

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Міністерство освіти і науки України

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Міністерство освіти і науки України

*Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису*

ДАНИЛЕЙКО ОЛЕКСАНДР ОЛЕКСАНДРОВИЧ

УДК 621.7 : 621.9

ДИСЕРТАЦІЯ
ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ
КОМБІНОВАНОЮ ЛАЗЕРНОЮ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЮ ПОВЕРХНЕВОЮ
ОБРОБКОЮ

131 «Прикладна механіка»

13 «Механічна інженерія»

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

_____ О. О. Данилейко

Науковий керівник:

Лесик Дмитро Анатолійович,
кандидат технічних наук, доцент

Київ – 2023

АНОТАЦІЯ

Данилейко О. О. Підвищення експлуатаційних властивостей сталевих виробів комбінованою лазерною термомеханічною поверхневою обробкою. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії зі спеціальності 131 «Прикладна механіка». – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Міністерство освіти і науки України. – Київ, 2023.

У дисертаційній роботі висвітлюються способи підвищення надійності та довговічності інструментів зі сталі 30ХГСА, які використовуються в дробарках ударного типу, а також корпусів коронок для колонкового буріння комбінованою лазерною термомеханічною поверхневою обробкою.

При проведенні теоретичної розвідки опрацьовано новітні наукові доробки з механіки контактної взаємодії, інженерії поверхні, теорії теплопровідності при дії концентрованих джерел енергії.

Для обробки результатів дослідження та оптимізації технологічного процесу зміцнення поверхні сталевих деталей лазерною обробкою використано методи багатофакторного планування експерименту та математичної статистики.

Випробування на зносостійкість зразків зі сталі 30ХГСА, зміцнених комбінованими методами, проводились в умовах тертя жорстко закріплених абразивних часток з подальшим визначенням стійкості ударного інструмента до корозії.

Завдяки отриманим результатам проведених теоретичних та експериментальних досліджень розроблено спосіб термомеханічної поверхневої обробки металевих виробів за роздільною схемою, відповідно до якої передбачається спочатку проведення пластичної деформації поверхневого шару виробу високошвидкісним потоком із сферичними дрібнорозмірними частками протягом визначеного часу (для утворення подрібненої активованої структури та

шорсткості текстури на поверхні), а потім – термообробку з високошвидкісним нагріванням лазерним променем поверхні деталі до температури області стабільного аустеніту, та подальшим миттєвим охолодженням із швидкістю вище критичної швидкості гартування.

Запропоновано алгоритм визначення технологічних режимів комбінованої термомеханічної поверхневої обробки інструментів зі сталі 30ХГСА з використанням дробоструминної (далі – ДСО) і лазерно-термічної (далі – ЛТО) обробок, а також з урахуванням кута нахилу струменевого потоку при ДСО.

Встановлено, що при ЛТО без оплавлення ефект поверхневого пластичного деформування в зміцненому поверхневому шарі зберігається. При ДСО з подальшою ЛТО глибина зміцненого шару в 1,4 рази більша, порівняно з окремою ЛТО, і в ~14 раз більша, порівнюючи з окремою ДСО.

Спільна деформаційна дія динамічних інструментів при ДСО, низькочастотній ударній обробці та подальшій термічній дії лазерного променя сприяють значній зміні структурного і напруженого станів та справляють суттєвий вплив на зміну глибини, мікротвердості та зношування деталей.

Визначено, що при динамічній дії дробоструминної обробки розмір кристалітів менший у ~ 1,5 рази, як порівняти з вихідним матеріалом без зміни фазового складу. При гартуванні лазерним променем розмір кристалітів заліза менший майже в 2 рази, порівнюючи з дією ДСО, і майже в 3 рази, порівнюючи з вихідним станом матеріалу.

Наукова новизна роботи полягає в тому, що в ній *уперше*:

1. Розроблено комбінований спосіб лазерного термомеханічного зміцнення з попереднім нанесенням відповідної текстури на поверхні деформаційним інструментом і подальшим лазерним гартуванням високопотужним лазером, експериментально визначено оптимальні технологічні режими зміцнення виробів зі сталі 30ХГСА, що забезпечує не тільки підвищення глибини зміцнення та покращує фізико-механічні властивості поверхневого шару, а й підвищує зносостійкість виробів у більш ніж 13 разів.

2. Запропоновано алгоритм визначення оптимальних технологічних режимів за критерієм глибини зміцненого шару для визначення ефективної схеми комбінованої лазерної термомеханічної обробки інструментів із середньолегованих сталей.

3. Запропоновано розрахунково-експериментальну залежність для визначення зони деформаційного впливу під час охолодження при використанні комбінованого лазерного термомеханічного зміцнення за суміщеною схемою.

4. Експериментально підтверджено, що попередня деформаційна дія ДСО перед термічною дією ЛТО значно збільшує глибину поверхневого шару при використанні вихідного об'ємногартованого зразка (порівнюючи з вихідним зразком без гартування).

5. Визначено зміни глибини, мікротвердості, розміру і ступеня деформації кристалітів, величини внутрішніх залишкових напружень, а також зносо- та корозійної стійкості зразків, зміцнених одиничними та комбінованими термомеханічними способами обробки з використанням динамічної деформаційної дії інструментів та термічної дії лазерним променем.

Практичне значення отриманих результатів полягає в такому:

- спроектовано і виготовлено експериментальну установку з числовим програмним керуванням та розроблено керуючі програми для оздоблювально-зміцнювальної обробки металевих виробів з використанням термічної дії лазерного променя та деформаційної (зокрема ударної) дії деформуючого інструмента, а також модернізовано установку та пристрої для досліджень;

- удосконалена методика визначення глибини зміцненого шару після термдеформаційного процесу поверхневого зміцнення. Встановлено, що комбінована ДСО + ЛТО сприяє збільшенню глибини зміцнення на 50 %, порівнюючи з окремою ЛТО.

- розроблено та випробувано у виробничих умовах технологічні процеси комбінованої лазерної обробки. Їх випробування в умовах ДП завод «Генератор», Державного концерну «Укроборонпром» та Приватному акціонерному товаристві

«Хорольський механічний завод», засвідчило підвищення глибини зміцнення поверхневого шару оброблюваних деталей у 1,8 разів, порівнюючи з лазерною термічною обробкою; покращення фізико-механічних властивостей поверхні деталі, зокрема збільшення мікротвердості в 2,6 рази, а також зростання зносостійкості у понад 13 разів.

- результати дисертаційної роботи використовуються для підготовки фахівців зі спеціальності 131 «Прикладна механіка» в Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», для проведення експериментальних досліджень за різноманітними науковими темами та проєктами. Результати дисертаційної роботи, зокрема, були використані у межах досліджень наукового проєкту № 0121U113829 «Підвищення зносо- та корозійної стійкості сталевих виробів комбінованим методом поверхневої лазерно-механічної обробки».

Використання комбінованого термомеханічного зміцнення в умовах виробництва засвідчило поліпшення якості поверхневого шару деталей, що в умовах подальшої експлуатації не схильний до розтріскування та відшарування, а також підвищення глибини зміцнення, покращення фізико-механічних властивостей та зростання зносостійкості у понад 13 разів, порівняно з матеріалом, який не проходив додаткову комбіновану термодіформаційну обробку.

Упровадження запропонованого комбінованого способу зміцнення сприятиме підвищенню ефективності виробництва за рахунок автоматизації процесів термомеханічної обробки по контуру деталей складної форми зі сталі 30ХГСА, а також із тугоплавких металів.

Основні результати дисертаційного дослідження опубліковані в 25 наукових працях, серед яких: **3** розділи в іноземних колективних виданнях, проіндексованих у міжнародній наукометричній базі Scopus; **2** статті в періодичних наукових виданнях, проіндексованих у базі Scopus; **5** статей у наукових фахових виданнях України; **8** праць апробаційного характеру (тези

доповідей). За матеріалами дисертаційної роботи розроблено та захищено деклараційними патентами України 7 способів комбінованої термомеханічної обробки.

Ключові слова: комбінований процес, комбінована лазерна термомеханічна обробка, дробоструминна обробка, лазерна обробка, низькочастотна ударна обробка з обертанням, концентровані джерела енергії, пластична деформація, поверхня, метод вимірювання, мікроструктура, глибина зміцнення, мікротвердість, зносостійкість, корозійна стійкість, структурно-фазовий аналіз

ABSTRACT

Danyleiko O. O. Enhancing the operational properties of steel products by combined laser thermomechanical processing. – *Manuscript*.

Thesis submitted for the degree of Doctor of Philosophy, Specialty 131 “Applied Mechanics.” – National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute,” Ministry of Education and Science of Ukraine, Kyiv, 2023.

The thesis describes a method to increase wear and corrosion resistance of products made of steel grade 30HGSA (such as mill hammers and bodies of core drill bits) using combined laser heat treatment (LHT).

Theoretical study is founded on the theories of contact mechanics, surface engineering, and thermal conductivity via a focused source of energy.

For further systematic processing of the collected findings, general methods of a fully crossed design and mathematical statistics are applied. Furthermore, these methods have been employed to optimise the technical process of using combined LHT to enhance the surface of medium-alloy steel products.

Based on experimental and theoretical results obtained, a technique of thermomechanical processing of metallic materials following a separate scheme is proposed. Plastic deformation and heat treatment are combined into a single process. The material’s surface layer is distorted by high-velocity spherical particle flows for some time to form a crushed structure, and then heated by a laser beam to the temperature of the austenite stability. Finally, the surface layer is automatically tempered by the quick cooling. The cooling rate in this case surpasses the critical quenching speed.

The inclination angle of the abrasive flow during shot blasting (SB) is established, and an algorithm for calculating the technical features of combined thermomechanical surface treatment of products produced of steel grade 30HGSA utilising SB and LHT is presented.

It has been proven that the impact of plastic deformation is retained during LHT without melting. Meanwhile, the depth of the hardened layer grew by 1,4 times when SB was followed by LHT, and it is roughly 14 times more than that of SB.

Deformations generated by dynamic impact during SB and low-frequency impact treatment, along with the following thermal action of the laser beam, result in significant changes in structural and stress states of the surface layer, improving its depth, microhardness, and wear resistance.

When compared to the base material, the crystallite size dropped by almost 1,5 times after SB with no change in the phase structure of the samples. When compared to SB, the size of Fe crystallites decreased by half after laser hardening. Furthermore, it is roughly three times lower than the base material.

The scientific novelty of the results obtained:

1. For the first time, the combined method of laser thermomechanical surface treatment with preparatory plastic deformation and subsequent laser hardening was devised, and sustainable regimes for surface hardening of products made of steel grade 30HGSA were experimentally determined. The method boosts hardening depth, improves physical and mechanical properties of the surface layer, and increases wear resistance by 13 times.

2. For the first time, a method for determining the best technical regimes for hardening medium-alloy steel products by the combined LHT based on the surface hardness depth criteria is described.

3. The calculated and experimental dependencies of the deformation zones in the cooling process after combined laser thermomechanical surface treatment are presented.

4. It has been experimentally confirmed that the preliminary deformation of SB before the thermal action of LHT significantly increases the depth of the surface layer when using the initial volume-hardened sample compared to the initial sample without hardening.

5. The variations in depth, microhardness, size, and crystallite deformations, the value of internal residual stresses, wear and corrosion resistance of samples hardened by

single and combined mechanical-thermal treatment using dynamic deformation and thermal action of the laser beam, are determined.

The practical significance of the findings:

- an experimental CNC laser machine is constructed and a G-code programme for hard-facing metal products with the thermal action of the laser beam and deformation done by the deformation tool is presented. Furthermore, the DM2800 machine as well as the apparatus and equipment employed in the research, were improved;

- the method of measuring the depth of the hardened layer after the thermal deformation processes driven by surface hardening is proposed. It has been proven that the combined method of SB + LTH enhances hardening depth by 50% when compared to LHT;

- the integrated LHT technology has been established and tested in production circumstances. Tests conducted by the state-owned enterprise plant “Henerator,” the state concern “Ukroboronprom,” and the open joint-stock company “Khorol Mechanical Plant” revealed that the hardening depth rose by 1,8 times when compared to LHT. Furthermore, the physical and mechanical characteristics of the surface layer have been significantly enhanced, with microhardness increasing by 2,6 times and wear resistance increasing by more than 13 times;

- the findings might be used to prepare professionals in specialisation 131 “Applied Mechanics” at National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, as well as to perform more experimental studies on a variety of scientific and technical issues. The findings of the study, for instance, are used in the joint Ukrainian-Czech study No 0121U113829 “Increasing wear and corrosion resistance of steel products by combined laser thermomechanical treatment.”

The application of combined thermomechanical strengthening under production conditions has demonstrated notable enhancements in the surface layer quality of parts. This improvement is characterized by a reduced susceptibility to cracking and peeling during subsequent operational conditions. Additionally, this method has led to a deeper strengthening effect, advancements in physical and mechanical properties, and a

remarkable increase in wear resistance – exceeding 13 times that of materials without the additional combined thermo-deformation treatment.

Implementing the proposed combined strengthening method holds the potential to boost production efficiency significantly. This is achieved through the automation of thermomechanical processing processes along the contours of intricately shaped parts, especially those composed of 30KhHSA steel and refractory metals.

Work approbation. Following the research subject, **25** scholarly publications were published. There are two papers in academic journals included in the Scopus database, three journal articles in a book series included in the Scopus database, five academic pieces published in Ukrainian scientific professional periodicals, and eight theses. In addition, seven patent-protected techniques of combined thermomechanical heat treatment were proposed.

Keywords: combined process, combined laser thermo-mechanical processing, shot blasting, laser heat treatment, low-frequency impact treatment with rotation, concentrated energy sources, plastic deformation, surface, measurement method, microstructure, depth of hardening, microhardness, wear resistance, corrosion resistance, structural phase analysis

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці, в яких представлені основні наукові результати дисертації

Статті у періодичних наукових виданнях, проіндексованих у базі Scopus:

1. Lesyk D., Matrinez S., Mordyuk B., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.** Combined laser-ultrasonic surface hardening process for improving the properties of metallic products. *Lecture Notes in Mechanical Engineering. Advances in Design, Simulation and Manufacturing*. Switzerland: Springer International Publishing, 2018. P. 97-107. https://doi.org/10.1007/978-3-319-93587-4_11. (*Scopus*, Q3)
2. Dzhemelinskyi V., Lesyk, Goncharuk D., **Danyleiko O.** Surface hardening and finishing of metallic products by hybrid laser-ultrasonic treatment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2019. № 1(12-91). P. 35-42. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.124031>. (*Scopus*, Q3)
3. Lesyk D., Matrinez S., Mordyuk B., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.** Effects of the combined laser-ultrasonic surface hardening induced microstructure and phase state on mechanical properties of AISI D2 tool steel. *Lecture Notes in Mechanical Engineering. Advances in Design, Simulation and Manufacturing II*. Switzerland: Springer International Publishing, 2020. P. 188-198. https://doi.org/10.1007/978-3-030-22365-6_19. (*Scopus*)
4. **Danyleiko O.**, Dzhemelinskyi V., Lesyk D. Increasing wear and corrosion resistance of steel products by combined laser thermomechanical treatment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2021. № 6 (1-114). P. 72-80. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.247552>. (*Scopus*, Q2)
5. Lesyk D., Hruska M., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.**, Honner M. Selective surface modification of complexly shaped steel parts by robot-assisted 3D scanning laser hardening system. *Lecture Notes in Networks and System. New Technologies, Development and Application V*. Switzerland: Springer International Publishing, 2022. V. 472. P. 30-36. https://doi.org/10.1007/978-3-031-05230-9_3. (*Scopus*)

Статті у виданнях, включених до переліку наукових фахових видань України:

1. Джемелінський В. В., Лесик Д. А., Салій С. С., **Данилейко О. О.** Забезпечення якості поверхневого шару дрібнорозмірних деталей комбінованою оздоблювально-зміцнювальною обробкою. *Вібрації в техніці та технологіях*. 2016. № 1(81). С. 81-85.
2. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.**, Хижевський В. В. Дослідження мікрорельєфу та структури поверхневого шару при лазерній та ультразвуковій термодетонаційній обробці інструментальної сталі. *Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»*. Серія «Машинобудування». 2016. № 3(78). С. 58-64.
3. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., Мордюк Б. М., Прокопенко Г. І., **Данилейко О. О.** Визначення оптимальних режимів комбінованого лазерно-ультразвукового зміцнення інструментів сталі Х12МФ. *Вісник Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»*. Серія «Нові рішення в сучасних технологіях». 2017. № 23(1245). С. 27-35. <https://doi.org/10.20998/2413-4295.2017.23.05>.
4. Lesyk D., Dzhemelinskyi V., Martinez S., Lamikiz A., **Danyleiko O.**, Hyzhevskiy V. Laser transformation hardening effect on hardening zone features and surface hardness of tool steel AISI D2. *Mechanics and Advanced Technologies*. 2017. №1(79). P. 26-33. <http://dx.doi.org/10.20535/2521-1943.2017.79.95851>.
5. Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**, Бернацький А. В. Підвищення ефективності поверхневого зміцнення металевих виробів комбінованою термодетонаційною обробкою. *Вібрації в техніці та технологіях*. 2020. № 1(96). С. 103-110. <http://dx.doi.org/10.37128/2306-8744-2020-1-11>.

Патенти:

1. Установка для лазерного термодетонаційного зміцнення та оздоблювання великогабаритних поверхонь деталей складної форми: пат. 119671 Україна: МПК В23К 26/08 (2014.01), В24В 39/00, С21D 10/00.

№201611320 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 09.11.2016; опубл. 10.10.2017, Бюл. № 19. 3 с.

2. Спосіб лазерно-ультразвукового легування та оздоблювання металевих поверхонь: пат. 121637 Україна: МПК C21D 10/00. №201706447 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 23.06.2017; опубл. 11.12.2017, Бюл. № 23. 3 с.

3. Спосіб комбінованого лазерно-гідроструменевого зміцнення та оздоблювання металевих поверхонь складної форми: пат. 127865 Україна: МПК C21D 10/00, B23K 26/352 (2014.01), B23K 103/00. №201802226 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 05.03.2018; опубл. 27.08.2018, Бюл. № 16. 4 с.

4. Спосіб адитивного виробництва металевих виробів селективним лазерним плавленням в поєднанні з інтенсивним поверхнево-пластичним деформуванням: пат. 127866 України, МПК C21D 10/00. №201802227 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 05.03.2018; опубл. 27.08.2018, Бюл. № 16. 3 с.

5. Спосіб зміцнення та оздоблювання поверхонь виробів складної форми виготовлених селективним лазерним плавленням: пат. 132835 Україна: МПК C21D 10/00. №201810339 / Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.**; заявл. 19.10.2018; опубл. 11.03.2019, Бюл. № 5. 4 с.

6. Спосіб виготовлення та відновлення металевих виробів лазерним наплавленням в поєднанні з інтенсивним імпульсним зміцненням: пат. 135798 Україна: МПК C21D 10/00, B22D 19/10 (2006.01). №201808165 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 24.07.2018; опубл. 25.07.2019, Бюл. № 14. 4 с.

7. Спосіб термомеханічної поверхневої обробки металевих виробів: пат. 142704 Україна: МПК C21D 8/00. №201911672; заявл. 05.12.2019 / **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А.; опубл. 25.06.2020, Бюл. № 12. 5 с.

Публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

1. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Поліпшення якості поверхневого шару сталі 30ХГСА комбінованою лазерно-деформаційною обробкою. *Прогресивні технології в машинобудуванні* : матеріали VII міжнар. наук.-техн. конф., м. Львів-Звенів, 5-9 лютого 2018 р. С. 41-43.

2. Lesyk D., Mordyuk B., Dzhemelinskyi V., Prokopenko G., **Danyleiko O.** Influence of ultrasonic impact treatment on surface topography and microstructure of AISI 321 stainless steel. *International trends in Science and Technology* : Proceedings of 2nd International Scientific and Practical Conference, Warsaw. 2018. № 3(10). V. 2. P. 3-8.

3. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.**, Скляр А. Можливості відновлення поверхонь деталей автомобілів комбінованою лазерно-деформаційною адитивною технологією. *Сучасні технології на автомобільному транспорті та машинобудуванні* : матеріали міжнар. наук.-практ. конф., м. Харків, 15-18 жовтня 2019 р. Харків, 2019. С. 164-166.

4. Lesyk D., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.**, Salii S. Surface finishing of complexly shaped metal parts by vibratory treatment combined with magnetic treatment. *International Trends in Science and Technology* : Proceedings of the XVII International Scientific and Practical Conference, Warsaw, September 30, 2019. Warsaw, Poland : RS Global Sp. Z O. O., 2019. V. 1. P. 16-20.

5. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Технологічне забезпечення якості поверхневого шару сталі 45 комбінованою лазерно-ультразвуковою обробкою. *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем* : матеріали IX міжнар. наук.-практ. конф., м. Чернігів, 14-16 травня 2019 р. Чернігів : ЧНТУ, 2019. Т. 1. С. 94-95.

6. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.** Перспективи використання комбінованої лазерно-гідроструменевої обробки металевих деталей. *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем* : матеріали X міжнар. наук.-практ. конф., м. Чернігів, 29-30 квіт. 2020 р. Чернігів : ЧНТУ, 2020. Т. 1. С. 165-166.

7. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Підвищення зносостійкості металевих виробів комбінованою термодетонаційною обробкою. *Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта* : матеріали ХХІ міжнар. наук.-техн. конф., м. Київ, 6-9 жовтня 2020 р., Київ, 2020. С. 110-113.

8. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Бернацький А. В., Лесик Д. А. Вплив дробоструминного зміцнення з наступним лазерним термозміцненням на якість поверхневого шару сталі 30ХГСА. *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем* : матеріали ХІІ міжнар. наук. практ. конф., м. Чернігів, 25-26 травня 2023 р. Чернігів : ЧНТУ, 2023. Т. 2. С. 111.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	20
РОЗДІЛ 1. ОСОБЛИВОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ МЕТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ ЛАЗЕРНОЮ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЮ ОБРОБКОЮ	28
1.1. Огляд останніх джерел дослідження і публікацій	28
1.2. Використання лазерної термомеханічної обробки для зміцнення головних ударних інструментів для дроблення та коронок для буріння	30
1.3. Поверхнєве зміцнення лазерним променем	34
1.4. Зміцнення металевих виробів поверхневим пластичним деформуванням	42
1.5. Комбінований спосіб термомеханічного поверхневого зміцнення	54
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 1	62
РОЗДІЛ 2. ТЕОРЕТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ПОВЕРХНЕВОЇ ОБРОБКИ	63
2.1. Моделювання процесу лазерної термічної обробки.....	63
2.1.1. <i>Особливості взаємодії лазерного випромінювання з металевими тілами.....</i>	<i>63</i>
2.1.2. <i>Математичне планування експериментів</i>	<i>73</i>
2.2. Моделювання процесу дробоструминної обробки	79
2.2.1. <i>Розрахунок роботи утворення відбитка.....</i>	<i>81</i>
2.2.2. <i>Визначення критичної швидкості поверхневого зміцнення.....</i>	<i>83</i>
2.2.3. <i>Визначення кута атаки струменя з металевими кульками.....</i>	<i>85</i>
2.2.4. <i>Теоретичне обґрунтування якості поверхневого шару після ДСО.....</i>	<i>86</i>
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 2	88
РОЗДІЛ 3. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	89
3.1. Матеріали для проведення комбінованої термомеханічної поверхневої обробки.....	89
3.2. Обладнання та методика поверхневого зміцнення сталі 30ХГСА термомеханічною поверхневою обробкою.....	94
3.3. Визначення структури та фізико-механічних властивостей зразків зі сталі 30ХГСА	109
3.3.1. <i>Обладнання та методика визначення температури поверхні та глибини зміцненого шару.....</i>	<i>109</i>

3.3.2. Обладнання та методика для дослідження мікроструктури	115
3.3.3. Обладнання та методика визначення твердості, мікротвердості та залишкових напружень	116
3.3.4. Обладнання та методика випробування зразків на зносо- та корозійну стійкість	120
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 3	124
РОЗДІЛ 4. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ	125
4.1. Вплив режимів ДСО на зміну глибини зміцнення, мікротвердість та структуру виробів зі сталі 45 та 30ХГСА	125
4.2. Вплив режимів ЛТО на зміну глибини, структури та мікротвердості сталі 30ХГСА	132
4.3. Визначення оптимальних режимів зміцнення сталі 30ХГСА комбінованою термомеханічною обробкою	140
4.4. Аналіз зміни залишкових напружень у приповерхневій зоні зміцнених зразків зі сталі 30ХГСА	164
4.5. Результати випробувань на зносо- та корозійну стійкість зразків зі сталі 30ХГСА після комбінованої термомеханічної обробки	166
4.6. Визначення міцнісних характеристик ударних інструментів зі сталі 30ХГСА дробарки А1-ДМ2Р	173
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 4	176
РОЗДІЛ 5. РЕКОМЕНДАЦІЇ ДО ПРАКТИЧНОГО ВИКОРИСТАННЯ	178
5.1. Технологічна установка для комбінованого/гібридного термомеханічного зміцнення.....	178
5.2. Рекомендації для практичного застосування ДСО	179
5.3. Структурна схема реалізації лазерної термомеханічної поверхневої обробки	182
ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 5	184
ВИСНОВКИ	185
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ.....	189
ДОДАТКИ.....	209

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

ДСО – дробоструминна обробка

ДСТУ – державний стандарт України

ЗТВ – зона термічного впливу

ЛВ – лазерне випромінювання

ЛГ – лазерне гартування

ЛТО – лазерна термічна обробка

НЧУО – низькочастотна ударна обробка

ОГ – об’ємне гартування

ППД – поверхнево-пластична деформація

ППО – поверхнево-пластична обробка

УЗО – ультразвукова обробка

ЧПК – числове програмне керування

Nd:YAG лазер – лазер на кристалі з ітрій-алюмінієвого гранату, легований іонами неодиму

ISO – International Organization for Standardization

LED – Light-emitting Diode

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

Позначення	Найменування	Одиниці виміру
λ	Довжина хвилі лазерного променя	мкм
P	Потужність лазерного променя	Вт
s	Подача	мм/хв
v	Швидкість переміщення лазерного променя	мм/с
$v_{обр.}$	Швидкість обробки	мм/хв
$d_{лп}$	Діаметр лазерного променя	мм
$W_{лп}$	Щільність потужності лазерного променя	Вт/см ²
A	Поглиняльна здатність матеріалу	%
n	Частота обертання наконечника	об ⁻¹
R_{pk}	Середня арифметична висота виступів профілю	мкм
R_k	Середня арифметична глибина нерівностей профілю	мкм
R_{vk}	Середня арифметична глибина впадин профілю	мкм
HRC	Поверхнева твердість за Роквеллом	HRC
$H\mu$	Мікротвердість	ГПа
$T_{пл}$	Температура плавлення	°C
T_v	Температура відпуску	°C
A_{C1}	Температура початку процесу аустенізації	°C
A_{C3}	Температура завершення процесу аустенізації	°C
A_{r1}	Температура початку розчинення аустеніту при охолодженні	°C
A_{r3}	Температура завершення процесу розчинення аустеніту при охолодженні	°C
M_n	Температура початку мартенситного перетворення	°C
M_k	Температура завершення процесу мартенситного перетворення	°C
E	Модуль пружності	МПа
α	Коефіцієнт температуропровідності	м ² /с
c	Коефіцієнт теплоємності	Дж/кг·°C
ρ	Щільність матеріалу	кг/м ³

ВСТУП

При сьогоднішньому високому рівні технологічних вимог до промислових виробів, особлива увага приділяється насамперед їх надійності та довговічності. Поверхневі шари деталей піддаються найбільш інтенсивним механічним, тепловим, хімічним та іншим деструктивним впливам, що зменшує їх експлуатаційні характеристики, а тому сьогодні виробництво конкурентоспроможної продукції в машинобудуванні та його ефективна реновація неможливі без використання технологій, які дозволяють сформуванати на поверхні виробів покриття з покращеними експлуатаційними характеристиками, насамперед – високою зносостійкістю. В арсеналі методів поверхневої обробки конструкційних та інструментальних матеріалів є як традиційні, так і сучасні електрофізичні, електронно-променеві, лазерні, імпульсні та інші технології, які дозволяють отримати тонкі високоміцні і зносостійкі покриття (шари) на різноманітних матеріалах. Використання того чи іншого процесу обумовлене технологічними вимогами до конкретних виробів. Однією з найбільш ефективних сучасних технологій для підвищення міцності конструкційних сталей є лазерна обробка, адже вона дозволяє наблизити структуру і поверхневий шар деталі до вимог, які обумовлені геометрією поверхні й фізико-механічними властивостями виробів.

Актуальність дослідження. З розвитком нових технологій зростають і вимоги до надійності та довговічності роботи механічних деталей. Традиційні методи вже не відповідають сучасним вимогам та технологічним запитам підприємств, тому увага науковців зосереджується на пошуку нових, зокрема комбінованих методів зміцнення, які поєднують відразу декілька технологічних процесів. Саме використання комбінованих методів дозволяє досягти високої ефективності зміцнення, яку неможливо отримати будь-яким іншим, одним методом.

Порівнюючи з іншими видами поверхневого зміцнення, комбіноване термомеханічне зміцнення з використанням лазерної термічної обробки та поверхнево-пластичної обробки має такі переваги: можливість локального

зміцнення та відсутність викривлення поверхні виробів і деформації деталей, можливість передачі енергії променя на значні відстані, підвищення механічних властивостей і втомної довговічності виробів.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню актуального наукового завдання, яке полягає у визначенні шляхів підвищення зносо- та корозійної стійкості виробів зі сталі 30ХГСА комбінованими термомеханічними способами поверхневої обробки, встановленні закономірностей впливу на їх структурно-фазовий склад, фізико-механічні властивості та трибологічні характеристики.

Актуальність дослідження обумовлюється практичною доцільністю розробки та впровадження ефективних комбінованих методів обробки на виробництвах з метою підвищення експлуатаційних характеристик виробів зі сталі 30ХГСА, зокрема корпусів коронок для колонкового буріння, а також головних інструментів (молотків) дробарок ударного типу.

Процеси дроблення і подрібнення органічних матеріалів широко застосовуються в багатьох галузях сільського господарства. Якість та довговічність головних інструментів (молотків) дробарок здатна істотно вплинути на техніко-економічні показники виробництва, якість готових виробів і сировини. Саме тому резерв підвищення ефективності виробництва полягає в модернізації технологічного обладнання та вдосконаленні технологічних процесів, що можна досягти шляхом удосконалення методів зміцнення металевих виробів.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконана в межах Державних науково-технічних програм Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», зокрема: «Технологічні основи високопродуктивного виробництва заготовок та холодного штампування з них виробів зі стінкою змінної товщини» (номер державної реєстрації: № 0117U000499), № 2913п «Поліпшення результатів лазерної обробки (легування, наплавлення, Rapid Prototyping) керованими параметрами потоку газопорошкової суміші» (номер державної реєстрації: № 0116U002605), № 2725 «Керування параметрами топографії поверхні виробів програмованим лазерним опроміненням» (номер державної реєстрації:

№ 0114U003431) та № 2108п «Комп'ютерно-інтегровані системи проектування та виготовлення складних фасонних поверхонь на основі сучасних процесів формоутворення» (номер державної реєстрації: № 0118U002071).

Дисертаційна робота виконана в межах спільного українсько-чеського науково-дослідного проєкту «Підвищення зносо- та корозійної стійкості сталевих деталей комбінованим методом поверхневої лазерно-механічної обробки» в 2021-2022 роках за підтримки Міністерства освіти і науки України та Міністерства освіти, молоді та спорту Чеської Республіки (№ 0121U113829, № 0122U002389).

Метою дисертаційної роботи є підвищення зносо- та корозійної стійкості виробів зі сталі 30ХГСА.

Для досягнення поставленої мети визначено **завдання дослідження**:

1. Провести теоретичні та експериментальні дослідження для збільшення глибини зміцненого шару сталевих виробів, визначити оптимальні вхідні технологічні режими термічної дії лазерного променя та ударної високошвидкісної деформаційної дії інструментів для підвищення зносо- та корозійної стійкості деталей зі сталі 30ХГСА.

2. Розробити спосіб для комбінованого (гібридного) термомеханічного поверхневого зміцнення виробів із середньолегованої сталі з використанням лазерної термічної обробки та дробоструминної обробки.

3. Розробити експериментальну установку з числовим програмним керуванням (далі – ЧПК) та пристрої для проведення експериментальних досліджень.

4. Дослідити зміни структури та хімічного складу поверхневого шару, зміцненого лазерною термічною обробкою, дробоструминною обробкою, низькочастотною ударною обробкою та комбінованими методами обробки з використанням методики рентгеноструктурного аналізу.

5. Визначити доцільність застосування розробленого комбінованого лазерного термомеханічного способу поверхневого зміцнення виробів зі сталі

30ХГСА з використанням термічної дії лазерним променем та деформаційної динамічної дії інструментів.

Розв'язання поставлених завдань сприятиме впровадженню перспективних технологічних процесів зміцнення у виробництво, що дозволить значно підвищити експлуатаційні властивості поверхневих шарів деталей, зокрема головних інструментів для молоткових дробарок і корпусів коронок для колонкового буріння, та зменшити витрати на їх виготовлення.

Об'єкт дослідження – процеси лазерного термомеханічного зміцнення інструментів для здрібнення зерна, злакових, плівчастих, бобових культур, кукурудзи, зерноsumішей та інших видів сировини, крім мінеральних, а також корпусів коронок для колонкового буріння порід різної твердості.

Предмет дослідження – закономірності впливу режимів комбінованої лазерної термомеханічної обробки на зміну структурно-фазового складу, механічних та експлуатаційних властивостей інструментів зі сталі 30ХГСА.

Методи дослідження. Для теоретичного дослідження поверхневого зміцнення комбінованим термомеханічним способом деталей зі сталі 30ХГСА використано теоретичні положення для моделювання процесу удару по поверхні зразка при динамічній обробці, теорію ймовірності для визначення щільності потоку, теорії взаємодії лазерного променя з металами, а також тривимірне нелінійне нестационарне рівняння теплопровідності для наближеного розв'язання оберненої задачі теплопровідності.

В експериментальних дослідженнях використано методи спектрального та рентгеноструктурного аналізу, метод Вільямсона-Холла для визначення розміру кристалітів і деформації решітки, а також метод вимірювання глибини за допомогою системи тривимірного проектування КОМПАС-3Dv18.1, метод прискорених корозійних випробувань поверхонь зразків, метод безконтактного вимірювання температури. Для вимірювання ступеня зношування зразків використані ваговий та лінійний методи.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в тому, що в ній уперше:

1. Розроблено комбінований спосіб лазерного термомеханічного зміцнення з попереднім нанесенням відповідної текстури на поверхні деформаційним інструментом і подальшим лазерним гартуванням високопотужним лазером, експериментально визначено оптимальні технологічні режими зміцнення виробів зі сталі 30ХГСА, що забезпечує не тільки підвищення глибини зміцнення та покращення фізико-механічних властивостей поверхневого шару, а й підвищення зносостійкості виробів більш ніж у 13 разів.

2. Запропоновано алгоритм визначення оптимальних технологічних режимів за критерієм глибини зміцненого шару для визначення ефективної схеми комбінованої лазерної термомеханічної обробки інструментів із середньолегованих сталей.

3. Запропоновано розрахунково-експериментальну залежність для визначення зони деформаційного впливу під час охолодження при використанні комбінованого лазерного термомеханічного зміцнення за суміщеною схемою.

4. Експериментально підтверджено, що попередня деформаційна дія дробоструминною обробкою, перед термічною дією лазерного променя, значно збільшує глибину поверхневого шару при використанні вихідного об'ємногартованого зразка, порівнюючи з вихідним зразком без гартування.

5. Визначено зміни глибини, мікротвердості, розміру і ступеня деформації кристалітів, величину внутрішніх залишкових напружень, а також зносо- та корозійну стійкість зразків, зміцнених одиничними та комбінованими термомеханічними методами обробки з використанням динамічної деформаційної дії інструментів та термічної дії лазерним променем.

Практичне значення отриманих результатів полягає в такому:

- спроектовано і виготовлено експериментальну установку з ЧПК, розроблено керуючі програми для оздоблювально-зміцнювальної обробки металевих виробів з використанням термічної дії лазерного променя та

деформаційної (зокрема ударної) дії деформуючого інструмента, модернізовано установку та пристрої для досліджень;

- удосконалено методику визначення глибини зміцненого шару після процесу термодформаційного поверхневого зміцнення. Встановлено, що комбінована ДСО + ЛТО сприяє збільшенню глибини зміцнення на 50 %, порівнюючи з лазерною термічною обробкою.

- розроблено та випробувано у виробничих умовах технологічні процеси комбінованої лазерної обробки. Впровадження розроблених технологічних процесів та їх випробування на базах державного підприємства «Завод “Генератор”», Державного концерну «Укроборонпром» та приватного акціонерного товариства «Хорольський механічний завод» показало, що глибина зміцнення поверхні деталей після комбінованої лазерної обробки підвищується у 1,8 разів, порівнюючи з лазерною термічною обробкою, а також покращуються їх фізико-механічні властивості; було підтверджено, зокрема, що мікротвердість досліджуваних зразків зросла в 2,6 рази, а їх зносостійкість – у понад 13 разів.

- результати дисертаційної роботи можуть бути використані для підготовки фахівців зі спеціальності 131 «Прикладна механіка» в Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», а також для проведення експериментальних досліджень за різноманітними науковими темами та в межах державних проєктів.

Особистий внесок дисертанта. Дисертація є самостійною науковою працею, у якій викладено результати власних та спільних досліджень. У роботах, підготовлених у співавторстві, дисертанту належать ті розділи та положення досліджень, які розроблялись ним самостійно, зокрема: визначено мікротвердість інструментальної сталі Х12МФ, зміцненої лазерною термообробкою; розроблено програму та проведені експериментальні дослідження поверхневого зміцнення багатобійковим інструментом з використанням обладнання з ЧПК; визначено температуру початку деформаційної дії високочастотним ударним інструментом під час лазерного термомеханічного зміцнення сталевих деталей; визначено мікротвердість зразків після ультразвукової ударної обробки; проведено аналіз

літературних джерел; проведено експерименти лазерної та дробоструминної поверхневої обробки; визначено взаємозв'язок між вхідними технологічними режимами лазерного термозміцнення та поверхневої мікротвердості сталевих зразків з використанням багатофакторного експерименту; проведено дослідження параметрів та топографії мікрорельєфу; проведено експериментальні дослідження зміцнення зразків зі сталі 30ХГСА комбінованою термомеханічною обробкою і випробування на зносостійкість; проведено попередні експериментальні дослідження зміцнення поверхневого шару зразків зі сталі 45 дробоструминною обробкою; розроблено схему сопла для відновлення зношених поверхонь металевих деталей комбінованою лазерно-деформаційною адитивною технологією; проведено аналіз мікроструктури і мікротвердості сталі 30ХГСА та сталі 45; проведено експериментальні дослідження комбінованого поверхневого термомеханічного зміцнення; визначено мікротвердість зміцнених зразків зі сталі 30ХГСА і сталі 45; здійснено аналіз результатів експериментальних досліджень; підготовлено ілюстративний матеріал.

Апробація результатів дослідження. Основні положення і результати дисертаційної роботи висвітлені на 8 наукових конференціях: 1) VII міжнародній науково-технічній конференції «Прогресивні технології у машинобудуванні», 5-9 лютого 2018 р., Львів, Звенів (форма участі – очна); 2) II міжнародній науково-практичній конференції «International Trends in Science and Technology», березень 2018 р., Варшава, Польща (форма участі – очна); 3) міжнародній науково-практичній конференції «Сучасні технології на автомобільному транспорті та машинобудуванні», 15-18 жовтня 2019 р., Харків (форма участі – заочна); 4) XVII міжнародній науково-практичній конференції «International Trends in Science and Technology», 30 вересня 2019 р., Варшава, Польща (форма участі – очна); 5) IX міжнародній науково-практичній конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 14-16 травня 2019 р., Чернігів (форма участі – заочна); 6) X міжнародній науково-практичній конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 29-30 квітня 2020 р., Чернігів (форма участі – заочна); 7) XXI міжнародній

науково-технічній конференції «Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта», 6-9 жовтня 2020 р., Київ (форма участі – очна); 8) XIII міжнародній науково-практичній конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 25-26 травня 2023 р., Чернігів (форма участі – заочна).

Публікації. За результатами проведених досліджень опубліковано **25** наукових праць, серед яких: **3** розділи в іноземних колективних виданнях, проіндексованих у міжнародній наукометричній базі Scopus; **2** статті в періодичних наукових виданнях, проіндексованих в базі Scopus; **5** статей у наукових фахових виданнях України; **8** праць апробаційного характеру (тези доповідей); **7** патентів.

Обсяг роботи. Дисертація складається з анотації українською та англійською мовами, вступу, п'яти розділів, висновків, списку використаної літератури (186 позицій) та додатків (10 позицій, загальним обсягом 38 сторінок). Загальний обсяг дисертаційної роботи становить 246 сторінок, обсяг основної частини – 170 сторінок. Дисертація містить 121 рисунок та 49 таблиць.

РОЗДІЛ 1. ОСОБЛИВОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ МЕТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ ЛАЗЕРНОЮ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

1.1. Огляд останніх джерел дослідження і публікацій

Одним із стратегічних пріоритетних напрямів інноваційної діяльності на 2011-2021 роки, як визначає постанова Кабінету Міністрів України від 12 вересня 2011 року «Про затвердження Державної програми розвитку внутрішнього виробництва», є впровадження «нових процесів отримання та обробки металевих матеріалів» [1]. Стаття 3 Закону України «Про стимулювання розвитку вітчизняного машинобудування для агропромислового комплексу» № 3023-III від 07.02.2002 року визначає впровадження технологічних розробок, пов'язаних з розвитком виробництва техніки і обладнання для агропромислового комплексу, одним із основних завдань машинобудування [2].

Питання зношування обладнання як основної причини зменшення строку служби продукції машинобудування неодноразово ставало предметом детального вивчення українських та зарубіжних науковців. Увага сучасних дослідників, зокрема В. В. Джемелінського та Л. А. Лесика [3], В. П. Котлярова [4], Л. Ф. Головка [5], В. С. Коваленка [6], М. І. Анякіна [7], І. І. Кривцуна [8], В. В. Романенка [9], В. Д. Шелягіна [10], А. В. Бернацького [11], М. Ф. Блощицина [12], В. С. Антонюка [13], В. П. Лихошви [14; 15], Б. І. Костецького [16], Г. В. Канашевича [17], Юн Сяньхуана [18] націлена на розробку та впровадження нових методів зміцнення поверхні матеріалу з використанням адитивних, лазерних та комбінованих технологій зміцнення, удосконалення процесу виготовлення деталей, оптимізацію хімічної структури матеріалу, зокрема розробку нових методів виготовлення біметалевих матеріалів із застосуванням утримуючих елементів, удосконалення процесів зміцнення поверхні для підвищення її фізико-механічних властивостей, вивчення литих композиційних матеріалів на основі мідних сплавів тощо.

Розробка нових та покращених методів зміцнення металевих виробів з метою збільшення строку їх експлуатації є пріоритетним завданням для сучасних досліджень у галузі технічної інженерії, зокрема прикладної механіки.

