$

а

 $\varepsilon\text{-Fe}_2\text{C}$ 

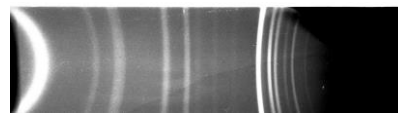
$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\gamma\text{-Fe}_\beta$ $\gamma\text{-Fe}_\alpha$ Fe_3O_4

б



$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$

в

 $\varepsilon\text{-Fe}_2\text{C}$ 

$\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$ $\alpha\text{-Fe}_\alpha$ $\alpha\text{-Fe}_\beta$

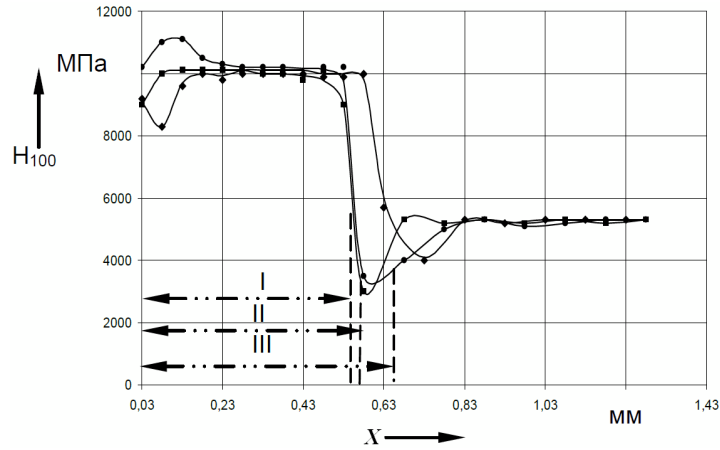
г

а – рентгенограма зразка в початковому стані (гартування і низькотемпературне відпускання); б – рентгенограма зразка після ТФЗ;
в – рентгенограма зразка в початковому стані (відпалювання);
г – рентгенограма зразка після ТФЗ

ДОДАТОК Б
 ФАЗОВИЙ СКЛАД ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ СТАЛЕЙ 65Г ТА У8А,
 ОТРИМАНІЙ ПІД ДІЄЮ ТФЗ

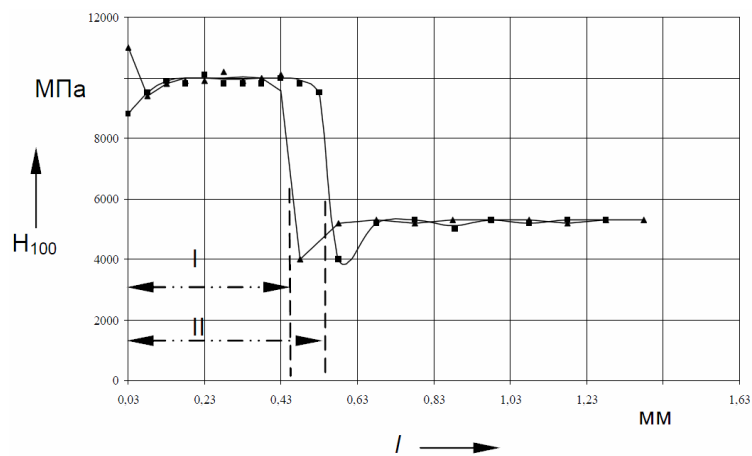
Режим оброблення зразків із сталі 65Г	$\theta_{\lambda, \text{Cr}}$, кут відбиття, °	Фази	Режим оброблення зразків із сталі У8А	$\theta_{\lambda, \text{Cr}}$, кут відбиття, °	Фази
Сталь 65Г після гартування та низькотемпературного відпускання	28,5	Fe ₃ O ₄	Сталь У8А після гартування та низькотемпературного відпускання	30,5	α -Fe _{β}
	30,5	α -Fe _{β}		33,6	γ -Fe _{α}
	34	α -Fe _{α}		34	α -Fe _{α}
	46	α -Fe _{β}		46,5	α -Fe _{β}
	52,5	α -Fe _{α}		53	α -Fe _{α}
	62,5	α -Fe _{β}		63	α -Fe _{β}
Сталь 65Г після гартування, низькотемпературного відпускання та ТФЗ	29,2	γ -Fe _{β} , ϵ -Fe ₂ C	Сталь У8А після гартування, низькотемпературного відпускання та ТФЗ	23	Fe ₃ O ₄
	30,5	α -Fe _{β}		24,5	FeO
	32	FeO, ϵ -Fe ₂ C		27	FeO, Fe ₃ O ₄
	33,6	γ -Fe _{α}		29	Fe ₃ O ₄ , ϵ - Fe ₂ C
	34	α -Fe _{α}		32	FeO, ϵ -Fe ₂ C
	39,5	γ -Fe _{α}		39,5	γ -Fe _{α}
	44	α -Fe _{β}		42	Fe ₃ O ₄
	48,5	FeO		48	FeO
	53	α -Fe _{α}		55	γ -Fe _{β}
	63	α -Fe _{β}		63	α -Fe _{β}
				69	—
Сталь 65Г після відпалювання	31	α -Fe _{β}	Сталь У8А після відпалювання	30,5	α -Fe _{β}
	34,5	α -Fe _{α}		34	α -Fe _{α}
	47,5	α -Fe _{β}		46,5	α -Fe _{β}
	53	α -Fe _{α}		53	α -Fe _{α}
	63	α -Fe _{β}		63	α -Fe _{β}
Сталь 65Г після відпалювання та ТФЗ	27	Fe ₃ O ₄ , FeO	Сталь У8А після відпалювання та ТФЗ	24,5	Fe ₂ O ₃
	29	Fe ₃ O ₄ , ϵ -Fe ₂ C		27	Fe ₃ O ₄ , FeO
	30,5	α -Fe _{β}		28,5	Fe ₃ O ₄ , ϵ -Fe ₂ C
	32	FeO, ϵ -Fe ₂ C		30,5	α -Fe _{β}
	34	α -Fe _{α}		32	FeO, ϵ -Fe ₂ C
	39,5	γ -Fe _{α}		34	α -Fe _{α}
	49	FeO		38	Fe ₂ O ₃
	53	α -Fe _{α}		42,5	Fe ₃ O ₄
	63	α -Fe _{β}		46	α -Fe _{β}
				48	FeO
				52,5	α -Fe _{α}
				62,5	α -Fe _{β}