Процес взаємодії поверхонь тертя супроводжується деформуванням та зміною механічних властивостей структури поверхневих шарів і його наслідком є знос – результат зношування, або зміна розмірів та/чи форми поверхні твердих тіл внаслідок тертя.

Підвищення зносостійкості поверхні деталей виробів є ключовим підходом до вирішення проблеми зносу продукції [19; 20; 21]. Відомо, що ресурс роботи багатьох високонавантажених деталей значною мірою визначається здатністю сполучених пар тертя [22; 23] чинити опір зношуванню. Закон Арчарда дозволяє оцінити ступінь зношування твердих поверхонь обладнання за рахунок ударної дії частинок: швидкість зносу обернено пропорційна твердості поверхні деталі [24].

Для забезпечення конкурентоспроможності продукції машинобудування проводяться пошуки зміцнювальних методів обробки, які б забезпечували високу міцність поверхні металевих деталей. Зміцнювальні методи обробки визначають як комплекс умов, що характеризують взаємодію оброблюваного середовища або інструмента й оброблюваної заготовки (деталі), що використовуються для вирішення однієї або декількох технологічних завдань: зміни форми, розмірів і взаємного розташування елементів деталі, стану і властивостей її матеріалу, поверхні і поверхневого шару [25; 26]. Метод обробки визначається видом енергії, що витрачається, класом продуктивності і сутністю процесу формоутворення, типом інструмента, що застосовується, або обробного середовища і його характеристикою, кінематикою процесу і його схемою [9; 27-30].

Методи зміцнення металу поділяють на шість класів [16]: з утворенням плівки на поверхні, зі зміною хімічного складу поверхневого шару, зі зміною енергетичного запасу поверхневого шару, зі зміною шорсткості поверхневого складу, зі зміною структури по всьому об'єму металу. Ці класи так само поділяються на методи та процеси (у газовому середовищі, з/без використання

тепла, в контрольованому термічному полі, рідині тощо). Класифікація досі не втрачає своєї актуальності, що засвідчує її широке використання у сучасних наукових дослідженнях [30; 31].

Для формування необхідних властивостей матеріалу деталей використовують як традиційні методи поверхневих обробок (хіміко-термічний, гартування струмами високої частоти, поверхнєве пластичне деформування, нанесення захисних покриттів тощо), так і сучасні методи впливу на поверхню концентрованими потоками енергії, зокрема лазерне гартування або наплавлення різноманітними порошковими матеріалами [7; 32]. Останні розвиваються швидкими темпами не тільки через свою відносну новизну, потенціал та наявність нереалізованих ідей і можливостей, універсальність використовуваних енергоносіїв, а й головним чином завдяки розвитку сучасного машинобудування.

Доцільність застосування того чи іншого методу зміцнення визначається із врахуванням низки факторів та умов експлуатації зміцнених деталей, а також технічно-економічних можливостей застосування конкретного методу в конкретних умовах [33]. Залежно від властивостей металу та умов експлуатації виробу поверхнєве зміцнення може здійснюватися декількома способами обробки (зміцнення) як одночасно (гібридна обробка) [4; 34; 35], так і послідовно (комбінована обробка) [26; 36].

1.2. Використання лазерної термомеханічної обробки для зміцнення головних ударних інструментів для дроблення та коронок для буріння

Технологія поверхневого зміцнення комбінованою лазерною термомеханічною обробкою може бути використана для зміцнення головних ударних інструментів установок для дроблення, а також бурових коронок для колонкового буріння.

Установки для дроблення (рис. 1.2.1) використовуються в 80 % усіх технологічних ліній по приготуванню концентрованих і комбікормових кормів. Базовим робочим елементом молоткової дробарки є ротор (рис. 1.2.2) [37] – вал,

який опирається на два сферичних роликових підшипника, та обертається в робочому просторі дробарки.

В установках для дроблення матеріал подрібнюється ударами молотків, які прикріплені до ротора: продукт потрапляє в живильник, потім, розподілившись по всій його ширині – у дробильну камеру, а тоді – на молотки ротора. Завдяки ударній дії молотків продукт подрібнюється, просипається через колосникову решітку і самопливом виводяться з дробарки через камеру.

Відповідно головні інструменти даних установок, – молотки – працюють у складних умовах, а тому їх термін експлуатації складає ~ 300 годин (рис. 1.2.3). Така відносна недовговічність, зумовлена технічним та моральним зносом головних інструментів, вимагає великої кількості технічних обслуговувань, що в середньому складає близько 14 на рік. Збільшення терміну служби молотків, зокрема завдяки комбінованій лазерній термомеханічній обробці, дозволить збільшити їх життєвий цикл і, відповідно, зменшить кількість

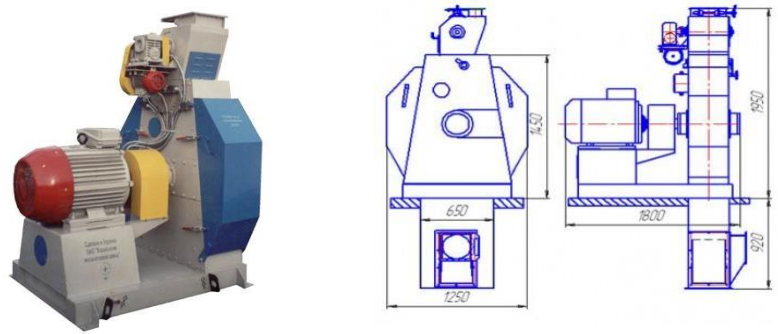


Рис. 1.2.1. Установка для дроблення А1-ДМ2Р-55М [37]

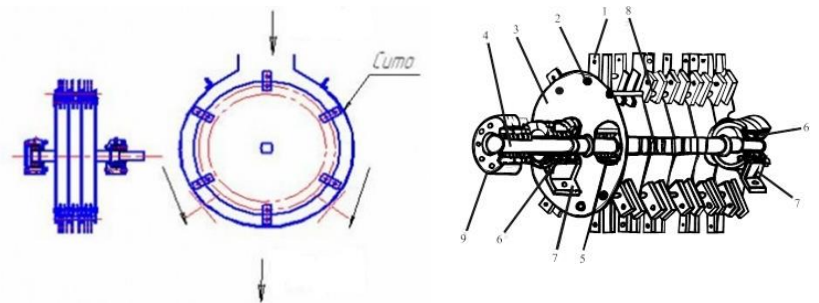


Рис. 1.2.2. Ротор молоткової дробарки: 1 – деформуючі інструменти; 2 – вісь; 3 – диск; 4 – вал; 5 – втулка; 6 – дворядний роликопідшипник; 7 – корпус; 8 – розпорна втулка; 9 – муфта [37]



Рис. 1.2.3. Спрацьований головний інструмент установки для дроблення – молоток

необхідних технічних обслуговувань. Також це дозволить уникнути обов'язкової процедури балансування ротора, яку необхідно здійснювати при кожній заміні молотків для усунення вібрації дробарки (табл. 1.2.1).

Комбіновану технологію термомеханічного поверхневого зміцнення можна також використовувати для зміцнення корпусів коронок для буріння.

Таблиця 1.2.1

Кількість молотків на різних моделях установок для дроблення

Модель	Потужність, кВт	Кількість дисків, шт	Кількість молотків, шт
A1-ДМ2Р-55	55	4	$9 \cdot 8 = 72$
A1-ДМ2Р-75	75	4	$9 \cdot 8 = 72$
A1-ДМ2Р-110	110	6	$72 + (6 \cdot 8) = 120$
A1-ДМ2Р-160	160	8	$72 + 72 + 24 = 168$

За розмірами і розташуванням різців твердосплавні коронки поділяють на ребристі, мілкорізцеві і самогострювальні (рис. 1.2.4). Ребристі коронки типу М1, М2 і М6 застосовують у м'яких і пухких малоабразивних, а також у набухаючих глинистих породах. Коронки типу М1 застосовують для буріння м'яких однорідних порід І-ІІ категорії за буримістю, коронки М2 – м'яких порід ІІ-ІІІ категорій з невеликими прошарками твердих порід, коронки М5 – однорідних порід ІІ-ІІІ категорій. Вони забезпечують великий зазор між колонковим снарядом і стінками свердловин [38].

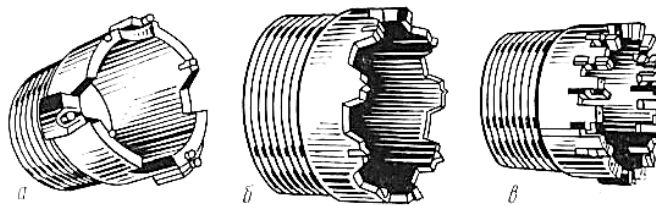


Рис. 1.2.4. Твердосплавні бурові коронки: *а* – ребристого типу М2; *б* – мілкорізцевого типу СМ4; *в* – самогострюваного типу СА2 [39]

Залежно від типу твердосплавних коронок для колонкового буріння порід різної твердості, корпус яких виготовляють зі сталі 30ХГСА, їх експлуатаційний ресурс буде різним. Під час буріння порід високої твердості на коронку діють ударні навантаження. Тривалість удару зазвичай дуже мала і на практиці становить 10^{-4} - 10^{-6} с. Ударні сили, які виникають у місці контакту тіл, змінюються

за час удару в широких діапазонах і можуть досягати значень, при яких середній тиск на площах контакту складає $10^9 - 10^{10}$ Па. Дія ударних сил призводить до значних змін швидкостей точок тіл. До наслідків удару відносяться також залишкові деформації, пружні (звукові) коливання, нагрівання тіл, зміна механічних властивостей їх матеріалів тощо, а при швидкостях співударяння, які перевищують критичну швидкість – руйнування тіл у місці удару. Фахівці зазначають, що 15 % аварійних ситуацій при бурінні виникають внаслідок зношування та тріщиноутворення сталевих корпусів коронок (рис. 1.2.5, 1.2.6) [39-41].

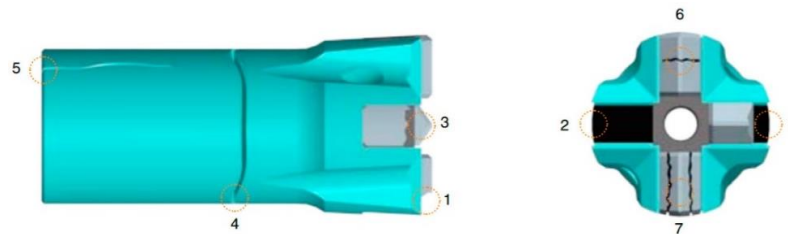


Рис. 1.2.5. Типові пошкодження долотчастої коронки типу БКПМ КМ: 1 – виламування кутів; 2 – випадіння вставок; 3 – викришування твердого сплаву; 4 – обрив юбки коронки; 5 – розрив юбки коронки; 6 – горизонтальні тріщини; 7 – вертикальні тріщини [42]

Особливо корпуси коронок схильні до руйнування при роботі з твердими породами. Найбільш розповсюджені пошкодження штирьових коронок показані на рис. 1.2.6, 1.2.7.

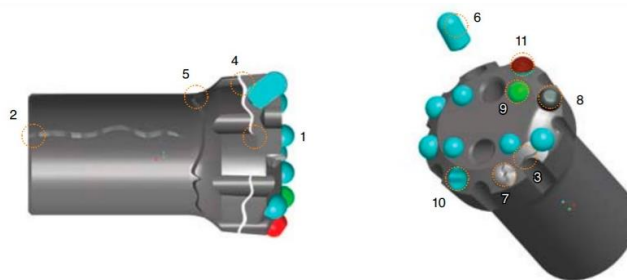


Рис. 1.2.6. Пошкодження коронки типу КНШ: 1 – зношування корпусу коронки; 2 – тріщина на юбці коронки; 3 – тріщина між вставками; 4 – тріщина між основами посадкових отворів; 5 – скручування тіла коронки; 6 – випадання калібруючої штирьової вставки; 7, 9 – розщеплення штирьової вставки; 8 – зрізання штирьової вставки вище або нижче корпусу коронки; 10 – пляма зношування в 1/3 діаметра штирьової вставки; 11 – прояв ефекту «лискучої зміїної шкіри» [42]

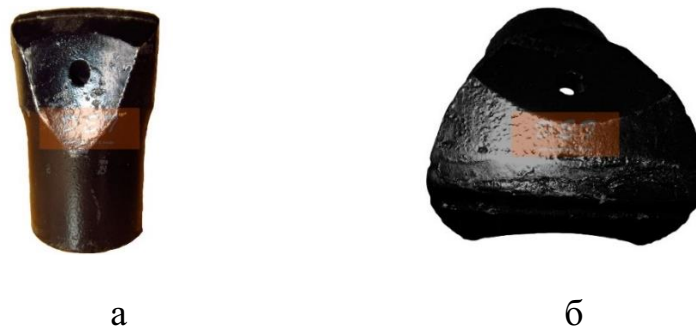


Рис. 1.2.7. Коронка типу КДП (а), наконечник коронки (можливо зі сталі 30ХГСА) [43]

Використання комбінованого термомеханічного способу дозволить підвищити експлуатаційні властивості та термін експлуатації коронок для колонкового буріння, що дозволить зменшити частоту заміни пошкодженої коронки і підвищить продуктивність процесу буріння свердловин.

1.3. Поверхнєве зміцнення лазерним променем

Як уже зазначалося, експлуатація обладнання в екстремальних умовах, зокрема під впливом статичних, ударних чи циклічних навантажень без врахування реального технічного стану деталей виробів та дотримання графіку їх технічного обслуговування та ремонту (включно з необхідними діагностичними роботами) є досить поширеним явищем. Використання високоміцних матеріалів при виробництві деталей приладів є часто економічно не вигідним або взагалі недоступним, що зумовлює попит на виготовлення деталей із високою конструктивною міцністю та низькою трудомісткістю [44]. +Однак традиційні методи поверхневого зміцнення часто не дозволяють отримати необхідні якісні показники, які б в повній мірі відповідали умовам експлуатації.

Серед нових перспективних технологій важливе місце, завдяки низці унікальних властивостей лазерного випромінювання (далі – ЛВ) як джерела нагріву, займає лазерне гартування, оскільки з його допомогою можна зміцнювати практично будь-які поверхні, зокрема найбільш навантажені внутрішні поверхні, від яких вимагається висока твердість і зносостійкість, без зміни їх геометричних розмірів [45]. Окрім того, лазерне гартування – більш швидкий процес зміцнювання поверхні порівняно з іншими [46].

Технологія лазерного гартування полягає в локальному нагріванні поверхні під дією випромінювання і подальшого охолодження відповідного поверхневого відтинку з високою швидкістю за рахунок тепловідводу тепла на внутрішні шари металу (рис. 1.3.1).

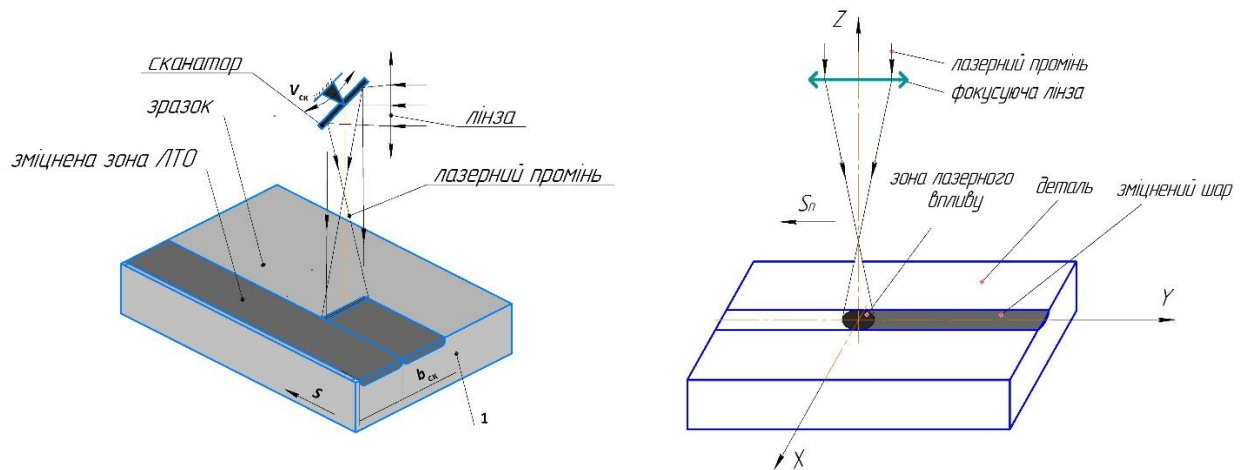


Рис. 1.3.1. Схеми лазерного зміцнення [52]

Під час лазерного гартування, завдяки високій щільності потужності і короткочасного впливу випромінювання на оброблювану поверхню, відбуваються надшвидкісні нагрів та охолодження (інтенсивне відведення тепла із швидкостями 10^4 - 10^8 °C/с). За аналогією до інших способів оброблення, на етапі нагрівання формується аустенітна структура, яка на етапі охолодження перетворюється в мартенсит [48]. Поверхневі шари можуть нагріватися як без оплавлення, так і з оплавленням. Під дією оплавлення мікротріщини заплавляються і шорсткість поверхні зменшується (виникає дрібнодисперсна приповерхнева структура); це також призводить до підвищення втомної міцності виробів [49; 50].

Якщо розглянути поперечний переріз загартованої лазерним випромінюванням доріжки, у ній можна виокремити кілька основних зон: зону розплаву (при гартуванні з рідкого стану), зону загартування, зону відпуску і вихідну структуру матеріалу [51]. Кожна зона так само включає декілька шарів і в поперечному перерізі показує мікроструктурні відмінності, а також відмінності в елементному складі, співвідношенні фазових компонентів тощо. У сталей

типовою є дендритна будова зони оплавлення, причому дендрити ростуть перпендикулярно межі поділу в напрямку відведення тепла в тіло зразка [52].

При лазерному гартуванні глибина зміцнення може варіюватися від декількох мікрон до десятків і сотень мікрон [53]. Вона так само, як і мікротвердість поверхні, залежить від швидкості лазерного термічного зміцнення [54]. За допомогою експериментального дослідження вдалось вивчити мікроструктуру зразка сталі 30ХГСА після гартування лазерним променем з оплавленням ($P = 1$ кВт, $v = 0,18$ м/хв) (рис. 1.3.2) та без оплавлення ($P = 4$ кВт, $v = 7$ м/хв) (рис. 1.3.3) [55].

При лазерному гартуванні без оплавлення твердість матеріалу зростає з 2060 до 5570 МПа, і до 4640 МПа при обробці з оплавленням. Варто зауважити, що при гартуванні без оплавлення утворюється однорідна мартенситна структура, при цьому твердість починає падати лише у місці переходу до матеріалу основи. Глибина зміцнення залежить як від виду матеріалу та його вихідних властивостей, так і меншою мірою від навколишнього середовища [56; 57]. Сплави із більшою твердістю у вихідному стані зазнають меншого деформування після лазерного гартування [58]. Через високу теплопровідність металів і сплавів, що обробляються ЛВ, швидкість відводу тепла є вищою критичної швидкості гарту не тільки для середньовуглецевих (наприклад, 40Х, 30ХН3А, 37ХН3А, 20ХГСН14 тощо) і високовуглецевих сталей, а й для сталей з низьким вмістом вуглецю. Водночас, якщо для вуглецевих сталей вміст вуглецю може розглядатися як надійний критерій лазерного зміцнення сталі [59; 60], то для легованих інструментальних сталей, що мають майже однаковий вміст вуглецю, але різну кількість легуючих елементів, необхідно додатково врахувати вуглецевий еквівалент Се, що визначає вплив різних легуючих елементів на ступінь лазерного зміцнення [61].

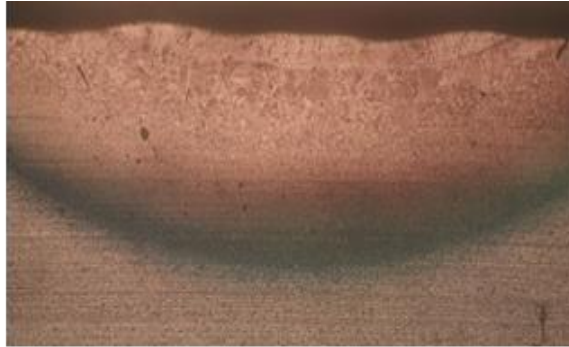


Рис. 1.3.2. Поперечний переріз гартованої доріжки (x25), на якому прослідковується 6 шарів:

- 1) біла смуга – мартенсит (відбулося знеуглецювання, тому м'якший);
- 2) темний шар – мартенсит;
- 3) мартенситно-бейнітна структура з тонким шаром фериту на межі зерен;
- 4) мілкодисперсна бейнітна структура;
- 5) зона переходу зі шва в основний метал (на межі) – ферит і перліт (структура розрихлена);
- 6) зона термічного впливу [55]



Рис. 1.3.3. Поперечний переріз гартованої доріжки (x25), на якому прослідковуються 2 шари:

- 1) мартенситна мікроструктура (зона білого кольору (не по всій довжині доріжки, переважно в центрі));
- 2) однорідна мартенситна мікроструктура сірого кольору до основного металу [55]

Теоретичні та експериментальні дослідження показали [29; 62], що структури, які формуються в залізовуглецевих та інших сплавах при лазерному нагріві і подальшому надшвидкісному охолодженні, мають ряд унікальних властивостей, зокрема, вони сприяють значному підвищенню адгезії металів. Зокрема міцність зчеплення з'єднання «сталь-твердий сплав» зростає в 3-4 рази [63].

Для лазерного гартування (далі – ЛГ) використовуються імпульсні, або з безперервним випромінюванням лазерні установки [64]. На практиці при лазерному гартуванні найчастіше застосовуються три режими обробки безперервним лазером: 1) розфокусованим променем (щільність потужності

10^4 - 10^6 Вт/см²); 2) сфокусованим променем (щільність потужності більше 10^7 Вт/см²); 3) скануючим променем при щільності 10^6 - 10^7 Вт/см² [48; 65-68].

Обробка імпульсним інфрачервоним випромінюванням ($\lambda = 1,06$ мкм) сприяє збільшенню поглинальної здатності матеріалу. Так, наприклад, попри те, що сталь 30ХГСА містить легуючі елементи, для досягнення високої міцності, хороших показників ударної в'язкості і витривалості, її потрібно піддати поверхневою термомеханічному зміцненню [69] для отримання поверхневого шару з більш якісними фізико-механічними властивостями [55; 57; 69].

З погляду використання лазерного випромінювання для поверхневої обробки становлять інтерес три основних види поверхневої лазерної обробки – без фазового переходу, з фазовим переходом, вище температур випаровування (див. табл. 1.3.1).

Таблиця 1.3.1 [5]

Класифікація видів поверхневої лазерної обробки

Вид обробки	Характеристика	Температура нагріву	Густина потужності Вт/см ²	Швидкість охолодження С ⁰	Глибина ЗТВ, мм
Обробка без фазового переходу	Лазерне нагрівання поверхневого шару матеріалу до температури, яка не перевищує температуру плавлення, витримка при цій температурі і подальше охолодження	$T < T_{\text{пл}}$	$10^3 \dots 10^4$	$10^4 \dots 10^5$	0.1...0.5
Обробка з фазовим переходом	Нагрівання матеріалу до температур, що перевищують температуру плавлення, кристалізація розплаву і охолодження матеріалу, що закристалізувався	$T_{\text{пл}} < T < T_{\text{вип}}$	$10^5 \dots 10^6$	$10^6 \dots 10^7$	1.2...3.0

Продовження таблиці 1.3.1

Вид обробки	Характеристика	Температура нагріву	Густина потужності Вт/см^2	Швидкість охолодження $^{\circ}\text{C}$	Глибина ЗТВ, мм
Обробка вище температур випаровування	Нагрівання матеріалу до температур, що перевищують температуру його випаровування, пластична деформація за рахунок ударних хвиль, нагрівання поверхневого шару плазмою	$T > T_{\text{вип}}$	$10^9 \dots 10^{12}$

Ці види лазерного нагрівання і фізичні явища, ними обумовлені, лежать в основі методів поверхневої лазерної обробки матеріалів. Основною характеристикою, що визначає той або інший процес, є температурне поле, що дозволяє оцінити температуру в різних точках зони термічного впливу (далі – ЗТВ), а також визначити швидкість нагрівання й охолодження, структурний стан і фазовий склад поверхневого шару опроміненого матеріалу. Наприклад, відомий спосіб [70] оброблювання заготовок лазерним променем з одночасним зволоженням матеріалу навколо зони опромінення водою. Його недоліком є зниження продуктивності операції внаслідок охолодження матеріалу в порожнині різь, а також зниження якості поверхонь його стінок при одночасній дії на них пару та температури. Окрім того, характер взаємодії визначає густина потужності (W_p , Вт/см^2) лазерного випромінювання (співвідношення між густиною потужності та процесами в структурі матеріалу узагальнено в таблиці 1.3.2).

Таблиця 1.3.2 [5]

Співвідношення між густиною потужності та супутніми процесами в структурі матеріалу при лазерному гартуванні

Густина потужності	Процеси та характер їх протікання
$Wp < 10^5 \text{ Вт/см}^2$	<ol style="list-style-type: none"> 1. Випромінювання поглинається поверхневим шаром матеріалу частково дзеркально відбивається та дифузно розсіюється в оточуючому просторі 2. Поглинуте випромінювання викликає швидкий нагрів локального об'єму матеріалу 3. В багатофазних матеріалах виникає хвиля термічних напружень, яка впливає на структурно-фазові перетворення.
$10^5 < Wp < 10^6 \text{ Вт/см}^2$	<ol style="list-style-type: none"> 1. Матеріал нагрівається до температури плавлення 2. Відбувається фазовий перехід, а саме матеріал потім кристалізується і в ньому відбуваються структурно-фазові перетворення 3. Руйнується вихідна шорсткість, що вимагає введення в технологічний процес додаткової фінішної операції (шліфування).
$Wp > 10^7 \text{ Вт/см}^2$	При досягнення цієї густини починається процес випаровування
$Wp > 10^9 \text{ Вт/см}^2$	<ol style="list-style-type: none"> 1. Оптичний пробій середовища, сублімація матеріалу, утворення плазми 2. Плазма частково або повністю екранує поверхню матеріалу і поглинає лазерне випромінювання <p>Температура плазми росте, вона швидко розширюється, реактивно впливає на матеріал і обумовлює виникнення механічного імпульсу, який змінює характер структурно-фазових перетворень у поверхневому шарі та його напружено-деформований стан.</p>

Найпоширеніші способи та режими лазерної обробки унаочнено в табл. 1.3.3 [5].

Особливості зміни властивостей матеріалу під дією лазерного променя були охарактеризовані в численних наукових дослідженнях [29; 71-73].

Порівняно з традиційними термічними методами зміцнення перевагами лазерного гартування є:

- 1) менша енергозатратність;
- 2) можливість адаптувати концентрацію енергії в наслідок зміни потужності лазерного джерела та конвергенції лінз із різними рівнями фокусу на різних рівнях дефокусу, та через чергування швидкостей лазерного променя;

Таблиця 1.3.3

Узагальнююча таблиця способів лазерної обробки

Група	Температура нагріву	Спосіб лазерної обробки
Способи, які викликають модифікацію структури поверхневого шару внаслідок нагрівання	$T < T_{пл}$	Лазерне гартування Термодеформаційне зміцнення Лазерне деформування Відпал Відпускання
	$T_{пл} < T < T_{вип}$	Гартування з рідкої фази Аморфізація Зміна оптичних властивостей
	$T > T_{вип}$	Шокове зміцнення Зміна шорсткості
Способи обробки через поверхневе мікролегування	$T < T_{пл}$	Лазерне термоциклювання Іонна
	$T_{пл} < T < T_{вип}$	Лазерне мікролегування
	$T > T_{вип}$	Лазерно-плазмова обробка
Способи обробки через нанесення покриттів	$T_{пл} < T < T_{вип}$	Лазерна наплавка Лазерне спікання Термодеформаційне спікання Лазерно-плазмова наплавка Лазерна пайка
	$T > T_{вип}$	Лазерне напилення

3) зміцнення локальних (по глибині і ширині) об'ємів деталей у місцях їх зносу зі збереженням початкових властивостей матеріалу в решті об'єму (твердість при цьому перевищує 15-20 % твердості термообробки існуючими способами);

4) створення «плямистого» поверхневого зміцнення значних площ, при якому не утворюється суцільний крихкий шар, який піддається розтріскуванню, деформації, відшаруванню;

5) відсутність деформацій оброблюваних деталей, обумовлених локальністю термообробки, що дозволяє практично повністю виключити фінішну обробку;

6) відсутність механічної дії на оброблюваний матеріал, що разом з безконтактністю лазерного нагріву обумовлює простоту автоматизації процесу термообробки по контуру, зокрема деталей складної форми;

7) порівняно висока ефективність як при одноразовому, так і при серійному виробництві деталей;

8) перспективність технології для повної автоматизації процесу лазерного зміцнення поверхні, що дозволяє інтегрувати її в обладнання з виробництва деталей вже на початковому етапі (тобто ще до введення приладу в експлуатацію) [74; 75].


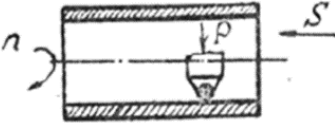

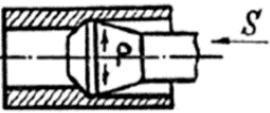

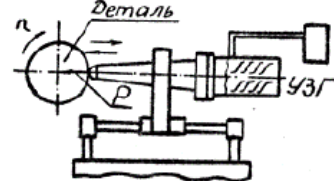
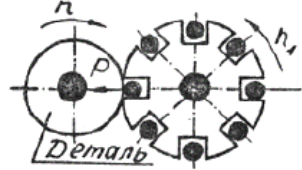
Серед основних недоліків лазерного гартування варто означити: 1) високу вартість лазерного обладнання; 2) необхідність попередньої підготовки поверхні деталі, зважаючи на слабкі поглинаючі якості металевих покриттів; 3) захист від радіації; 4) ефективність методу залежить від наявності кваліфікованого персоналу зі знаннями про лазерні технології та процес зміцнення [76].

1.4. Зміцнення металевих виробів поверхневим пластичним деформуванням

Одним з ефективних технологічних методів, що забезпечують підвищення надійності і втомної довговічності виробів, є обробка деталей поверхневим пластичним деформуванням (далі – ППД), представленим комплексом статичних та ударних методів обробки (табл. 1.4.1). Особливий інтерес представляють методи ударної обробки в яких удар створюється завдяки використанню інших джерел енергії і механізмів: лазерна ударна обробка (рис.1.4.1, а), кавітаційна обробка водяним струменем (рис.1.4.1, б), дробоструминна обробка в камері (рис.1.4.1, в) та ультразвукова ударна обробка (рис.1.4.1, г). За допомогою них можливе створення наномасштабних зернових структур в приповерхневих шарах і, при сильній пластичній деформації, – мартенситних зерен [78]. Водночас, через високу продуктивність процесу і економічність, набула поширення дробоструминна обробка (далі – ДСО), яка імпульсним ППД газокуюльковим потоком із сферичними дрібно розмірними частками, утворює подрібнену активовану структуру і залишкові напружень стиску на поверхні деталі.

Таблиця 1.4.1 [77]

Основні методи ППД

Статичні методи	
	Змішувальне розкочування: кочення інструменту (куля, ролик) по обкочуваній поверхні, для плоских і опуклих поверхонь - обкочування, для внутрішніх - розкочування
	Вигладжування: ковзання інструменту по локально контактуючій з ним поверхні
	Вібраційне накопчення: накопчення або вигладжування при вібрації інструменту (куля, що вигладжує наконечник) по дотичній до поверхні металу, що деформується
	Поверхнєве дорнування: поступальне ковзання дорна по поверхні, що обхватує його.
Ударні методи	
<div>Ударне місце</div>  <div>Повітря</div>	Дробоструминна, дробометна обробка: удари дробу по металу, що деформується. Залежно від джерела енергії (струміль газу, рідина) обробка називається гідропневмодробоструминною
	Ультразвукова обробка: до постійної сили додається сила ударів ультразвукових коливань
	Відцентрова обробка: удари інструменту по оброблюваній поверхні під тиском відцентрової сили
	Обробка металевою шіткою: удари кінцями дроту шітки, що обертається

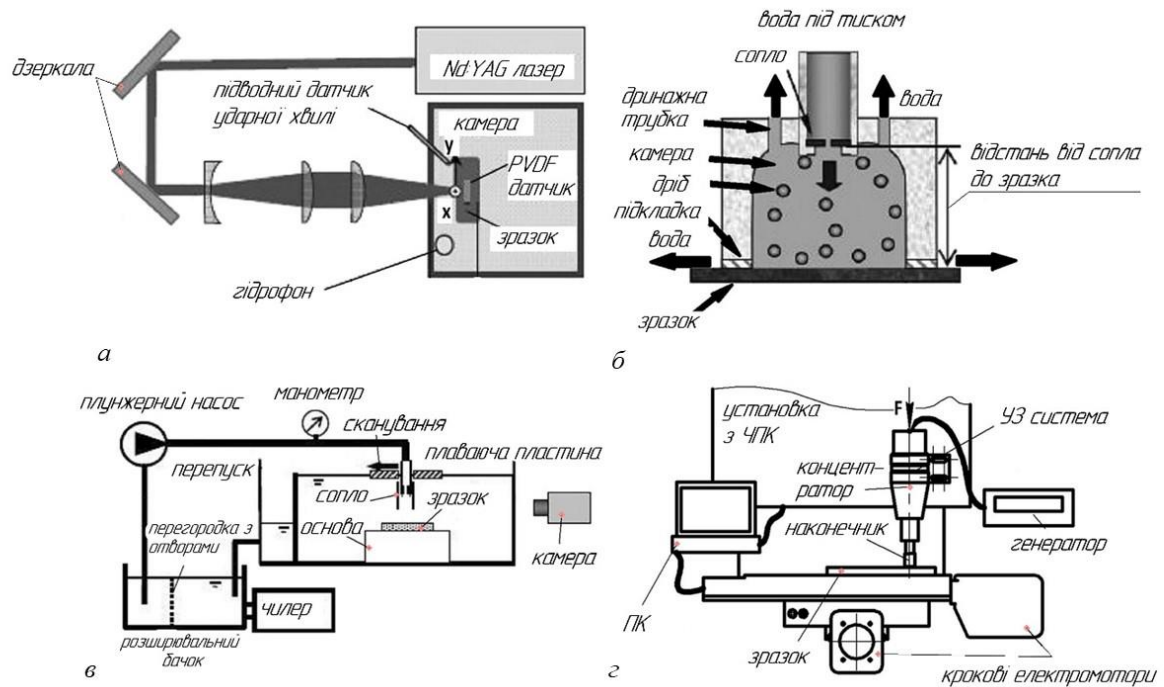


Рис. 1.4.1. Схеми лазерної ударної обробки (а), кавітаційної обробки водяним струменем (б), дробоструминна обробка в камері (в) та ультразвукова ударна обробка (г) [78]

Метод ППД – це обробка тиском, при якій пластично деформується лише поверхневий шар матеріалу [79]. Деформація твердих тіл відбувається в процесі їх безпосереднього контакту при статичному або динамічному навантаженні. При цьому перший контакт припадає на вершини нерівностей твердих тіл (рис. 1.4.2) [80].

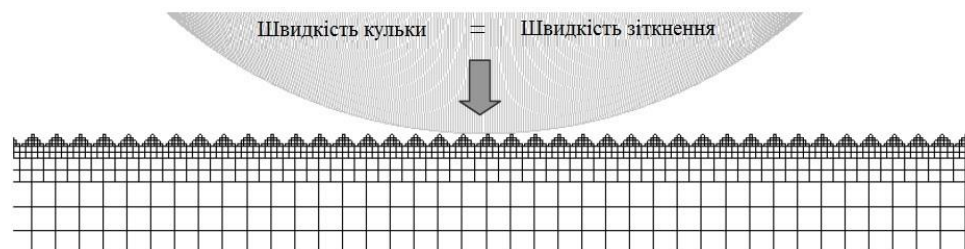


Рис. 1.4.2. Схема полірування, жорстка сфера в контакті з нерівностями заготовки [80]

Опір твердого тіла до деформації проявляється в локальному полі напружень, яке змушує матеріал на вершинах (нерівностей) рухатись передусім у напрямку

безопорних проміжків. У першій фазі контакту, разом з пластичним деформуванням вершин, відбувається також пружна деформація [81].

При подальшому зближенні тіл збільшується їх деформація, площа поверхні контакту і величина напружень (рис. 1.4.3). Сила контакту між тілами зростає і не дає їм зблизитись після того, як врівноважується зі статично прикладеним навантаженням або кінетичною енергією ударного тіла, і повністю

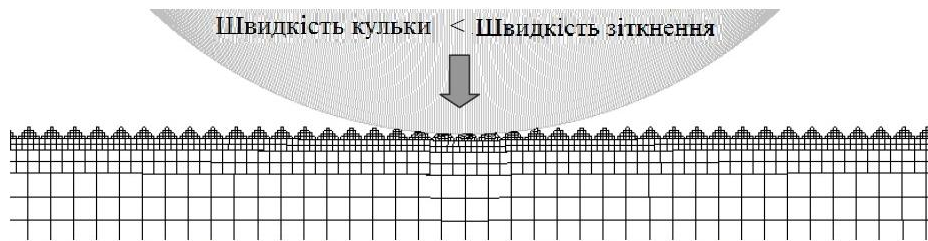


Рис. 1.4.3. Схема контакту між кулькою і заготовкою [80]

перетворюється в енергію деформації і тертя (рис. 1.4.4). Після зняття навантаження поверхня повертається до своєї початкової форми за рахунок пружної деформації, а там, де напруження перевищили границю плинності матеріалу, поверхня зберігає нову форму [82].



Рис. 1.4.4. Схема найбільшої глибини кулі [80]

Оскільки на вершинах виступів під час фази контакту спостерігалась найбільша деформація, то напруження у цій ділянці були також найбільшим. Витіснений матеріал накопичується в порожнинах і залишається там після зняття навантаження, коли границя плинності перевищується (рис. 1.4.5).



Рис. 1.4.5. Схема пластичної деформації після зняття навантаження [80]

Відбиток, який залишається після удару інструмента (кульки), має номінальну глибину і між двома відбитками, на невеликій відстані, залишається накопичення матеріалу. Щоб відполірувати поверхню заготовки, навантаження має бути настільки великим, щоб вершини виступів піддались пластичному деформуванню. Водночас у процесі пластичного деформування створюється безліч відбитків або доріжок, унаслідок чого потовщення матеріалу повторюється.

Механічна обробка поверхні залежить від матеріалу і властивостей поверхні інструмента, заготовки і їх геометрії. Крім того, на деформацію контактних елементів впливає тип і величина навантаження. Параметри процесу, як-от ступінь покриття або подача інструмента та інтервал, впливають на кількість і зміщення створених потовщень матеріалу на чистоту обробки поверхні.

Відомі лише деякі дослідження, у яких показано конкретний зв'язок між параметрами ударного і полірувального процесів [83]. П. Гроче (Groche) визначає кут ударного інструмента на поверхні деталі як кут між напрямком подачі процесу ударної обробки і попереднім різанням, і як відстань між відбитками в ролі основних параметрів впливу. Найнижча шорсткість поверхні утворюється при комбінації 60° кута зіткнень та 45° кута між напрямом подачі і 0,166 мм відстані (інтервалу) між відбитками. Дослідження засвідчують [84], що досягнуте полірування через ударну обробку, розглянуте в граничних умовах, завжди знаходиться в межах від 70 % до 90 % і, отже, шорсткість після ударної обробки приблизно пропорційна шорсткості до полірувальної обробки. Зауважимо, що обидва дослідження можна вважати емпіричними, оскільки автори фокусуються виключно на вибраних величинах впливу, а моделі для кількісного опису ефекту полірування, залежно від параметрів процесу, не представлені.

Г. Шубауер [85] пропонує для вибору ударної сили F при зміцнювальному ударі використати відношення (1.1). У ньому ударна сила F залежить від міцності на розрив R_m матеріалу заготовки і сферичного радіусу r_k , які забезпечують сильну інтенсивність обробки без руйнування поверхні.

$$F = 0,7 \cdot R_m \cdot \pi \cdot r_k^2, \quad (1.1)$$

Незважаючи на те, що наклеп є аналогом ударної обробки і пластичні відбитки представляються через удар відносно твердої кульки по відносно м'якій заготовці, типові параметри двох процесів істотно відрізняються [86].

Для встановлення відношення навантаження до деформації при контакті твердої кульки з м'якою заготовкою існують різні підходи, які відрізняються перш за все через допущені граничні умови і їх складність. Для порівняння представлені, як класичні, так і новітні підходи, зокрема Г. Герца, Ю. А. Брінелля і К. Джонсона [87].

Уже в 1882 році відкриті Г. Герцом контактно-механічні співвідношення, що були виведені із спостережень інтерференції контактуючих скляних лінз. Цей підхід власне пояснює область дії цих співвідношень [88]:

- статичне навантаження;
- чисте пластичне деформування контактної пари;
- гладких, вільних від тертя поверхонь;
- малих зміщень з локальним впливом.

Із сформованого Г. Герцом розподілу контактного напруження $p(r)$ (так названий «Герцівський тиск», рівняння 1.2) як функції напруження p_0 в центрі контактної поверхні і радіальної відстані r до цього центру, виводиться розподіл для деформації тіла релевантними величинами. Водночас можна розрахувати напруження p_0 з контактною силою F_K і радіусом контактної поверхні a_e . На рис. 1.4.6 показані геометричні параметри для контакту між кулькою і поверхнею заготовки в перерізі.

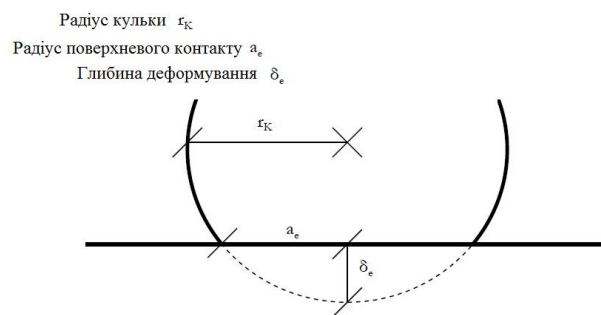


Рис. 1.4.6. Геометричні параметри контакту між кулькою і поверхнею матеріалу [88]

$$p(r) = \frac{p_0 \sqrt{a_e^2 - r^2}}{a_e} \quad \text{з} \quad p_0 = \frac{3F_K}{2\pi a_e^2}, \quad (1.2)$$

Радіус a_e поверхневого контакту між кулькою і поверхнею виникає, згідно Г. Герца, з сили в контактні ефективного радіусу $r_{1,2}$ і ефективного модулю Юнга (модуль пружності) E^* контактної пари.

$$a_e = \left(\frac{3F_K r_{1,2}}{4E^*} \right)^{\frac{1}{3}}, \quad (1.3)$$

Ефективний радіус $r_{1,2}$ контактної пари 1 і 2 розраховується з відповідного згину в місці контакту.

$$r_{1,2} = \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right)^{-1}, \quad (1.4)$$

Для кульки ($r_1 = r_K$) і поверхні ($r_2 = \infty$) справедливим буде $r_{1,2} = r_K$.