ДОДАТОК В
 ГРАФІК РОЗПОДІЛУ МІКРОТВЕРДОСТІ ПО ГЛИБИНІ ЗРАЗКА
 ІЗ СТАЛІ 65Г ПІСЛЯ ТФЗ



I – глибина зміцнення в зоні 1; II – глибина зміцнення в зоні 3;
 III – глибина зміцнення в зоні 2

ДОДАТОК Д
 ГРАФІК РОЗПОДІЛЕННЯ МІКРОТВЕРДОСТІ ПО ГЛИБИНІ ЗРАЗКА
 ІЗ СТАЛІ 65Г ПІСЛЯ ТФЗ, ЧИСТОВОГО ОБРОБЛЕННЯ
 ТА НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДПУСКАННЯ В ЗОНІ 2



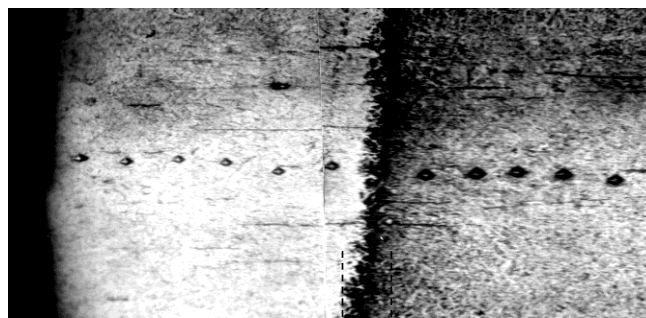
I – глибина зміцнення в зоні 3
 II – глибина зміцнення в зоні 2

ДОДАТОК Е
 ГРАФІК ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ В МОМЕНТ ТФЗ,
 МІКРОСТРУКТУРА ТА МІКРОТВЕРДІСТЬ ЗРАЗКІВ
 СТАЛЬ 65Г

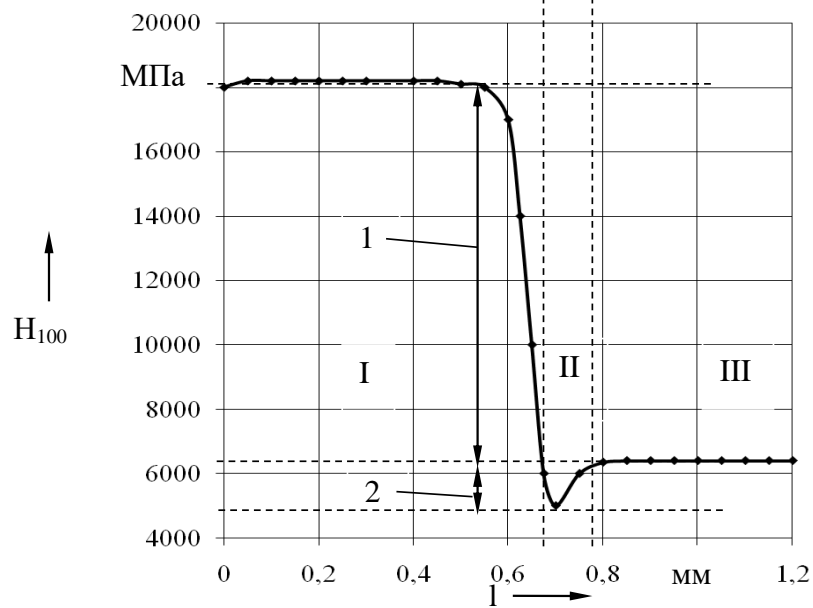


1 поділлка X – 3 мм; 1 поділлка Y – 0,4 мм

I II III



x 200



1 – рівень зміцнення; 2 – рівень знеміцнення;