Ефективний модуль пружності E^* визначається з відповідних модулів пружності E_1 і E_2 контактної пари і коефіцієнтів Пуассона (коефіцієнти поперечного стискання) ν_1, ν_2 .

$$E^* = \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)^{-1}, \quad (1.5)$$

В ідеальному сегменті кулі існує геометричний зв'язок між приближенням δ_e радіусом контакту і радіусом кулі.

$$a_e = \sqrt{2 \cdot r_K \cdot \delta_e - \delta_e^2}, \quad (1.6)$$

Для $\delta_e \ll r_K$ є приблизне формулювання цього виразу.

$$\delta_e \approx \frac{a_e^2}{r_K}, \quad (1.7)$$

У гіпотезі твердої кулі δ_e відповідає глибині проникнення кулі в пружну оброблювану заготовку. Формули Г. Герца встановлені для пластичного сплюснення поверхонь контакту, а не для проникнення твердого у пружне тіло. Водночас сумнівність можливості передачі представлених залежностей на співвідношення при механічній поверхневій обробці, відкриває границі дійсної пружної взаємодії поверхонь двох тіл [80; 88].

Для опису пластичного відбитку, що виникає при контактні відносно твердої кулі з точно визначеним навантаженням з відносно м'якою заготовкою, пропонується значення твердості по Брінеллю. Твердість по Брінеллю (НВ)

визначається з діаметру або радіусу a_p відбитку, який залишився, залежно від сили в контакт F_K і радіусу кулі r_K . Тривалість фази навантаження зазвичай триває 10-15 с [89].

$$HB = \frac{0,102 \cdot F_K}{2\pi r_K \left(r_K - \sqrt{r_K^2 - a_p^2} \right)}, \quad (1.8)$$

Звідси визначають аналог до герцівської пружної взаємодії (гіпотези) δ_e (1.6-1.9), – пластичної глибини відбитку δ_p , як функції навантаження, радіусу кулі і твердості оброблюваної заготовки [89].

$$\delta_p = \frac{0,102}{2\pi r_K} \frac{F_K}{HBW}, \quad (1.9)$$

Співвідношення для вимірювання твердості по Брінеллю багато в чому схожі на співвідношення при ударній обробці. В обох випадках створюються пластичні відбитки через контакт твердосплавної кулі і металічної оброблюваної заготовки. Головною відмінністю є те, що виміри твердості по Брінеллю доцільно визначати лише на гладких поверхнях, де пластичне деформування не враховує вершин шорсткості; крім того, оптичні виміри діаметра відбитку на шорсткій поверхні ледве можливі. Незважаючи на це, значно розрізняються швидкості навантаження при вимірі твердості по Брінеллю і при ударній обробці. Отже, з представлених залежностей можна отримати лише умовні значення на вигладженій поверхні через ударну обробку [80; 86].

Динамічні співвідношення при ударній обробці можна краще описати через рівняння енергетичного балансу, ніж через рівняння рівноваги сил. За умови, що розсіювання енергії через тертя між кулею і заготовкою є надзвичайно малим, і виникає переважно при пластично деформованому ударі. Існує пропорційність між енергією удару і об'ємом заготовки V , що через кулю витісняється [81; 87]. Фактором пропорційності є середнє контактне напруження p_m .

$$\frac{1}{2} m_K v_A^2 = p_m \cdot V \quad \text{з} \quad p_m = 3R_{pA} \quad \text{і} \quad V = \frac{\pi a^{*4}}{r_K}, \quad (1.10)$$

Щоб урахувати вплив навантажувальної швидкості на механічні властивості матеріалу заготовки, вводять границю міцності при розтягуванні R_{pA} при частковому видовженні під ударними умовами. Надалі К. Джонсон представляє

розширення цього співвідношення через вплив компоненти зміцнення n . Через множення правої частини рівняння (1.10), з фактором $4n/(4n+1)$ додатково враховується наклеп матеріалу, який представлено через співвідношення наклепу в рівнянні (1.11).

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n, \quad (1.11)$$

Максимальна сила в контакті під час удару може бути розрахована з проєційованої поверхні відбитку при великій глибині проникнення і при належному середньому контактному напруженні.

$$F^* = \pi a^{*2} 3R_{pA}, \quad (1.12)$$

Найбільша глибина проникнення δ^* може бути визначена із сформованого кулькою сферичного сегментного відбитку, аналогічно до раніше описаних пружних зв'язків (рівняння 1.7), з радіусу контактної поверхні a^* і радіусу кулі r_K . Для визначення глибини відбитку, що залишився, потрібно відняти пружне відновлення форми після зняття навантаження δ' .

$$\delta_p = \delta^* - \delta' \approx \frac{a^{*2}}{r_K} - \sqrt{\frac{9\pi}{16} \frac{F^* p_m}{E^{*2}}}, \quad (1.13)$$

Допускаючи, що наявність вершин шорсткості з відповідним об'ємом впливає на енергетичний баланс представленого процесу деформування, виникає можливість визначити створену геометрію відбитка з вхідних параметрів швидкості удару, маси деформуючого тіла (елементу), діаметру кулі і властивостей поверхні заготовки [88].

Раніше вважалось, що ідеально сегментносформований слід, який виникає після поверхневого пластичного деформування, утворюється на гладкій поверхні. У реальності виникають явні відхилення від цієї ідеальної форми, адже не створюються замкнені контактні поверхні між кулею і заготовкою, не виникає так зване закручування матеріалу «pile-up» та підйом матеріалу «sink-in», краєві ефекти.

Т. Чайлдс [90] експериментально доводить, що вершини виступів через пластичне деформування вигладжуються не повністю. Науковець розрахував, що справжня область контакту між контактними партнерами може складати

максимум 95 % від площі очевидного контакту. Решта 5 % припадає на проміжки шорсткості вершин, що не були заповнені. Експериментально Т. Чайлдс досяг лише 80 % зминання між контактними партнерами і назвав це явище «опір вершин шорсткості поверхні» («asperity persistence»). Це явище пояснюється тим, що опір вершин шорсткості до деформації через їх сильний наклеп і тертя між ними зростає швидше, ніж опір основного матеріалу. Отже, деформується лише основний матеріал, а не вершини виступів.

Поверхня заготовки моделі Т. Чайлдса представлена у вигляді ідеальних трикутних вершин без інтервалів. Вчений обчислив швидкість деформації полів шорсткості вершин і основного матеріалу в контакті з плоским штампом при умові, що виконується найменша робота деформації. Відношення Т. Чайлдса, покладені в основу моделі, можуть бути вирішені лише чисельно. Максимальне деформування залежить від таких параметрів: 1) вираження нерівностей; 2) розміри заготовки; 3) коефіцієнт тертя між контактними партнерами; 4) геометрія контакту; 5) границя плинності при розтягуванні матеріалу заготовки; 6) сила або тиск в контакті [90].

Поряд з неповним деформуванням, – зминанням кулею поверхні заготовки, – на краях контактної поверхні виникає явне відхилення між реальною і сферично-сегментноподібною геометрією відбитку. Феномен нашаровування (закручування) матеріалу показує, що границя контакту поверхні розташовується вище початкової контактної поверхні, водночас при зминанні матеріалу вона знаходиться знизу (рис. 1.4.7).

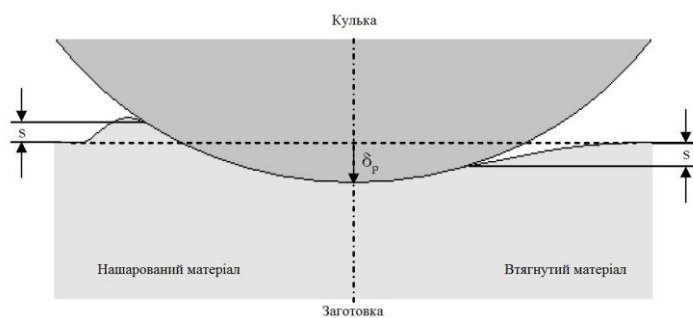


Рис. 1.4.7. Нашарований і втягнутий матеріал [80]

Згідно Дж. Метьюсу [91], при ударній обробці твердою кулею м'якого матеріалу виникає нашаровування або зминання матеріалу, що відноситься до властивостей наклепу матеріалу заготовки. Існує різниця висот s між границею поверхні контакту і початковою контактною поверхнею; вона визначається як залежність показника n і глибини відбитку δ_p .

$$s = \delta_p \left(\frac{1}{2} \left(\frac{2n+1}{2n} \right)^{2(n-1)} - 1 \right), \quad (1.14)$$

При цьому різниця висот s при нашаровуванні матеріалу має додатне значення, а при зминанні – від'ємне.

За допомогою представленої моделі К. Джонсона (рівняння 1.10-1.13), а також враховуючи результати досліджень Т. Чайлдса і Дж. Метьюса (рівняння 1.14), можна визначити залишкову структуру відбитку після удару відносно гладкої, твердої кулі по відносно шорсткому, м'якому матеріалу, залежно від механічних і технічних параметрів впливу. На зміну форми поверхні після дії механічної поверхневої обробки, зокрема ударної, вальцюванням або ДСО, додатково впливає розподіл відбитку або доріжки, а також повторювальний або безперервний зсув потовщення матеріалу. Для опису цих співвідношень використовують, насамперед, метод кінцевих елементів. Це має вирішальне значення для вивчення ефектів полірування через ударну обробку за допомогою симуляцій методом кінцевих елементів, що дає змогу також точно будувати реальну модель напружено-видовженого-відношення при високій швидкості навантаження, як у матеріальній моделі [92].

Покращення експлуатаційних характеристик при зміцненні ППД пов'язане з формуванням на цій поверхні дислокаційної структури, яка перешкоджає виникненню та розвитку втомних тріщин [93]. До того ж процес ППД металевих поверхонь забезпечує збільшення твердості деформованого шару, що обумовлено формуванням у поверхневому шарі матеріалу залишкових напружень стиску та збільшенням щільності дислокацій (тобто більшість мікротріщин зникаються між собою і поверхня стає цілісною) [80; 94]. Технічний результат полягає у формуванні в зернах блокової структури, що приводить до підвищення твердості,

міцності, перешкоджає зародженню і розвитку втомних тріщин, що є результатом механізму бар'єрного зміцнення [80; 95; 96].

Відомо [97; 98], якщо ППД не супроводжується зменшенням міцності, що характерно для сталей, то мікротвердість деформованих деталей зростає. Також, невід'ємною частиною розвитку способів ППД є модернізація обладнання. На рис. 1.4.8 показано загальну схему установки для ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки з обертанням деталей виробів, яка призначена для поверхневого зміцнення та оздоблювання металів. За допомогою

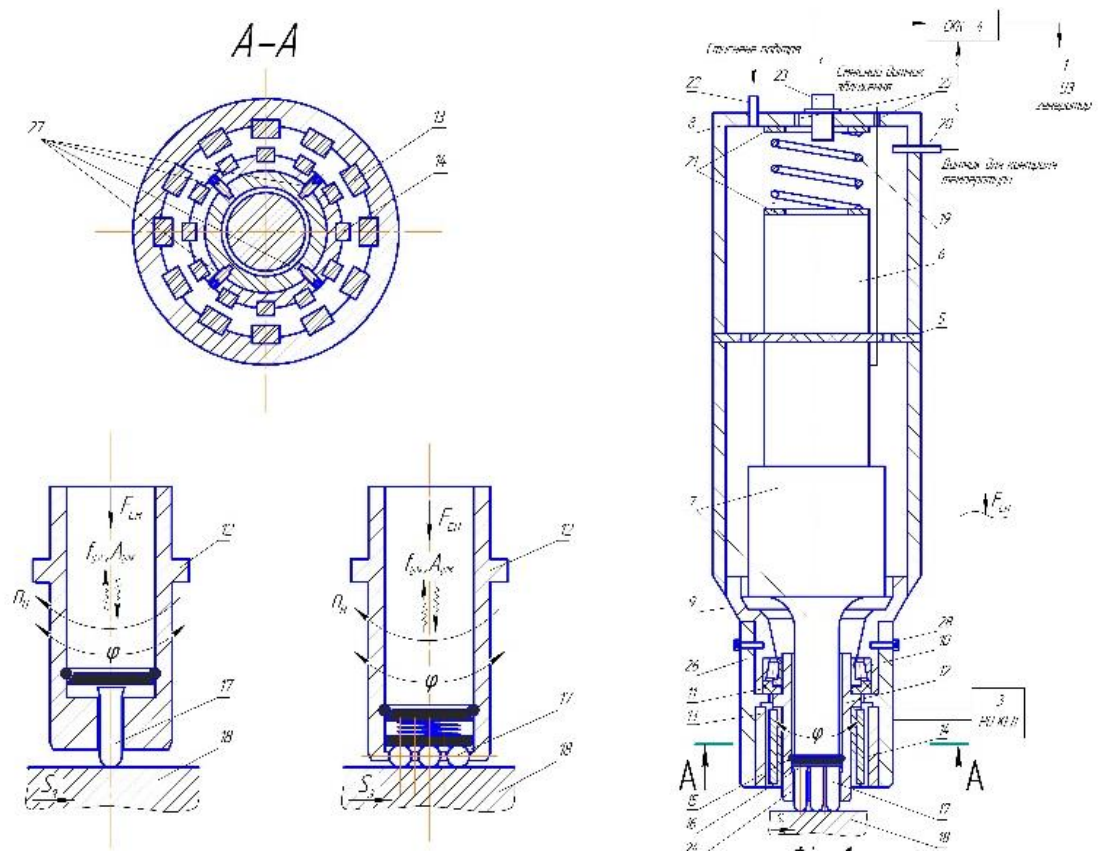


Рис. 1.4.8. Схема установки [99]

установки, можливе отримання рівномірного профілю рельєфу і структури поверхневого шару деталей та підвищення їх механічних властивостей за рахунок дискретної (імпульсної) ультразвукової дії одно- або багатобійковими деформуючими наконечниками з використанням механізму електромагнітного приводу для обертання [99].

Структурну схему технологічного процесу обробки способом ППД можна унаочнити у вигляді схеми, що представлена на рис. 1.4.9 [100].

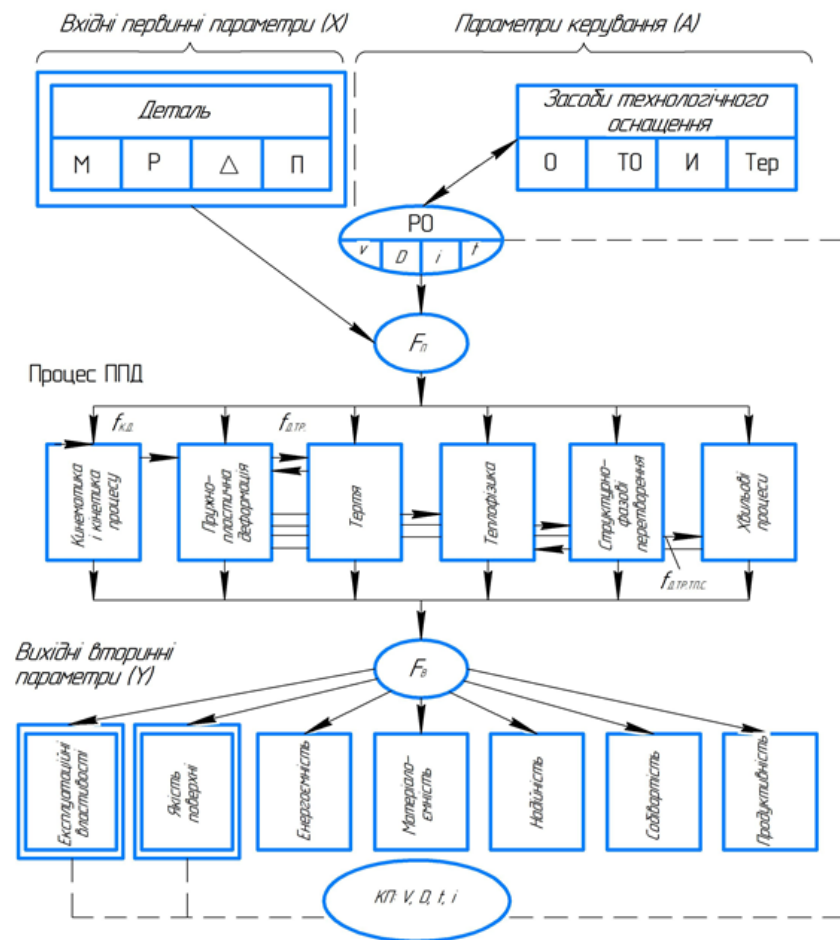


Рис. 1.4.9. Структурна схема технологічного процесу зміцнювальної обробки динамічними методами ППД (в подвійній рамці – обмеження на систему): М – матеріал і фізико-механічні властивості деталі; Р – розміри і форма, Δ – вихідна шорсткість поверхні; П – програма випуску; О – обладнання; ТО – технологічне оснащення; И – тип робочого середовища; Тер – технологічне середовище; РВ – режими обробки; КП – контрольовані параметри; V – швидкість частинок робочого середовища; D – розміри робочого середовища; t – тривалість обробки; i – кратність покриття поверхні; F_p – первинні зв’язку; F_B – вторинні зв’язку; f – зв’язки між фізичними явищами [100]

Ефективність способів зміцнення ППД у поєднанні з високою продуктивністю й економічністю робить їх перспективними у всіх галузях промисловості – від приладобудування до важкого машинобудування [101; 102].

1.5. Комбінований спосіб термомеханічного поверхневого зміцнення

Управляти властивостями поверхні і її структурою можна з використанням локальних методів термічної і мікрометалургійної обробок поверхні концентрованими і висококонцентрованими потоками енергії – газополум’яними,

світлопроменевими, електродуговими, плазовими, електроіскровими, ультразвуковими, електронно-променевими, індукційними тощо [103-105].

Якщо при обробці поверхні локальними потоками енергії потрібне збереження геометричних розмірів оброблюваних деталей вузлів в полі допуску, то, як показує практика, краще застосовувати для обробки висококонцентровані джерела енергії – електронно-променеві і лазерні, – бо саме вони забезпечують мінімальні тепловкладення в оброблювану деталь в поєднанні з високою концентрацією енергії, точністю її дозування і високою продуктивністю процесу обробки [106].

Сьогодні особливе значення для практики виготовлення виробів в машинобудуванні представляють комбіновані методи обробки. Це пов'язано з тим, що традиційні методи практично вичерпали свої можливості і не дозволяють істотно підвищувати параметри властивостей виробів [4].

Методами комбінованої обробки називають методи, в яких процес перетворення, нанесення або видалення оброблюваного матеріалу відбувається у наслідок протікання двох і більше впливів, які здійснюються за своїми механізмами (рис. 1.5.1).

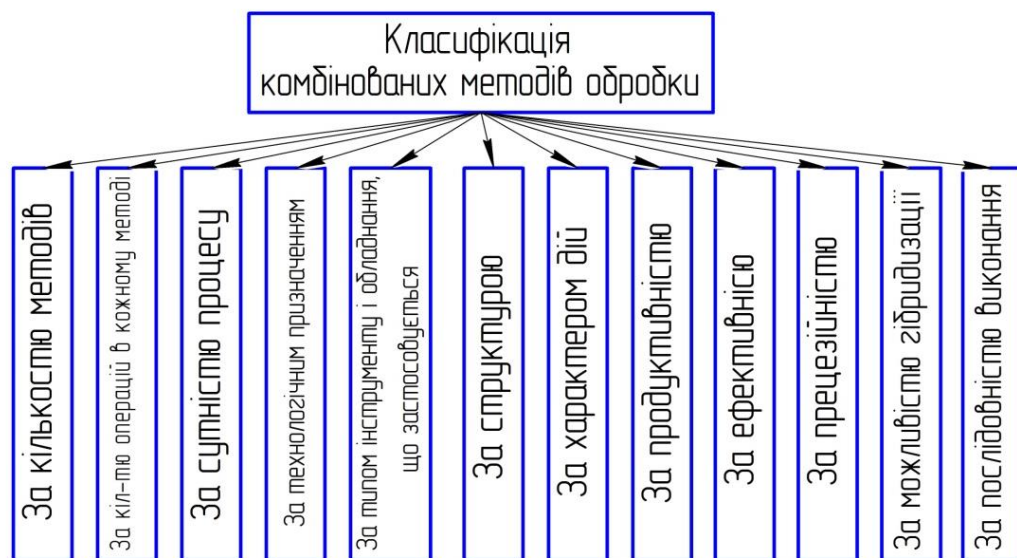


Рис. 1.5.1. Узагальнююча класифікація комбінованих методів обробки виробів за групами [107]

Комбіновані методи обробки класифікують:

1. За кількістю методів (два, три, ..., сім методів);

2. За кількістю операцій в кожному методі (одна-, дві-, ..., n-операцій);
3. За сутністю процесу;
4. За технологічним призначенням усі методи можуть бути розділені на методи розмірної і безрозмірної обробки. Розмірна обробка визначає форму і розміри оброблюваної деталі, а безрозмірна – направлена тільки на зміну якості поверхні (шорсткості і фізико-механічних властивостей поверхневого шару), а зміна розмірів носить випадковий характер і визначається параметрами процесу обробки;
5. За видом інструмента та обладнання, що застосовується;
6. За структурою (розгалужені, ієрархічні, мультиплікативні, адитивні, мультиплікативно-адитивні);
7. За характером дії (послідовне, паралельне, змішане);
8. За продуктивністю (низька, нормальна, висока, надвисока);
9. За ефективністю;
10. За прецизійністю (низькою, нормальною, високою, особливо високою);
11. За можливістю гібридизації;
12. За послідовністю виконання (1-й варіант, 2-й варіант, ..., n-й варіант) [107].

До комбінованих методів обробки за типом енергії відносять такі (рис. 1.5.2).