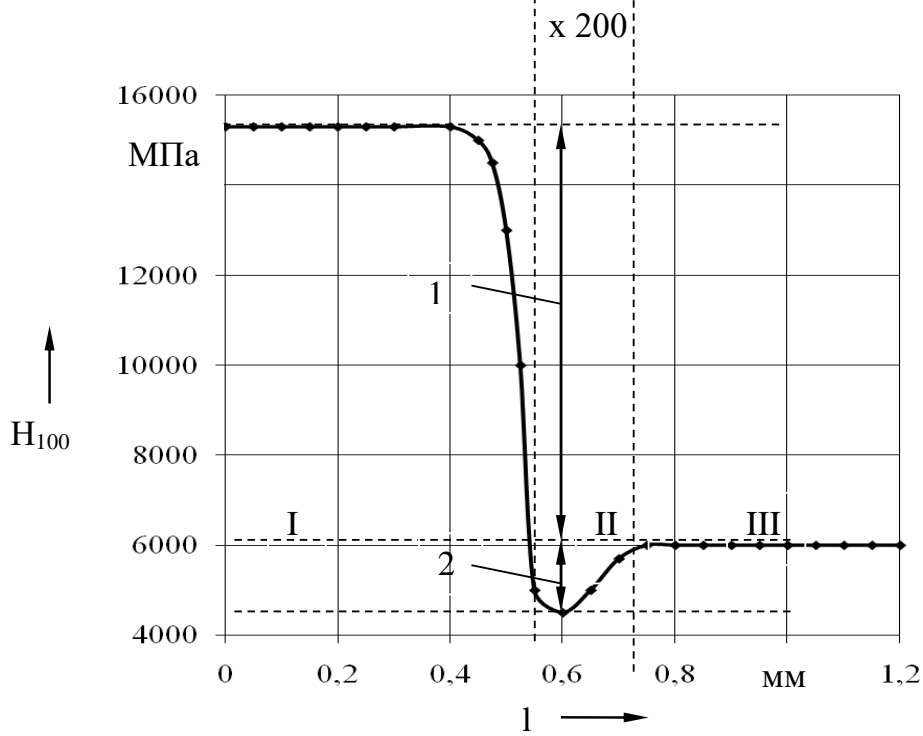
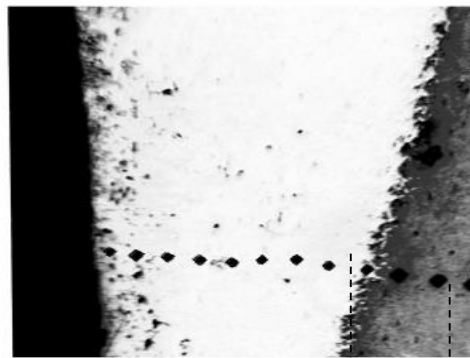
I – зона зміцнення; II – перехідна зона; III – зона основного металу

СТАЛЬ У8А



1 поділка X – 3 мм; 1 поділка Y – 0,4 мм

I II III



1 – рівень зміцнення; 2 – рівень знеміцнення;