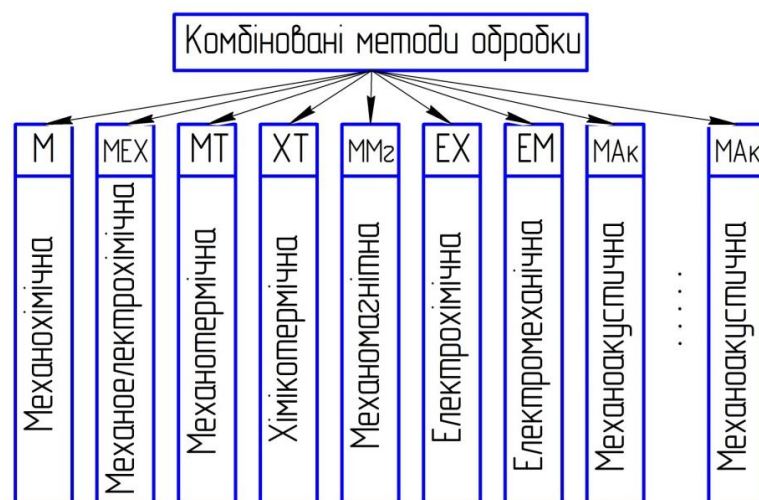


Рис. 1.5.2. Класифікація комбінованих методів обробки виробів за типом енергії, що затрачується [107]

До комбінованих методів слід віднести спосіб комбінованої термомеханічної поверхневої обробки виробів, виготовлених із середньолегованих сталей різної форми з використанням для термічної дії лазерного променя, а для ППД-ударної дії спеціальних інструментів у вигляді кульки, який може бути використаний у машинобудуванні та інших галузях виробництва для зміцнення та оздоблювання металевих поверхонь [108]. Структурна схема процесу комбінованого лазерного термомеханічного зміцнення наводиться на рис. 1.5.3.

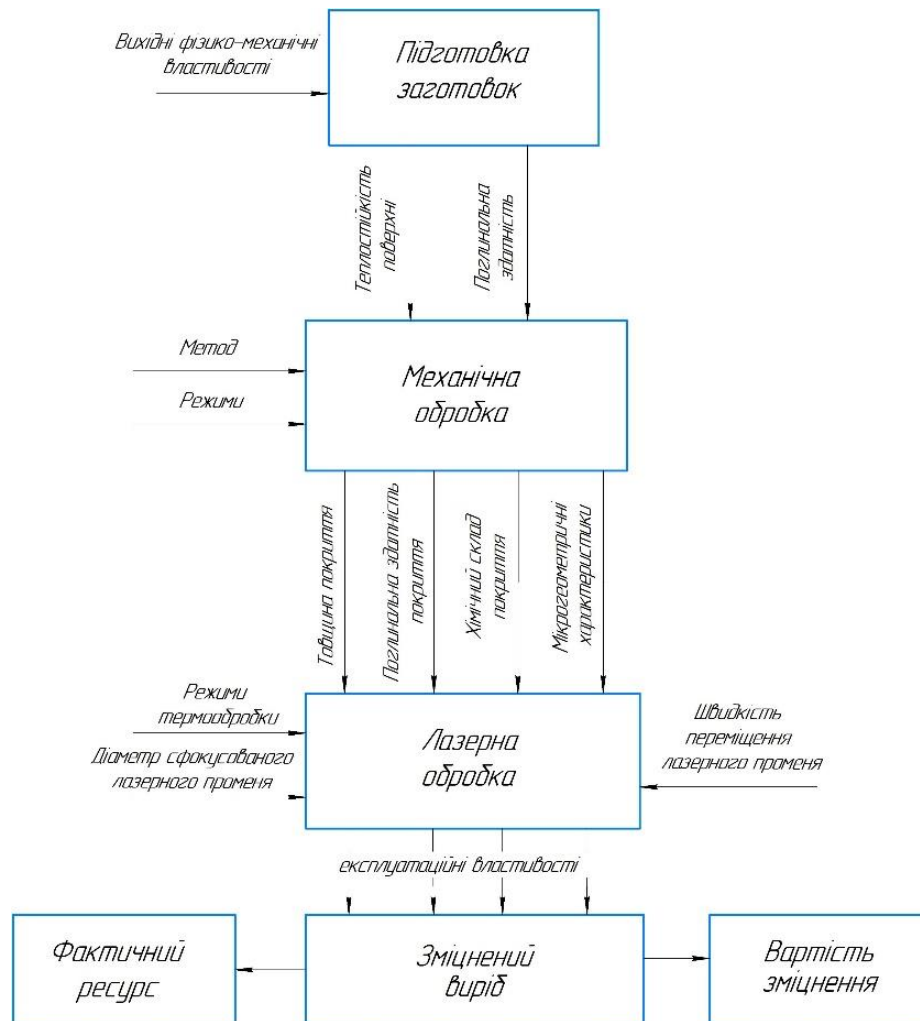


Рис. 1.5.3. Структурна схема термомеханічного зміцнення

Основним завданням розробки способу термомеханічної поверхневої обробки деталей різної геометричної форми, виготовлених із середньолегованих сталей через поліпшення мікроструктури, є формування залишкових напружень стиску та хвилястого мікрорельєфу на поверхні. Тому у способі термомеханічної поверхневої обробки процес високошвидкісного нагрівання лазерним променем з

(без) використання сканувальних пристроїв розпочинається після здійснення імпульсної деформаційної дії (наклепуванням, механічним зміцненням) газокуюльковим надзвуковим потоком із сферичними дрібнорозмірними частками. За такої умови термовплив у зоні зміцнення поверхні деталі здійснюється до температури, яка відповідає області існування стабільного аустеніту $T(A_{c3} + \Delta T)$ з подальшим високошвидкісним охолодженням, значення якого вище критичної швидкості гартування.

Відомо [109; 1010], що температура α - β перетворення сталей (A_{c1}) знижується після їх пластичного деформування.

Цей ефект пояснюється можливою релаксацією частки енергії наклепу в процесі фазового перетворення, внаслідок чого рівність термодинамічних потенціалів фаз, які визначають температуру фазової рівноваги, досягається при менших температурах.

На основі концепції про граничний стан речовини в точці фазового переходу та використовуючи релаксацію решітки в якості міри запасеної матеріалом енергії авторами [111] отримано вираз, за допомогою якого можливий розрахунок енергії. Сутність процесу розробленої корисної моделі пояснюється схемами, наведеними на рисунках 1.5.4 та 1.5.5.

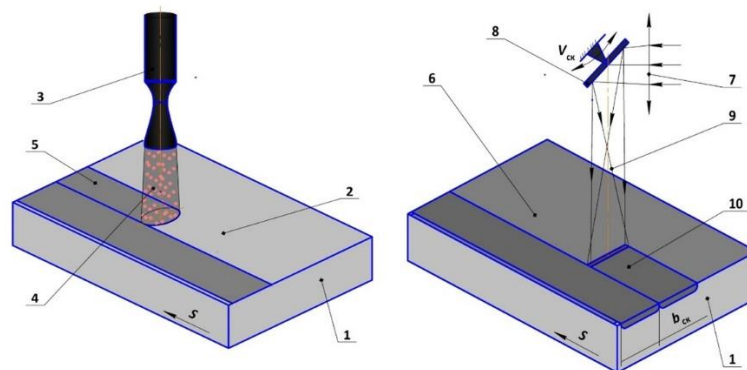


Рис. 1.5.4. Процес термомеханічної поверхневої обробки, де:

- 1 – деталь; 2 – оброблювана поверхня; 3 – сопло Лавалю; 4 – газокуюльковий потік; 5 – ППД; 6 – оброблювана поверхня лазерним променем після ППД; 7 – лазерний промінь; 8 – скануючий пристрій; 9 – сфокусований лазерний промінь; 10 – гартована поверхня [109; 113]

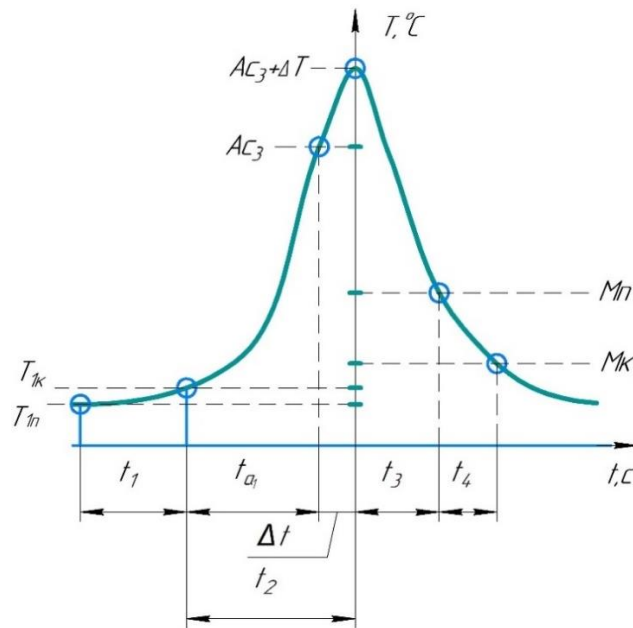


Рис. 1.5.5. Циклограма способу термомеханічної обробки де: T_{1n} – початкова температура зразка (до ППД), °C; T_{1k} – температура зразка після ППД, °C; $T(Ac_3)$ – температура розчинення фериту в аустеніті, °C; $T(Ac_3 + \Delta T)$ – температура області стабільного аустеніту, °C; $T(Mn)$ – температура початку мартенситного перетворення, °C; $T(Mk)$ – температура кінця мартенситного перетворення, °C; t_1 – час зміцнення ППД, с; t_{a1} – поява перших зерен аустеніту, с; Δt_1 – додатковий час для завершення аустенізації, с; t_2 – час нагрівання до повного аустенітного перетворення, с; t_3 – час охолодження до початку мартенситного перетворення, с; t_4 – час повного мартенситного перетворення, с [108].

При термомеханічній поверхневій обробці поверхневий шар оброблюваної деталі довільної геометричної форми 1 (рис. 1.5.4), яку переміщують з визначеною швидкістю, деформують високошвидкісним газокуюльковим потоком 4 із сферичними дрібнорозмірними частками протягом визначеного часу t_1 . Потім здійснюють високошвидкісне нагрівання лазерним променем 9 (круглої або прямокутної форми 3/без використання сканувальних пристроїв 8 протягом визначеного часу t_2 до температури стабільного аустеніту $T(Ac_3 + \Delta T)$ і подальшим високошвидкісним охолодженням зі швидкістю вищою ніж критична швидкість гартування. Внаслідок цього відбувається мартенситне перетворення в діапазоні визначеного часу $t_3 - t_4$. Температура на поверхні зразка вимірюється двоколірним лазерним пірометром (не показано на кресленні).

Визначення діапазону ППД термдеформаційного зміцнення, згідно схеми ЛО+ППД (рис. 1.5.6) можна здійснити з використанням деформуючого наконечника при різних температурах охолодження. Дія деформаційним інструментом при охолодженні сприяє кращому подрібненню структурних складових в поверхневому шарі зразка, а температура поверхні зразка за таких умов не перевищуватиме 100 °С [77; 114].

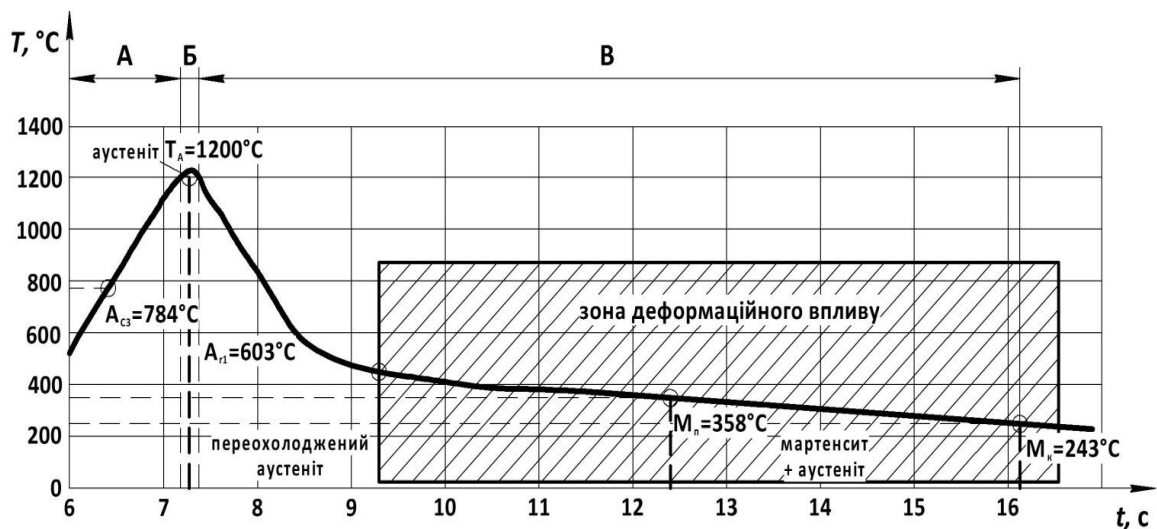


Рис. 1.5.6. Розрахунково-експериментальна залежність температури нагрівання та охолодження поверхневого шару від часу при ЛТО та діапазон температури ППД на поверхні зразка: А – аустенізація; Б – гомонізація; В – загартування та ППД [34]

Часовий діапазон охолодження та температури початку (M_n) і завершення (M_k) мартенситного перетворення сталей згідно термкінетичних діаграм для бездифузійного перетворення аустеніту в мартенсит складає для доевтектоїдних сталей 1-5 с (400...-50 °С), евтектоїдних сталей – 0.5-1.5 с (250...-100 °С), заевтектоїдних сталей – 1-10 с (200...-150 °С) [34]. Збільшення тривалості охолодження та зменшення температури початку/завершення мартенситного перетворення заевтектоїдних сталей відбувається внаслідок сповільнення процесу перетворення через наявність карбідів в матриці аустеніту. Зокрема для сталі 45 (рис. 1.5.6) діапазон мартенситного перетворення складає 3,5 с при $M_n = 358$ °С і $M_k = 243$ °С. Відстань між лазерним променем та деформаційним інструментом зменшується до ~ 15 мм, враховуючи відстань між крайніми дотичними поверхнями бойка та лазерним променем (8-10 мм). Це дозволяє підвищити

твердість та збільшити глибину зміцненого шару за рахунок проміжного подрібнення аустенітного зерна та підвищення густини дислокацій перед початком мартенситного перетворення.

Перевагою способу термомеханічної поверхневої обробки деталей, виготовлених із середньолегованих сталей різної геометричної форми, є те, що він дозволяє підвищити продуктивність процесу зміцнення та оздоблення поверхонь і поліпшити експлуатаційні властивості (зокрема, зносо-, корозійну стійкість) готових виробів, які використовуються в машинобудуванні та інших галузях виробництва.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 1

1. Охарактеризовано головні інструменти установок для дроблення концентрованих і комбікормових кормів та корпусів твердосплавних коронок для буріння з невеликим терміном експлуатації (≈ 300 год), виготовлених зі сталі 30ХГСА.

2. Обґрунтовано доцільність використання комбінованого термодформаційного процесу для збільшення глибини поверхневого зміцнення виробів (інструментів), виготовлених із середньовуглецевих сталей.

3. Запропоновано термомеханічний спосіб обробки з використанням енергії лазерного променя та імпульсних ударних джерел енергії для поверхневого зміцнення металевих деталей.

РОЗДІЛ 2. ТЕОРЕТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ПОВЕРХНЕВОЇ ОБРОБКИ

2.1. Моделювання процесу лазерної термічної обробки

2.1.1. Особливості взаємодії лазерного випромінювання з металевими тілами

Взаємодію лазерного випромінювання з непрозорими твердими тілами можна умовно поділити на кілька етапів:

- поглинання частини лазерного випромінювання поверхнею відповідно до коефіцієнта поглинання матеріалу при заданій температурі поверхні;
- поширення теплоти від поверхні вглиб матеріалу за механізмом теплопровідності з підвищенням його температури до температури фазового переходу;
- поглинання теплоти (якщо фазовий перехід ендотермічний – розплавлення) і виділення (якщо фазовий перехід екзотермічний – кристалізація);
- нагрів речовини в іншому фазовому стані до наступного фазового переходу;
- при припиненні дії лазерного променя процес протікає в зворотному порядку за рахунок описаного вище тепловідведення вглиб матеріалу, а також конвекційного і радіаційного охолодження, якщо модель зразку має кінцеві розміри.

Ці стадії можна розглядати незалежно один від одного, завдяки чому теплова модель успішно описує поглинання і поширення тепла, фазові переходи і зміну структури матеріалу.

Нестационарна математична модель теплових полів в зоні лазерної обробки з обліків впливу прихованої теплоти фазових перетворень, побудована на основі моделі двофазної зони [115; 116], розширеної для

врахування додаткових фазових переходів, а також – охолодження по конвекційному і радіаційному механізмам.

Аналіз лазерного термомеханічного зміцнення здійснювали з використанням діаграм циклів нагрівання/охолодження сталі 45, сталі 30ХГСА та діаграми стану Fe-C, а також термокінетичної моделі для розрахунку критичних точок температур структурно-фазових перетворень сталей та математичної термофізичної моделі для оцінки температурного поля.

Швидке локальне нагрівання тонкого металевого шару доєвтектоїдних сталей до температури вище температури A_{C3} (без оплавлення) сприяє фазовим та структурним переходам, зокрема відбувається перетворення $\alpha+FeC$ фази на $\gamma+Fe$ фазу, а при охолодженні – перетворення аустеніту в мартенсит за рахунок відведення тепла об'ємом матеріалу (ефект самозміцнення). У процесі самозміцнення при більш високій швидкості охолодження замість змішаного фазового складу матеріалу формується тверда метастабільна мартенситна структура. Нижче температури M_n аустеніт повністю перетворюється в мартенсит [34].

Діаграма залізо-вуглець покладена в основу розробки термокінетичного циклу при лазерній термічній обробці (далі – ЛТО), де показано декілька важливих критичних температур (A_{C1} , A_{C3}) та розчинність вуглецю в різних фазах по відношенню до рівноважної температури. Висока розчинність вуглецю в γ -залізі може бути використана при ЛТО для досягнення бажаних властивостей поверхневого шару. Однак, в умовах швидкісного нагрівання або охолодження, фазові перетворення починаються та закінчуються вище або нижче рівноважних температур. Рівноважна температура поліморфного перетворення ($\alpha+\gamma$) для будь-яких кінцевих швидкостей нагрівання й охолодження розтягується в інтервал температур, величина якого зростає зі збільшенням швидкості нагрівання/охолодження. Чим більша швидкість нагрівання, тим більший рівень перевищення [117-119]. На рис. 2.1.1.1

наведено залежність величини зміщення критичних точок від швидкості нагрівання.

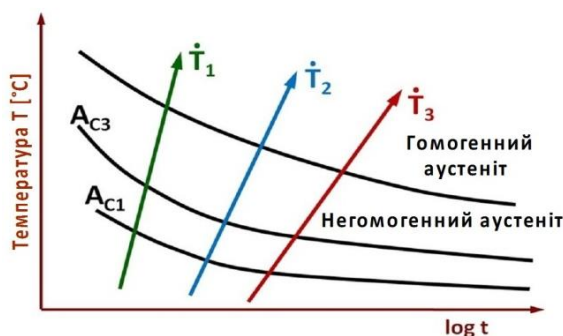


Рис. 2.1.1.1. Діаграма ізотермічного утворення аустеніту [114]

Аналогічні процеси відбуваються з перетвореннями при охолодженні: чим більша швидкість охолодження, тим більша різниця між температурами перетворення і рівноважними температурами. При однакових значеннях швидкостей нагрівання і охолодження ступінь перегріву завжди виявляється нижчим, ніж ступінь переохолодження. Для зміцнення залізвуглецевих сплавів, нагрітих до температури аустенізації, швидкість охолодження повинна дорівнювати або перевищувати критичну швидкість охолодження. Унаслідок високої теплопровідності металів та сплавів, оброблюваних лазерним випромінюванням, і з урахуванням того, що нагрітий об'єм становить незначну частину всього виробу, швидкість відводу тепла (швидкість охолодження) є набагато більшою критичної швидкості зміцнення. Отже, при лазерному зміцненні не потрібне примусове охолодження нагрітих об'ємів – відбувається самозміцнення [117; 120; 121].

Зміцнена зона поверхневого шару прогрівається по глибині до різних температур, унаслідок чого зона лазерного впливу має пошарову будову з різною мікротвердістю [117]. Наклепування $\Delta U/\Delta T$ і зміщення температури фазової рівноваги ΔT за рахунок пластичної деформації призводить до зниження температури A_{C1} :

$$\Delta T = \frac{\rho a^2}{a_\alpha + a_\gamma}, \quad (2.1)$$

де ρ – щільність дислокацій; a – параметр решітки; a_α , a_γ – коефіцієнти лінійного термічного розширення; α , γ – фази.

Відповідно до означеної залежності, для характерних значень граничної щільності дислокацій при пластичній деформації $\rho = 2 \dots 4 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ максимально можлива величина зміцнення температури A_{C1} не перевищує 50-100 °С. Багатократність деформування при ДСО, як і при ультразвуковій обробці, значно змінює шорсткість поверхні і призводить до збільшення максимальної глибини деформованого шару, а також сприяє зміні поглинаючої властивості поверхні і тепло-фізичних характеристик матеріалу в зоні дії лазерного променя [109; 110; 122].

Термокінетичний процес ЛТО [114; 118] складається з циклів нагрівання (аустенізація) та охолодження (самозміцнення) (рис. 2.1.1.2), а кінцеві фізико-механічні властивості обробленої поверхні є функцією температури, часу і теплофізичних властивостей матеріалів.