I – зона зміцнення; II – перехідна зона; III – зона основного металу

СТАЛЬ X12M

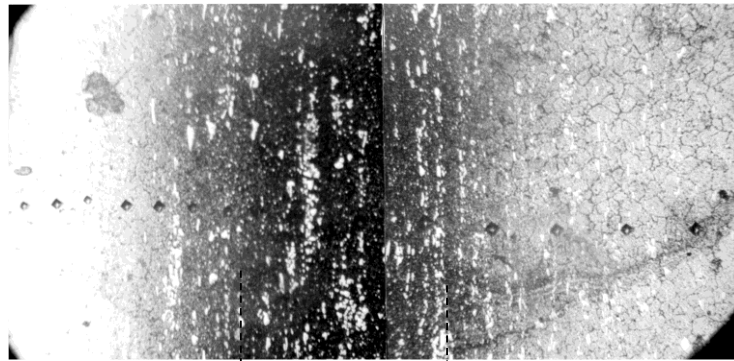


1 поділка X – 3 мм; 1 поділка Y – 0,4 мм

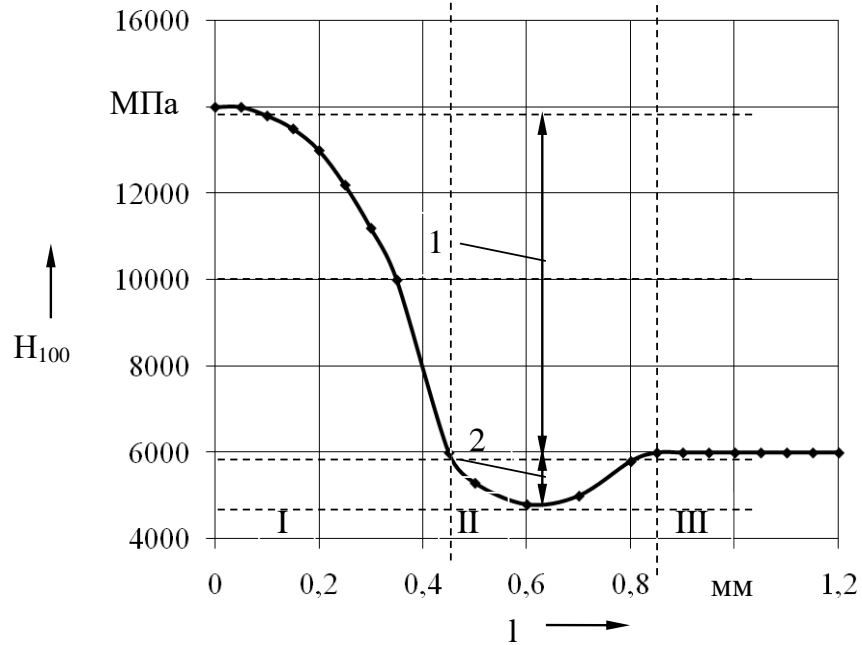
I

II

III



x 200



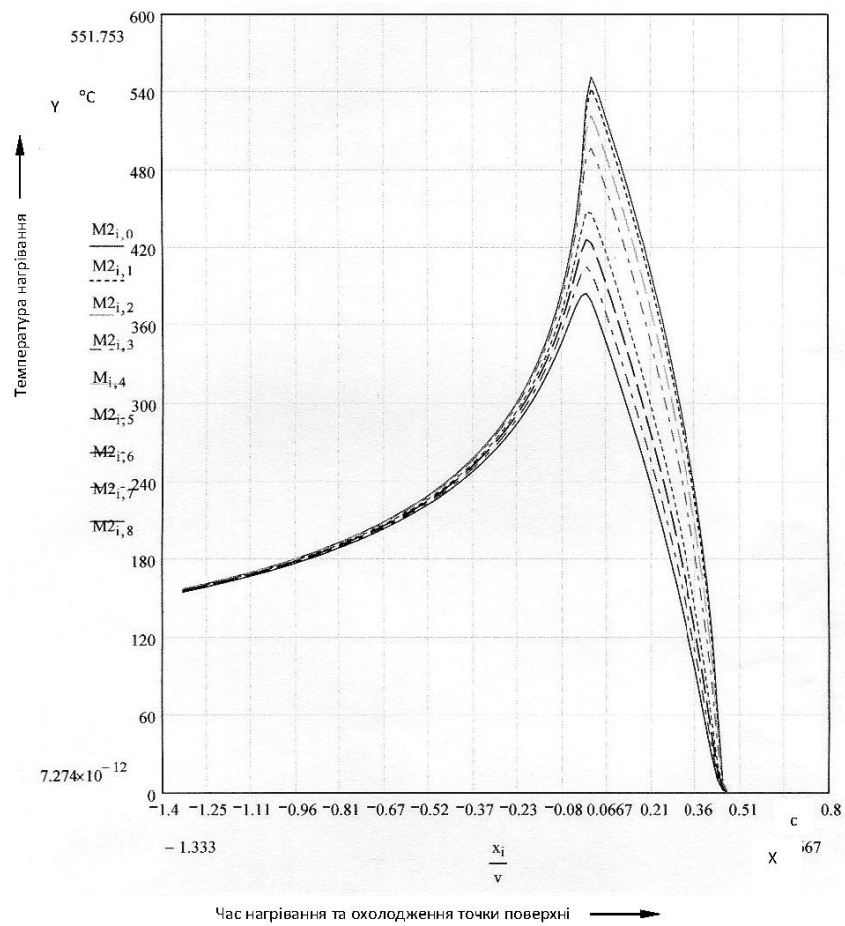
1 – рівень зміцнення; 2 – рівень знеміцнення;

I – зона зміцнення; II – перехідна зона; III – зона основного металу

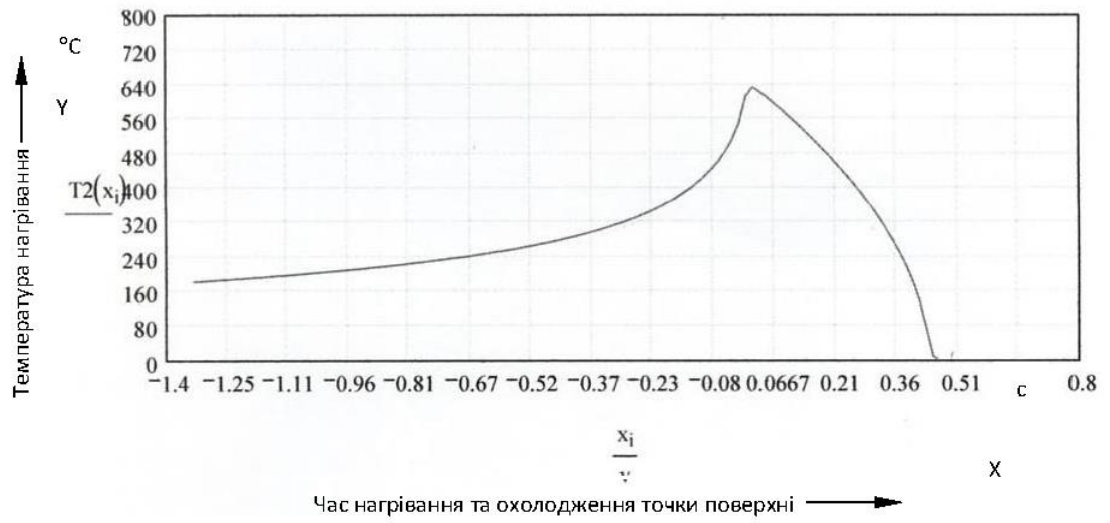
ДОДАТОК Є

ГРАФІК ПОШАРОВОГО НАГРІВАННЯ – ОХОЛОДЖЕННЯ ПОВЕРХНІ
 ЗРАЗКІВ В МОМЕНТ ТФЗ ЗА РЕЖИМОМ
 $S = 30 \text{ ММ/С}$ І $T = 0,7 \text{ ММ}$ У ВИХІДНОМУ СТАНІ ПІСЛЯ ГАРТУВАННЯ
 ТА НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДПУСКАННЯ

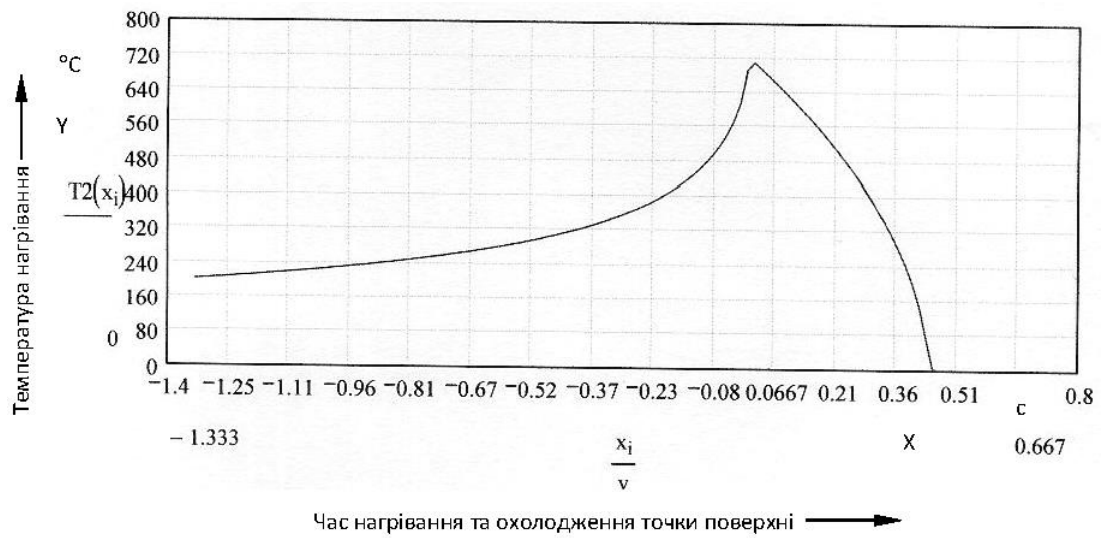
СТАЛЬ 65Г



СТАЛЬ У8А



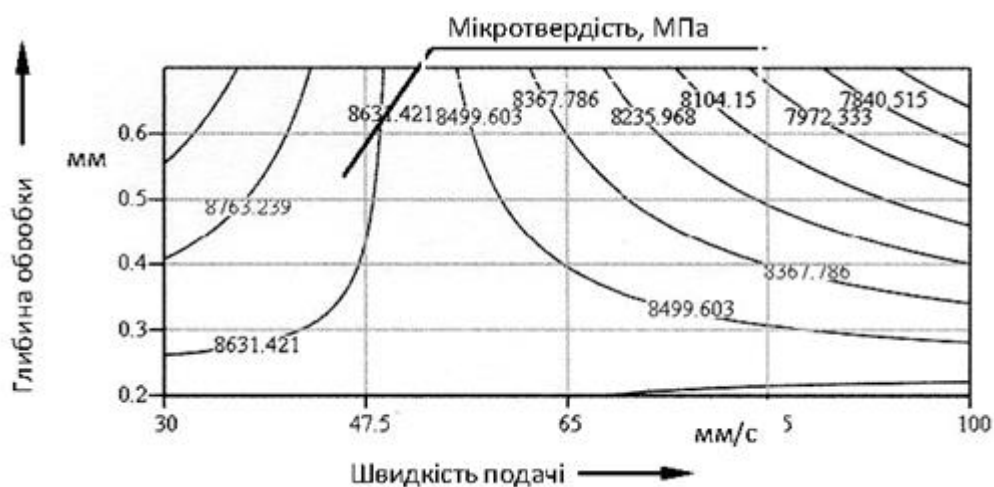
СТАЛЬ Х12М



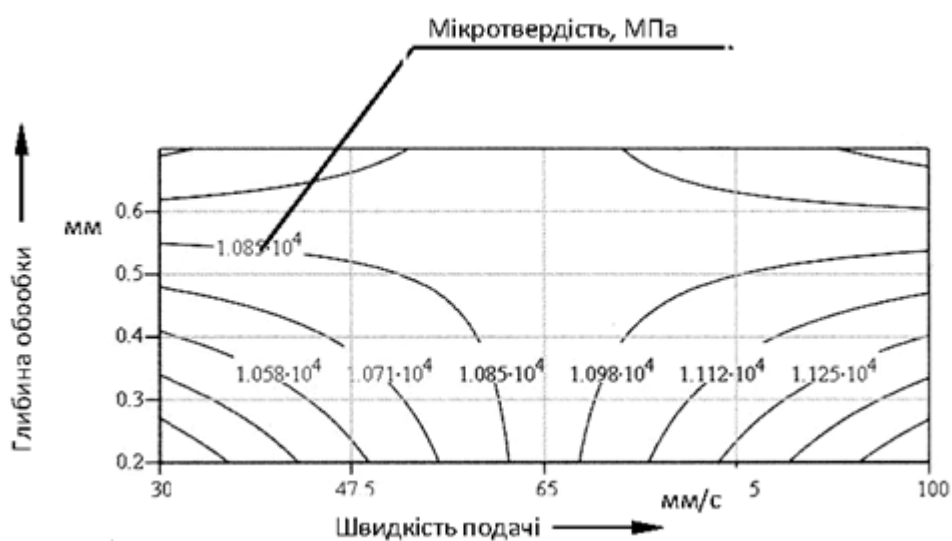
ДОДАТОК Ж

ГРАФІКИ ЗАЛЕЖНОСТІ МІКРОТВЕРДОСТІ ВІД РЕЖИМІВ ТФЗ
 В РЕЖИМНОМУ ДІАПАЗОНІ $S = 30\text{--}100$ ММ/С І $T = 0,2\text{--}0,7$ ММ
 ДЛЯ ЗРАЗКІВ У ВИХІДНОМУ СТАНІ ПІСЛЯ
 ГАРТУВАННЯ ТА НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДПУСКАННЯ

СТАЛЬ 15Х11МФ



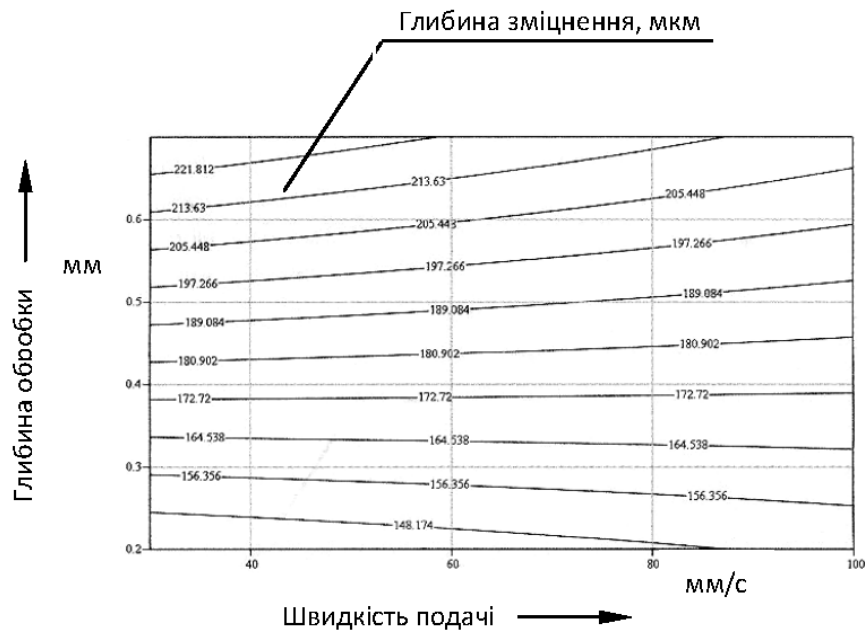
СТАЛЬ X12M



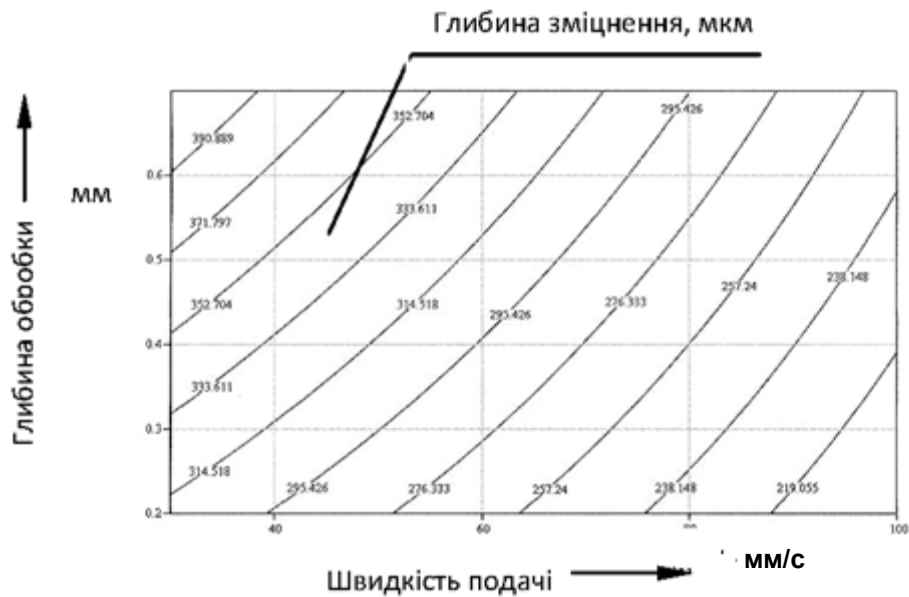
ДОДАТОК 3

ГРАФІКИ ЗАЛЕЖНОСТІ ГЛИБИНИ ЗМІЦНЕННЯ ВІД РЕЖИМІВ ТФЗ
 В РЕЖИМНОМУ ДІАПАЗОНІ $S = 30\text{--}100$ ММ/С І $T = 0,2\text{--}0,7$ ММ
 ДЛЯ ЗРАЗКІВ ІЗ У ВИХІДНОМУ СТАНІ ПІСЛЯ
 ГАРТУВАННЯ ТА НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДПУСКАННЯ

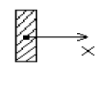
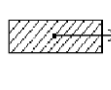
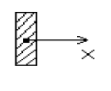
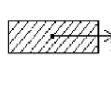
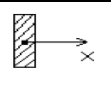
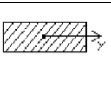
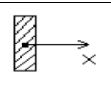
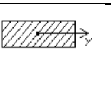
СТАЛЬ 15Х11МФ



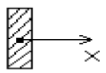

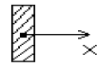

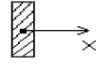

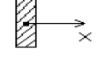

СТАЛЬ Х12М



ДОДАТОК И
РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ, МАКРОНАПРУЖЕННЯ

№ зразка	Складова	Кут нахилу, Ψ°	Глибина мкм	Кут відбиття, у випромінюванні хрому, θ°	Міжплщинна відстань, $d, \text{Å}$	Δd	Напруження кг/мм^2
1		0	Зовнішній шар	77,25	1,17442	0,00412	$\sigma_x = -57,43$
		45		77,6	1,17235		
		0		76,975	1,17573	0,00413	$\sigma_y = -57,1$
		45		77,42	1,17364		
2		0	150	77,1	1,17512	0,00113	$\sigma_x = -18,54$
		45		77,32	1,17409		
		0		77,15	1,17488	0,00428	$\sigma_y = -59,655$
		45		77,5	1,17280		
3		0	200 (гартування)	77,14	1,17450	0,00081	$\sigma_x = -11,29$
		45		77,32	1,17409		
		0		77,15	1,17488	0,00408	$\sigma_y = -56,87$
		45		77,5	1,172800		
4		0	360 (гартування)	77,195	1,17470	0,00120	$\sigma_x = -16,73$
		45		77,32	1,17409		
		0		77,215	1,17410	0,00196	$\sigma_y = -27,31$
		45		77,54	1,17309		

ДОДАТОК І
РЕЗУЛЬТАТИ ВИЗНАЧЕННЯ РІВНЯ МІКРОДЕФОРМАЦІЇ Й РОЗМІРІВ
БЛОКІВ

№ зра зка	Складова	Глибина від поверхні, мкм	L, Å		ε	
			Гаусс	Коші	Гаусс	Коші
1		Зовнішній шар	0,32 x 10 ³	0,5 x 10 ³	5,49 x 10 ⁻³	5 x 10 ⁻³
			0,25 x 10 ³	0,5 x 10 ³	5,83 x 10 ⁻³	4,9 x 10 ⁻³
2		150	0,26 x 10 ³	0,4 x 10 ³	4,12 x 10 ⁻³	2,3 x 10 ⁻³
			0,25 x 10 ³	0,5 x 10 ³	5,1 x 10 ⁻³	4,5 x 10 ⁻³
3		200 (гартування)	0,26 x 10 ³	0,22 x 10 ³	1,9 x 10 ⁻³	3,5 x 10 ⁻³
			0,38 x 10 ³	0,46 x 10 ³	4,32 x 10 ⁻³	3 x 10 ⁻³
4		360 (гартування)	0,41 x 10 ³	1,25 x 10 ³	3,74 x 10 ⁻³	3,35 x 10 ⁻³
			0,40 x 10 ³	1 x 10 ³	1,8 x 10 ⁻³	3,61 x 10 ⁻³

ДОДАТОК І
ПАТЕНТИ НА ВИНАХІД

УКРАЇНА UKRAINE



ПАТЕНТ

НА ВИНАХІД
№ 90191

СПОСІБ ЗМІЦНЕННЯ ТА ШЛІФУВАННЯ ПОВЕРХНІ

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на винаходи
12.04.2010.

Голова Державного департаменту інтелектуальної власності



М.В. Паладій



УКРАЇНА

UKRAINE



ПАТЕНТ

НА ВИНАХІД

№ 90192

СПОСІБ ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на винаходи 12.04.2010.

Голова Державного департаменту
інтелектуальної власності

М.В. Паладій



ДОДАТОК Й

АКТИ ПРО ВПРОВАДЖЕННЯ

АКТ

про використання розробок та випробування
результатів досліджень дисертаційної роботи асистента кафедри
“Матеріалознавство” НТУ “ХПІ” Волкова О.О.

Актуальним нині питанням науки та промисловості є розробка та використання енергозберігаючих методів обробки матеріалів, які дозволяють отримувати високі та надвисокі характеристики зміцнення, що впливає на підвищення ресурсу виробів та інструменту. Саме таким методом є термофрикційне зміцнення (ТФЗ).

Ця технологія є ефективним методом поверхневого зміцнення матеріалів, яка дозволяє отримувати підвищення твердості сталей в 2–3 рази, у порівнянні з їх твердістю після загартування.

За допомогою ТФЗ зміцнювався деревообробний інструмент, а саме деревообробні ножі із сталі 65Г, які після зміцнення були передані в експлуатацію в стандартних умовах підприємства. Випробування проводилось протягом 2007 року. Під час та після експлуатації проводилось порівняння деревообробних ножів які зазнавали ТФЗ з тими які не зазнавали ТФЗ. Порівняння тривалості роботи до перезагострення показало, що ножі без ТФЗ працюють в середньому 8 годин а ножі після ТФЗ працюють 16–22 години, в залежності від сировини та умов експлуатації.

Таким чином, можна зробити висновок, що дана технологія ТФЗ є достатньо ефективним методом зміцнення, який суттєво (в 2–3 рази) подовжує ресурс, інструменту та дозволяє скорочувати витрати, що пов’язані з особливостями даного виробництва, та підвищувати його продуктивність.