Структурно-фазові перетворення відбуваються в декількох критичних температурних точках (A_{C1} , P_n , A_{C3} , A_{r3} , A_{r1} , B_n , M_n , і M_k), які відіграють важливу роль при створенні інших змішаних фаз.

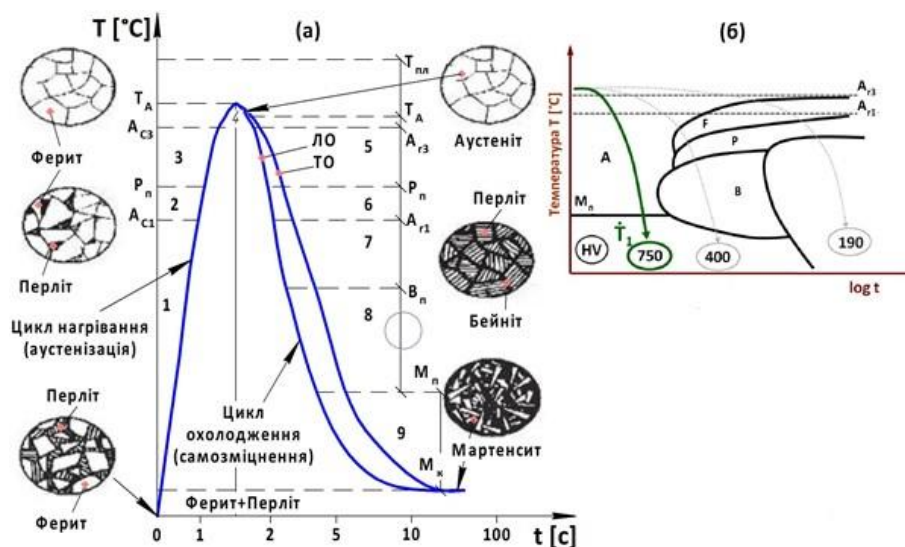


Рис. 2.1.1.2. Термокінетичні структурно-фазові перетворення: діаграма ізотермічного розпаду аустеніту в доевтектоїдних сталей і розподіл мікротвердості по глибині поверхневого шару [120]

Для прогнозування діапазону температури повної аустенізації при розрахунках критичних точок температури структурно-фазових перетворень з різними складовими легуючих елементів вуглецевих сталей запропоновано використати експериментальні моделі [123-126]:

$$A_{C1} = 723 - 7.08Mn - 37.7Si - 18.1Cr + 44.2Mo + 8.95Ni + 50.1V + 21.7Al + 3.18W + 297S - 830N - 11.5CSi - 14MnSi - 3.10SiCr - 57.9CMo - 15.5MnMo - 5.28CNI - 6MnNi + 6.77SiNi - 0.8CrNi - 27.4CV + 30.8MoV - 0.84Cr^2 - 3.46Mo^2 - 0.46Ni^2 - 28V^2, \quad (2.2)$$

$$A_{C3} = 910 - 370C - 27.4Mn - 27.3Si - 6.35Cr - 32.7Ni + 95.2V + 190Ti + 72Al + 64.5Nb + 5.57W + 332S + 276P + 485N - 900B + 16.2CMn + 32.3CSi + 15.4CCr + 48CNI + 4.32SiCr - 17.3SiMo - 18.6SiNi + 4.8MnNi + 40.5MoV + 174C^2 + 2.46Mn^2 + 6.86Si^2 + 0.322Cr^2 + 9.9Mo^2 + 1.24Ni^2 - 60.2V^2, \quad (2.3)$$

$$A_{Cm} = 244.4 + 992.4C - 465.1C^2 + 46.7Cr + 19CCr - 6.1Cr^2 + 7.6Mn + 10Mo - 6.8CrMo - 6.9Ni + 3.7CrNi - 2.7CrNi + 0.8Ni^2 + 16.7SiMn, \quad (2.4)$$

$$P_n = A_{C1} - 10.7Mn + 29Si + 16.9Cr, \quad (2.5)$$

$$B_n = P_n - 58C - 35Mn - 15Ni - 34Cr - 41Cr, \quad (2.6)$$

$$A_{r1} = P_n - 305.4C - 118.2Mn, \quad (2.7)$$

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(h - 8), \quad (2.8)$$

$$M_n = 561 + 474C - 33Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo + 10Co - 705Si, \quad (2.9)$$

$$M_\kappa = M_n - 215, \quad (2.10)$$

де C, Mn, Cr, Mo тощо – хімічний склад сталі, %; h – товщина матеріалу, м.

За формулами 2.2-2.10 розраховано критичні точки температур структурно-фазових перетворень для сталі 45, попередньо визначений діапазон температури утворення аустеніту (рис. 2.1.1.3, а) та мартенситу (рис. 2.1.1.3, б) при нагріванні та охолодженні лазерним променем.

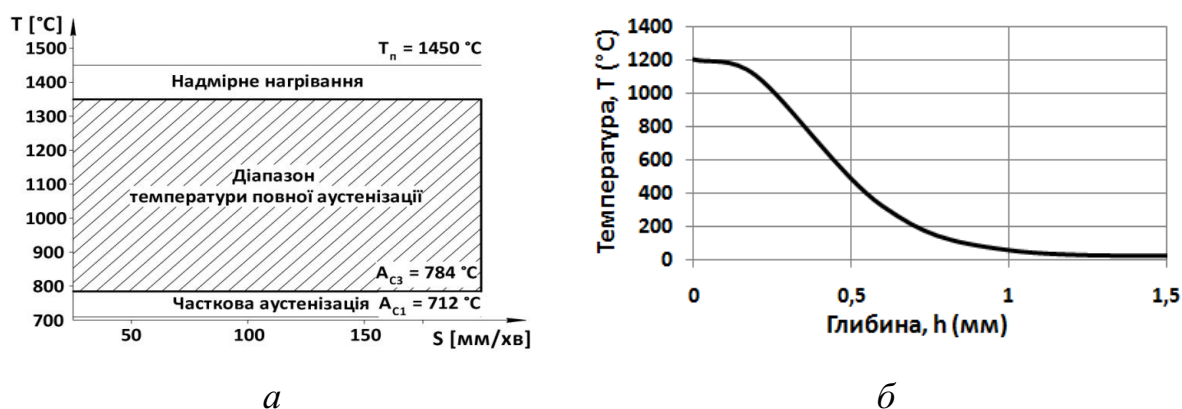


Рис. 2.1.1.3. Температурний діапазон утворення аустеніту в сталі 45 (а) та розподіл температури по глибині зразка при ЛТО із швидкістю 90 мм/хв (б) [34]

На рис. 2.1.1.3 показано залежності температури T від подачі s . Розраховано критичні точки температур структурно-фазових перетворень сталі 45 ($A_{C1} = 712$ °C, $A_{C3} = 784$ °C, $A_{r1} = 603$ °C, $A_{r3} = 710$ °C, $M_n = 358$ °C, $M_k = 243$ °C) і сталі 30ХГСА ($A_{C1} = 760$ °C, $A_{C3}(A_{Cm}) = 830$ °C, $A_{r3}(A_{rcm}) = 705$ °C, $A_{r1} = 670$ °C, $M_n = 352$ °C, $M_k = 238$ °C), які дозволяють передбачити діапазон температур нагрівання (повної аустенізації) без оплавлення поверхневого шару лазерним променем при швидкостях обробки в діапазоні 50...150 мм/хв (рис. 2.1.1.3, а). Вище температури 1350 °C відбувається надмірне нагрівання сталі 45 [34].

Для прогнозування значення мікротвердості поверхневого шару використано залежності для розрахунку масових часток складових структури (фериту, перліту та бейніту) [126; 127]:

$$X_F = \exp(1.00 + 6.31C + 1.78Mn + 0.31Si + 1.12Ni + 2.70Cr + 4.06Mo), \quad (2.11)$$

$$X_P = \exp(-4.25 + 4.12C + 4.36Mn + 0.44Si + 1.71Ni + 3.33Cr + 5.19\sqrt{Mo}), \quad (2.12)$$

$$X_B = \exp(-10.23 + 10.18C + 0.85Mn + 0.55Ni + 0.90Cr + 0.36Mo), \quad (2.13)$$

Для рівноважних термодинамічних умов частка мартенситу може бути визначена з використанням рівняння

[128]:

$$X_M = 1 - X_A \exp(-0.011(M_n - T)), \text{ якщо } M_n > T > M_k, \quad (2.14)$$

де X_M та X_A – масові частки мартенситу та аустеніту, %; M_n та M_k – температура початку та кінця мартенситного перетворення відповідно, °C; T – миттєва температура, °C. Повного перетворення мартенситу можна досягти тоді, коли температура циклу охолодження швидко досягає температури M_k .

Для обчислення мікротвердості мартенситу HV_M , бейніту HV_B та суміші фериту та перліту HV_{F+P} використано рівняння [129]:

$$HV_M = 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21(\log T_i), \quad (2.15)$$

$$HV_B = -123 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo)\log T_i, \quad (2.16)$$

$$HV_{F+P} = -223C - 53Si - 30Mn - 12.6Ni - 7Cr - 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni - 8Cr + 130V)\log T_i, \quad (2.17)$$

де $\log(T_i)$ – критичний час охолодження, визначений з T_A до T_M температур, що розраховується як функція вуглецевого еквіваленту:

$$\log(T_i) = 10.6C_E - 4.8, \quad (2.18)$$

$$\text{де } C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{8} + \frac{Ni}{12} + \frac{Si}{24} + \frac{Cu}{15}.$$

Отже, загальна мікротвердість розраховується за формулою [129]:

$$HV = X_M HV_M + X_B HV_B + X_{F+P} HV_{F+P}, \quad (2.19)$$

Для прогнозування зміни мікротвердості та глибини зміцнення в 2-х напрямках термічно зміцнених зон лазерним променем використано двомірну кінетичну модель зміцнення та відпуску [130-132], де розрахункова область розділена на елементи, що пов'язанні з кожною фазою структури, а моделювання мікроструктури здійснюється за допомогою мікрофотографій реальної структури.

Масову частку відпущеного мартенситу (X_{TM}) можна розрахувати таким чином [128; 133; 134]:

$$X_{TM} = 1 - \exp(-\beta^n), \quad (2.20)$$

де β і n – характер перетворення і постійна реакції.

При лазерному зміцненні процес структурно-фазових перетворень далекий від реальних рівноважних фазових перетворень. Таким чином,

відповідно до не ізотермічних умов, які переважають під час ЛТО, для обчислення фазової частки мартенситу можна використовувати рівняння:

$$\beta = \int k(T)dt = \int k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)^n dt = k_0 t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2.21)$$

де Q – енергія активації нагрівання, R – універсальна газова постійна, T – миттєва температура, k_0 – константа матеріалу. Кінцева мікротвердість може бути розрахована з використанням правила адитивності змішування часток фаз та мікротвердості [118; 129]:

$$HV = X_M HV_M + X_{TM} HV_{TM}, \quad (2.22)$$

де HV_{TM} – мікротвердість відпущеного мартенситу.

При температурі нагрівання сталі 45 до 1200 °С середня розрахована потужність джерела живлення становить 1000 Вт, при швидкостях переміщення зразка 300-500 мм/хв.

За модель використаємо тривимірне нелінійне нестационарне рівняння теплопровідності для передбачення розподілу температури по глибині $T(x, y, z, t)$ в ізотропному матеріалі, який має круглу форму у прямокутній системі координат (x, y, z) [135]:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (2.23)$$

$$x \in [0, l], y \in [0, b], z \in [0, h]$$

де T – температура поверхні матеріалу зразка в точці з координатами (x, y, z) в момент часу $t \in [0, T_k]$, °С; ρ – густина матеріалу зразка, кг/м³; $c(T)$ – коефіцієнт теплоємності матеріалу зразка, Дж/кг°С; $\lambda(T)$ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу зразка, Вт/м°С; l, b, h – довжина, ширина та висота зразка, см.

Ліва частина рівняння 2.23 описує вихідний стан, а права – умови дифузії у тривимірній системі. При термічній лазерній обробці розподіл температури всередині зразка по x, y, z напрямках є неоднорідним, а теплова енергія утворюється за рахунок поглинання лазерного випромінювання і її подальшої теплопровідності вглиб матеріалу. При чисельному моделюванні

розподіл температури термозміцненого зразка визначається за формулою 2.23 з урахуванням таких граничних умов:

- у момент часу, коли $t = 0$, початкова температура зразка дорівнює температурі зовнішнього середовища $T_3^0 = 20 \text{ }^\circ\text{C}$; початковий стан зразка описується рівнянням [117]:

$$T(x, y, z, 0) = T_3^0, \quad (2.24)$$

- крайова умова на поверхні обробки в зоні дії лазерного випромінювання описується рівнянням:

$$\lambda \frac{\partial T(x, y, 0, t)}{\partial z} + W_{\text{лп}}(x, y, t) = 0, \quad (2.25)$$

де в правій частині рівняння $W_{\text{лп}}$ – потік тепла, перпендикулярний напрямку лазерного променя, Вт/м².

На поверхні зразка $(x, y, 0)$ частина енергії, отримана від лазерного випромінювання, поглинається і передається всередину зразка теплопровідністю.

Граничні умови лазерного променя моделі відповідають випадку, коли лазерний промінь рухається з постійною швидкістю сканування $V_{\text{ск}}$ з зоною дії прямокутної форми (1х0.1 см) уздовж осей абсцис та ординат зразка із швидкістю переміщення оброблюваної поверхні S , та володіє рівномірним розподілом густини потужності випромінювання $W_{\text{лп}}$:

$$W_{\text{лп}} = AP / h_{\text{ск}} l_{\text{ск}}, \quad (2.26)$$

де A – коефіцієнт поглинальної здатності поверхні; P – потужність лазера, Вт; $h_{\text{ск}}$ – ширина сканування лазерного променя (10 мм) уздовж осі x зразка, мм; $l_{\text{ск}}$ – довжина сканування лазерного променя (1 мм) уздовж осі y зразка, мм.

Розрахована густина потужності $W_{\text{лп}}$ знаходиться в діапазоні від $10^3 \dots 10^4$ Вт/см² при тривалості лазерного впливу 0.42-1.5 с, що забезпечує поверхневе термічне зміцнення без оплавлення поверхні [135].

Гранична умова на поверхні зразка поза зоною дії сканувального лазерного променя моделює теплообмін з середовищем за законом Ньютона [117]:

$$\lambda \frac{\partial T(x, y, 0, t)}{\partial z} + \alpha(T_3^0 - T(x, y, 0, t)) = 0, \quad (2.27)$$

де α – коефіцієнт температуропровідності, $\text{м}^2/\text{с}$.

А граничні умови теплообміну на інших гранях зразка описуються рівняннями:

$$\begin{aligned} \lambda \frac{\partial T(x, y, L_z, t)}{\partial z} + \alpha[T(x, y, L_z, t) - T_3^0] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(0, y, z, t)}{\partial z} + \alpha[T_3^0 - T(0, y, z, t)] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(L_x, y, z, t)}{\partial z} + \alpha[T(L_x, y, z, t) - T_3^0] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(x, 0, z, t)}{\partial z} + \alpha[T_3^0 - T(x, 0, z, t)] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(x, L_y, z, t)}{\partial z} + \alpha[T(x, L_y, z, t) - T_3^0] &= 0. \end{aligned} \quad (2.28)$$

Матеріалом для проведення розрахунків було обрано сталь 45, теплофізичні характеристики якої такі: $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$, $c = 473 \text{ Дж/кг}^\circ\text{C}$, $\lambda = 50 \text{ Вт/м}^\circ\text{C}$, $\alpha = 2.3 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$, $T^0 = 20^\circ\text{C}$, $A = 0.8$.

Розрахунки розподілу температур як на поверхні, так і всередині зразка було здійснено за допомогою спеціальної прикладної програми «Розрахунок температурного поля» методом скінчених різниць. При температурі нагрівання 1200°C сталі 45 середня розрахована величина потужності лазерного променя становить приблизно 1000 Вт при швидкості переміщення зразка 500 мм/хв . Розрахована програмою величина температури на поверхні зразка корелює (похибка до 5%) зі значенням температури, яке було пірометрично визначене в ході експерименту. Таким чином, використаний метод вимірювання та контролю температури нагрівання в зоні дії лазерного променя є достатньо точним, а отримані величини потужності лазерного променя при ЛТО за способом підтримання постійної температури нагрівання дозволяють визначити необхідну кількість

енергії лазерного променя для досягнення необхідної температури нагрівання [34].

2.1.2. Математичне планування експериментів

Низькочастотне термомеханічне зміцнення можна здійснювати за суміщеною або роздільною схемами з використанням розробленої технологічної установки та волоконного лазера.

Оброблювана деталь (інструменти) зі сталі 30ХГСА деформується динамічним низькочастотним ударним інструментом який обертається і розташований на відстані l від лазерного променя (рис. 2.1.2.1). Ця відстань залежить, насамперед, від форми лазерного променя та конструкції деформуючого інструмента, а також від типу оброблюваного матеріалу та режимів процесу лазерного термодформаційного зміцнення.

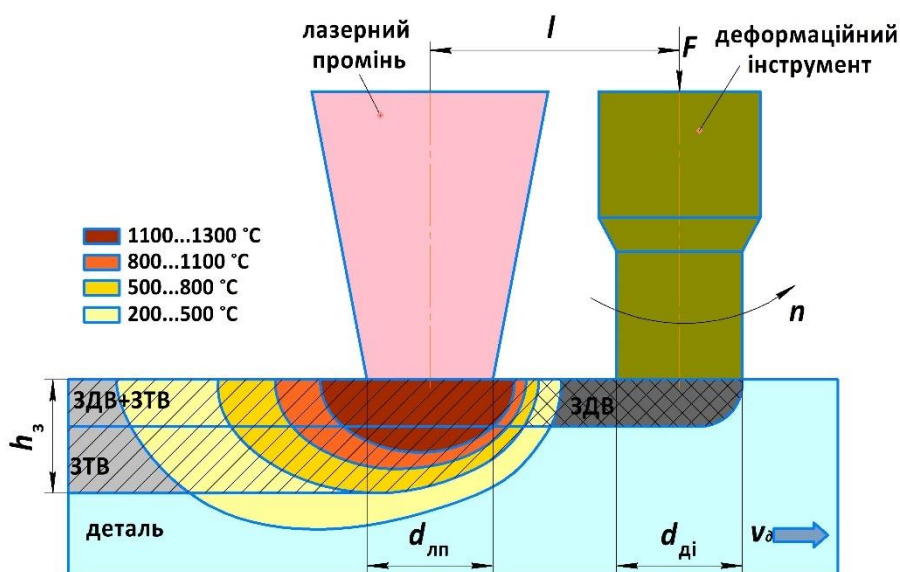


Рис. 2.1.2.1. Схема комбінованої лазерної термомеханічної обробки сталей: h_z – глибина зміцнення; F – динамічне навантаження деформувального інструмента; l – відстань між термічним та деформувальним інструментами; n – частота обертання деформувального інструмента; v_d – швидкість переміщення деталі; $d_{лп}$ – ширина лазерного променя; $d_{ді}$ – ширина деформувального інструмента

Для підвищення продуктивності процесу ППД, використано дробоструминну ударну обробку (ДСО). Режими зміцнювальної ударної обробки були визначені з отриманих результатів пошукових досліджень:

тиск потоку металевого дробу – 0,4 МПа, 0,5 МПа і 0,6 МПа; тривалість обробки – 60 с, 120 с, 180 с; відстань між форсункою та поверхнею зразка – 100 мм; швидкість переміщення сопла – 10 мм/с. Для термічної обробки: потужність лазерного випромінювання – 1 кВт, 1,2 кВт, 1,3 кВт; швидкість переміщення – 300 мм/хв, 400 мм/хв, 500 мм/хв.

Для дослідження впливу комбінованої термомеханічної обробки (ДСО + ЛТО) на якісні параметри поверхневого шару досліджуваних сталей запропоновано використати методи математичного планування експерименту, які дозволяють скоротити число необхідних дослідів, встановити взаємозв'язок між якісними параметрами поверхневого шару та режимами поверхнево-пластичної обробки (далі – ППО) та ЛТО, а також провести оптимізацію процесу зміцнення [137; 138]. Експериментальні дані, отримані на основі планування та реалізації багатофакторного експерименту з елементами аналізу дисперсії та рівнянь регресії, дозволяють визначити ступінь та характер впливу технологічних режимів термомеханічної обробки на якісні параметри поверхневого шару.

Для розрахунку коефіцієнтів рівняння регресії та створення математичної моделі процесу ДСО та ЛТО сталевих зразків проведено двофакторний трьохрівневий експеримент, встановлено межі варіювання факторів, розроблено план експерименту. Повний факторний експеримент для двох факторів (k) і трьох рівнів (p) включає число експериментів n : $n = p^k = 3^2 = 9$.

Для проведення експерименту враховано такі фактори: температура нагрівання (T), швидкість переміщення зразка (s) при ЛТО, тривалість обробки (t_{dco}), величина подачі (p) при ДСО. Значення інших технологічних параметрів режимів обробки, які були визначені на основі попередніх досліджень та рекомендацій, встановлювали постійними.

Досліджуваними вихідними параметрами стали глибина (h_z) зміцнення, поверхнева твердість (HRC) та мікротвердість (H_μ) при ЛТО та ДСО, а також величина зношеного шару.

Відповідно до плану, проведено 9 експериментів для ЛТО та ДСО сталі 30ХГСА (табл. 2.1.1.1, 2.1.1.2), які були проведені одноразово.