Директор ДП “Кроно-Мехсистем”



A handwritten signature in black ink, appearing to read "Likhoy M.V.", written over a light blue horizontal line.

Ліхой М.В.



ООО "Апостолов АгроМаш"

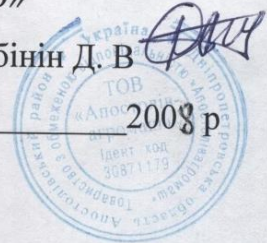
53800, ул. Каманина, 1-А, г. Апостолово, Днепропетровская обл., Украина
 моб. Тел. 8-10-38-050-323-64-85
 тел./факс. 8-10-38-05656-9-16-87,9-11-70.
 email : apmash@mail.aps.dp.ukrtel.net

«ЗАТВЕРДЖУЮ»

Директор Щербінін Д. В.

«24» квітня

2008 р



АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ

Ми, ті що нижче підписані, начальник цеху № 1 Наріжний В. Ф., начальник дільниці Сторожук О. А., та технолог цеху Пенцев В. О. склали цей Акт про запровадження результатів дисертаційної роботи асистента кафедри "Матеріалознавство" НТУ "ХП" Волкова О. О. "Дослідження особливостей формування структури і властивостей сталей при термофрикційній зміцнюючій обробці".

Цей Акт складено у тому, що у березні - квітні 2008 року на ВО АпостолівагроМаш було апробовано метод термофрикційної обробки, як засіб зміцнення сталей з метою зменшення витрат на ремонт та відновлення деталей, інструменту та обладнання. В результаті визначено, що вироби, поверхні яких були зміцнені шляхом ТФО, мали тривалість циклу роботи більше на 70 - 100 %, ніж вироби без обробки поверхні. Точність та чистота поверхні виробів відповідала ТУ підприємства.

При використанні методу термофрикційного зміцнення (ТФЗ), запропонованого Волковим О. О., для обробки поверхні деталей, інструменту та обладнання економічний ефект складав близько 6 гривень на 1м² поверхні виробу, або близько 1 грн 12 коп (у цінах березня 2008 року) на 1 кг маси деталей та інструменту, що були оброблені. Методика розрахунків економічного ефекту є комерційною таємницею, та оприлюдненню не підлягає.

Примітка: цей Акт не є підставою для виплати авторської винагороди дисертанту Волкову О. О.

Головний бухгалтер

Начальник цеху № 1

Начальник дільниці

Технолог цеху

Бокая Т. В

Наріжний В. Ф.

Сторожук О. А.

Пенцев В. О.

«ЗАТВЕРДЖУЮ»



Проректор з наукової роботи
 Національного технічного університету
 «Харківський політехнічний інститут»

_____ Марченко А.П.

_____ січня 2019 р.

АКТ

про використання результатів дисертаційної роботи на тему: «Підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту методом термофрикційного зміцнення» здобувача кафедри «Матеріалознавство» Волкова Олега Олексійовича, представленої па здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01, при виконанні науково-дослідних робіт Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут».

Комісія у складі: завідувач НДЧ, д. т. н., професор, Лісачук Г.В. (голова комісії) та члени комісії: заступник завідувача, к. ф.-м. н. Мостовой С.П. та завідувач кафедри «Матеріалознавство» д. ф.-м. н., проф. Соболь О.В. цим актом підтверджуємо, що результати дисертаційного дослідження здобувача кафедри «Матеріалознавство» Волкова О.О. використано під час виконання наступних науково-дослідних робіт:

- «Теоретичне обґрунтування можливості управління фазово-структурним та напружено-деформованим станами за рахунок зміни критичних параметрів при осадженні покриттів» (М 2021, ДР № 0116 U 000853, 2016–2018 рр.);
- «Дослідження кілець підшипників у частині визначення відсотка залишкового аустеніту рентгеноструктурним методом» (господарчий договір № 20616, 2016–2019 рр.).

Голова комісії

Лісачук Г. В.

Члени комісії

Мостовой С. П.

Соболь О.В.

«ЗАТВЕРДЖУЮ»



Проректор з науково-педагогічної роботи
 Національного технічного університету
 «Харківський політехнічний інститут»


 Мигущенко Р. П.

« 17 » січня 2019 р.

АКТ



о впровадженні результатів дисертаційної роботи
 Волкова Олега Олексійовича
 на тему: «Підвищення експлуатаційної стійкості деталей
 та інструменту методом термофрикційного зміцнення»
 Спеціальність: 05.02.01

Комісія у складі: завідувача кафедри «Матеріалознавство», професора, д. ф.-м. н., проф. Соболя О.В. (голова комісії), професора кафедри «Матеріалознавство» к. ф.-м. н. Зубкова А.І., професора кафедри «Матеріалознавство» к. т. н. Білозерова В.В., склала цей акт про те, що результати науково-дослідної дисертаційної роботи Волкова Олега Олексійовича на тему «Підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту методом термофрикційного зміцнення» впроваджені в навчальний процес кафедри «Матеріалознавство» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут», і використовуються при читанні лекцій, проведенні лабораторних і практичних занять по дисциплінам «Основи наукових досліджень нових функціональних матеріалів», «Основи наукових досліджень», «Зносостійкі та антифрикційні матеріали».

Голова комісії

 Соболь О.В.

Члени комісії:

 Зубков А.І.
 Білозеров В.В.