Таблиця 2.1.2.1

Межі варіювання факторів при ЛТО

Фактори	Рівні факторів			
	$x_{\min} (-1)$	$x_{\max} (+1)$	$x_0 (0)$	Δx
A(x_1) – температура нагрівання T , °C	1050	1300	1200	125
B(x_2) – швидкість переміщення зразка s , мм/хв	300	500	400	300

Таблиця 2.1.1.2

Межі варіювання факторів при ДСО

Фактори	Рівні факторів			
	$x_{\min} (-1)$	$x_{\max} (+1)$	$x_0 (0)$	Δx
A(x_1) – тиск, р, атм	4	6	5	1.5
B(x_2) – тривалість обробки t , с	60	180	120	90

Експериментальні дані оцінювали згідно квадратичної регресійної моделі [139; 140]:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{12}x_1x_2 + b_{11}x_1^2 + b_{22}x_2^2, \quad (2.29)$$

де y – цільова функція відгуку (досліджувані вихідні параметри); b_0 – сталий коефіцієнт регресії; $b_1, b_2, b_{12}, b_{11}, b_{22}$ – коефіцієнти регресії; x_1, x_2 – змінні, які відповідають факторам експерименту (вихідні режими).

Для визначення точкових оцінок $b_0, b_1, b_2, b_{12}, b_{11}, b_{22}$ застосовується метод найменших квадратів [там само]:

$$B = Y\Phi^{-1}, \quad (2.30)$$

де B – матриця, яка містить коефіцієнти регресії; Y – матриця, яка містить результати експериментів за матрицею планування; $\Phi = F^T F$ – інформаційна матриця Фішера, де F -матриця містить значення факторів x_{ij} :

$$B = \begin{bmatrix} b_0 \\ b_1 \\ \dots \\ b_k \end{bmatrix}, \quad Y = \begin{bmatrix} y_0 \\ y_1 \\ \dots \\ y_N \end{bmatrix}, \quad F = \begin{bmatrix} 1 & x_{1,1} & \dots & x_{1,k} \\ 1 & x_{1,2} & \dots & x_{2,k} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ 1 & x_{N,1} & \dots & x_{N,k} \end{bmatrix}, \quad (2.31)$$

де i – номер експерименту за матрицею планування; j – номер фактору; k – кількість факторів; N – кількість експериментів за матрицею планування.

Перевірка адекватності регресійної моделі розраховується за критерієм Фішера [139]:

$$F = \frac{S_{ad}^2}{S_{vidm}^2} \leq [F(f_1, f_2)], \quad (2.32)$$

де S_{ad}^2 – дисперсія адекватності; S_{vidm}^2 – дисперсія відтворюваності; $[F(f_1, f_2)]$ – критичне значення критерію Фішера, що дорівнює значенню розподілу Фішера; $f_1 = N - d$ – кількість ступенів вільності дисперсії адекватності; $f_2 = N_0 - d$ – кількість ступенів вільності дисперсії відтворюваності; d – кількість значимих коефіцієнтів регресії (2.29).

Розрахункове значення критерію F порівнюється з критичним; при $F > [F(f_1, f_2)]$ регресійна модель вважається неадекватною.

Дисперсія адекватності визначається за формулою [140]:

$$S_{ad}^2 = \frac{1}{f_1} \sum_{i=1}^N (y_i - \tilde{y}_i)^2, \quad (2.33)$$

де y_i – результат i -го дослід, проведеного за матрицею планування; \tilde{y}_i – результат i -го значення дослід, передбаченого за допомогою регресійної моделі (2.30).

За t -критерієм Стюдента проводиться оцінка значимості коефіцієнтів регресії [там само]:

$$t_i = \frac{|b_i|}{S_{vidm} \sqrt{c_i}} > [t(f_2)], \quad (2.34)$$

де $[t(f_2)]$ – критичне значення t -критерію Стюдента, яке дорівнює значенню розподілу Стюдента; c_i – відповідний елемент матриці Φ^{-1} .

Планування експерименту, статистична обробка отриманих результатів, побудова та аналіз математичних моделей виконані з використанням програмного пакету «Design-Expert V7», зокрема модулю «Response Surface Method» [120].

Дисперсійний аналіз результатів експериментальних досліджень (Додаток В: табл. В.1, В2), який проводили за допомогою модулю «ANOVA», показав, що всі розроблені квадратичні регресійні моделі відгуку є адекватними, тому що значення адекватності моделей ($p\text{-value } p_{\text{job.}}$) є меншими ніж 0,05, а коефіцієнти детермінації знаходяться в діапазоні $0 < R^2 < 1$. Крім того, значення точності є більшим за величину 4 ($36.084 > 4$). Значення коефіцієнтів варіювання моделі є низькими та коефіцієнти кореляції R^2 становлять приблизно 1 (крім середньої арифметичної висоти профілю поверхні Sa), що дозволяє стверджувати про релевантність отриманих даних. Результати дисперсійного аналізу свідчать, що основний вплив на величину глибини (ширини, кута) зміцнення та твердість поверхні чинить швидкість при ЛТО; у разі ДСО основний вплив на параметри мікрорельєфу поверхні чинить тиск, а на величину твердості поверхні – тривалість ДСО [112].

Значення адекватності (Додаток В: табл. В. 3, В. 4) для моделі становить $0,0008 < 0,05$, тож вона є адекватною. Передбачений коефіцієнт детермінації (0,9537) знаходиться в необхідних межах скоригованого коефіцієнту детермінації (0,9898). Отримана квадратична модель характеризується високою точністю, а, отже, може бути використана для керування глибиною, шириною, кутом зміцнення та твердістю поверхневого шару, які залежать від температури нагрівання та швидкості переміщення зразка при ЛТО [139].

Рівняння регресії для функції відгуку глибини зміцнення сталі 30ХГСА, згідно проведеного багатofакторного експерименту для кодованих значень, виглядає так:

$$h_z = 177.5 + 120A - 57.76B - 33.55AB + 45.83A^2 + 10B^2, \quad (2.35)$$

Відповідно експериментальна математична модель для функції відгуку глибини зміцнення є такою:

$$h_z = 2667.9 - 5.45T + 4.43S - 5.36 \cdot 10^{-3}TS + 2.93 \cdot 10^{-3}T^2 + 4S^2, \quad (2.36)$$

Рівняння регресії для функції відгуку глибини (h_3) і ширини (b_3) зміцнення, поверхневої твердості (HRC) та мікротвердості (H_μ) при ЛТО сталі 30ХГСА виглядають так:

$$h_3 = 177.5 + 120A - 57.76B - 33.55AB + 45.83A^2 + 10B^2, \quad (2.37)$$

$$b_3 = 9909.72 + 316.67A - 303.29B + 49.34AB - 437.5A^2 - 133.33B^2, \quad (2.38)$$

$$HRC = 55.33 + 3.68A + 2.01B - 0.36AB - 3A^2 - 0.82B^2, \quad (2.39)$$

$$H_\mu = 9.73 + 1.05A + 0.49B + 0.17AB - 1.47A^2 + 0.03B^2 \quad (2.40)$$

На основі проведеного дисперсійного аналізу також виявлено, що отримані квадратичні регресійні моделі можуть бути використані для керування шорсткістю, хвилястістю та твердістю поверхні сталі 30ХГСА, які залежать від тиску та тривалості ДСО (Додаток Г). Взаємозв'язок між дійсними і передбаченими значеннями глибини зміцнення та твердості поверхні при ЛТО, а також шорсткості та твердості поверхні при ДСО показано на рис. 2.1.5, що підтверджує адекватність розроблених моделей [34].

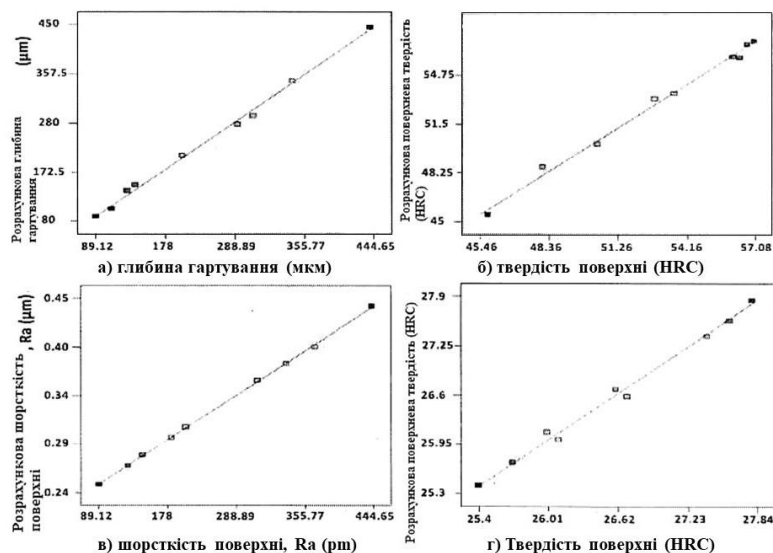


Рис. 2.1.5. Взаємозв'язок між дійсними та передбачуваними величинами глибини зміцнення (а) та твердості поверхні при ЛТО (б), шорсткості (в) та твердості поверхні при ДСО (г) [34]

2.2. Моделювання процесу дробоструминної обробки

Тривісний напружений стан виникає при ударі кулі об поверхню оброблюваної деталі. Відповідно до теорії Д. Тейбора [113], процес удару наконечника об поверхню досліджуваного тіла включає чотири етапи (рис. 2.2.1):

1) поверхня пружно деформується: якщо кінетична енергія наконечника незначна, він може бути відкинутий пружними силами і не залишить відбитка. У цьому разі удар буде абсолютно пружним; середній тиск та величина деформації визначаються за формулами Г. Герца;

2) другий етап настає, коли середній тиск на відбитку перевищує деяку характерну величину, яку можна назвати динамічною межею плинності при співударі. На цьому етапі розпочинається пластична деформація;

3) при збільшенні енергії удару настає стан «повної» пластичності. Пластична деформація продовжується до тих пір, поки не буде поглинена вся кінетична енергія наконечника;

4) після зняття деформуючого навантаження стискаючі напруження спрямовуються по нормалі до поверхні; внутрішні тангенціальні напруження залишаються внутрішніми стискаючими напруженнями, оскільки через витіснений (пластично-деформований) матеріал ускладнено процес повернення поверхні тіла до її початкового положення. Таким чином, на 4-му етапі відбувається ліквідація пружних напружень у наконечнику та матеріалі [111; 113].

Дослідження [141; 142] підтверджують, що існує зв'язок між геометрією відбитку і залишковим розподілом напружень, оскільки ефективна глибина і максимальне значення залишкових напружень стиснення зростають зі збільшенням розмірів відбитку. Зв'язки між геометрією відбитка і відповідними факторами впливу можна визначити відповідно до тенденцій впливу параметрів процесу механічної поверхневої обробки на значення розподілу залишкових внутрішніх напружень.

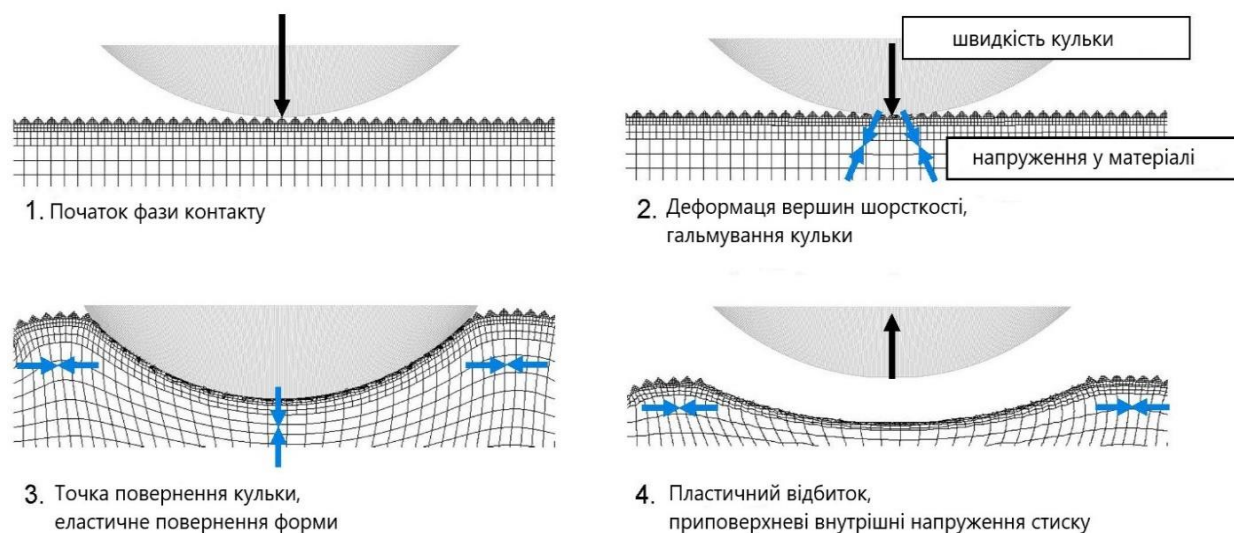


Рис. 2.2.1. Схема удару металевої кульки [80]

Відомі дослідження [142; 143], присвячені вивченню впливу різноманітних факторів на параметри процесу дробоструминної, ударної і вібраційної обробок. Зокрема, використовується моделювання методом кінечних елементів та теорії подібності для визначення, крім інших факторів впливу, діаметру кулі, швидкості і кута зіткнення при ДСО. Максимальне значення стискаючих залишкових внутрішніх напружень як на поверхні, так і на глибині деформованого матеріалу, зменшується зі збільшенням діаметра сфери, водночас ефективна глибина деформування збільшується зі збільшенням швидкості удару. Залежно від граничних умов, оптимальна швидкість удару для створення високих стискаючих напружень буде різною.

Кут удару деформуючого елемента впливає на значення максимальних стискаючих залишкових внутрішніх напружень і глибину дії, тому при розв'язанні технологічних задач ДСО важливе значення мають розрахунки значення глибини зміцненого шару і ступеня зміцнення. Від глибини зміцненого шару H_n залежать експлуатаційні властивості деталі, зокрема втомлена міцність. У товщині зміцненого шару є зона, у якій спостерігається залишкова деформація зерен і дислокацій кристалічної ґратки, що утворилися унаслідок прикладеного ударного навантаження. Аналітичне

визначення товщини зміцненого шару і ступеня зміцнення залежно від фізико-механічних властивостей матеріалу деталі і технологічних параметрів процесу є складною задачею.

На основі теорій пружності й пластичності, з урахуванням багаточисельних спрощень В. Пшебільського, І. Кудрявцева та ін., виведено математичні залежності для визначення глибини зміцненого шару і ступеня зміцнення [77; 144]. Глибина зміцненого шару залежно від характеристик сліду визначається за формулою:

$$H_n = 3rk, \quad (2.40)$$

де k – коефіцієнт, що залежить від ступеня нагартування; r – радіус пластичного відбитку.

У разі еліптичної форми відбитку:

$$r = \sqrt{ab}, \quad (2.41)$$

де a і b – півосі еліпса контакту.

З використанням наведених залежностей глибину зміцненого шару деталі для ДСО можна визначити за формулою:

$$H_n = 3k\sqrt{ab} \quad (2.42)$$

2.2.1. Розрахунок роботи утворення відбитка

Роботу пластичного деформування W_3 наконечника – кульки з радіусом R і масою m , яка падає на горизонтальну плоску поверхню металу з висоти h_1 , а потім відскакує на висоту h_2 (рис. 2.1.1.1) та утворює на поверхні відбиток діаметром d , – можна визначити як різницю між кінетичною енергією наконечника до удару W_1 і кінетичною енергією наконечника після удару W_2 [145]:

$$W_3 = W_1 - W_2, \quad (2.43)$$

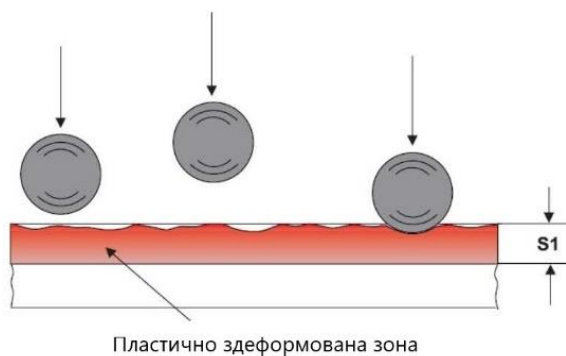


Рис. 2.2.1.1. Утворення відбитків на поверхні під дією металевих кульок [146]

Припустимо, що вивільнена енергія (4-й етап удару) дорівнює кінетичній енергії наконечника після удару, а модуль Юнга для наконечника і металу при ударі має однакове числове значення, як і при статичних випробуваннях. Зважаючи на те, що на 4-му етапі удару відбувається пружне відновлення відбитка, радіус його кривизни r буде більшим за радіус наконечника, тоді діаметр площі дотику d при вдавлюванні кульки радіусом R можна розрахувати за формулою [145]:

$$d = \left(\frac{6FRr}{r-R} f(E) \right)^{1/3}, \quad (2.44)$$

де $f(E) = (1-y_1)^2/E_1 + (1-y_2)^2/E_2$; E_1 , E_2 – модулі пружності наконечника і металу; y_1 і y_2 – коефіцієнти Пуассона; F – навантаження, Н; r – радіус кривизни, м.

Кінетична енергія наконечника до удару визначається так:

$$W_1 = mgh_1, \quad (2.45)$$

де m – це маса кульки, кг; g – прискорення вільного падіння ($g = 9,80665 \text{ м/с}^2$); h_1 – висота положення центра маси кульки, м.

Процес вдавлювання є зворотним процесом пружного відновлення відбитка; кінетична енергія після удару кульки W_2 визначається за формулою:

$$W_2 = mgh_2 = 0,3F^2/r \cdot f(E), \quad (2.46)$$

Роботу утворення відбитка можна визначити так:

$$W_3 = mg(h_1 - h_2) \quad (2.47)$$

2.2.2. Визначення критичної швидкості поверхневого зміцнення

Для математичного моделювання при ДСО деформуючим інструментом є гладка жорстка сфера (металева кулька); взаємодія кульки з деформувальним матеріалом описується системою рівнянь [147]:

$$m = \frac{d^2 h}{dt^2} P_N; \quad (2.48)$$

$$m = \frac{d^2 x}{dt^2} P\tau;$$

де m – маса кульки, яка визначається за формулою $m = \frac{4}{3}\pi R^3 \rho_{\text{ш}}$; $\rho_{\text{ш}}$ – щільність матеріалу кульки; t – час; P_N – нормальна складова сили взаємодії; $P\tau$ – дотична складова сили взаємодії.

Використовуючи співвідношення для визначення маси кульки m з теорії пластичного контакту сферичного індентора з деформованим напівпростором, можна розв’язати перше рівняння системи (2.48) [148]:

$$P_N = \pi R_{\text{сф}} h c \sigma_s, \quad (2.49)$$

де $R_{\text{сф}}$ – радіус сферичної кульки; h – глибина вдавлювання сферичної кульки; c – коефіцієнт, який враховує зміцнення матеріалу при вдавлюванні кульки; σ_s – границя плинності матеріалу деталі.

Для визначення глибини вдавлювання використана залежність [149]:

$$\frac{d^2 h}{dt^2} = - \frac{\pi R h k_s c \sigma_s}{m}, \quad (2.50)$$

де R – радіус кульки; k_s – коефіцієнт, який враховує шорсткість поверхні деталі на площині фактичного контакту.

Рівняння (2.50) з урахуванням залежності m (2.49) матиме такий вигляд:

$$\frac{d^2 h}{dt^2} = - \frac{3}{4} \frac{k_s c \sigma_s h}{\rho_{\text{ш}} R^2}, \quad (2.51)$$

При $t = 0$; $h = 0$, а $\frac{dh}{dt} = v_0 \sin \alpha$, тоді рівнянні (2.51) запишемо так:

$$\frac{dh}{dt} = \pm \sqrt{v_0 \sin \alpha - \frac{3}{4} \frac{k_s c \sigma_s}{\rho_{\text{ш}} R^2} h^2}, \quad (2.52)$$

Для розрахунку максимальної глибини вдавлювання сталеві кульки використана залежність [77]:

$$H_{\max} = 2v_{\text{ef}} \sqrt{\frac{r}{3k_s \cdot c \cdot \sigma_s}} R \sin \beta, \quad (2.53)$$

де v_{ef} – ефективна швидкість руху кульки; R – радіус кульки; r – щільність матеріалу кульки; R – коефіцієнт, що враховує вплив шорсткості поверхні деталі на площу фактичного контакту; σ_s – границя плинності матеріалу деталі; c – коефіцієнт, що враховує тримальну здатність контактуючої поверхні; β – кут зіткнення кульки з поверхнею оброблюваної деталі.

Максимальна глибина зміцнення значною мірою залежить від швидкості кульки. Для визначення критичної швидкості металевої кульки малого діаметра використано рівнянням [150]:

$$v_{cr} = \sqrt{\frac{F_1 4\sigma_0 (1 - \frac{T_i - T_R}{T_m - T_R})}{\rho_p} + F_2 c_p (T_m - T_R)}, \quad (2.54)$$

де v_{cr} – критична швидкість кульки; σ_0 – границя міцності на розтяг матеріалу кульки; T_i – температура удару кульки; T_R – температура навколишнього середовища (293 K); T_m – температура плавлення кульки; ρ_p – густина матеріалу кульки; c_p – теплоємність матеріалу кульки; F_1 і F_2 – емпіричні коефіцієнти.

Математична модель, використана в роботі [150], ґрунтується на системі диференціальних рівнянь Нав'є-Стокса, а також на стандартній моделі турбулентності (основні рівняння за часом для турбулентного потоку див. у роботі [145]). Для моделювання стандартного надзвукового сопла СК-20 науковці використали програмний пакет ANSYS FLUENT. Параметрами сопла такі: діаметр на вході – 8 мм, діаметр у критичному перерізі – 2,7 мм, вихідний діаметр – 4 мм, довжина звужувальної частини – 8 мм, розширювальної – 127 мм [150]. Таким чином, критична швидкість для поверхневого зміцнення складала 450 м/с, при діаметрі металевої кульки 0,5 мм, тиску на вході 0,05...0,1 МПа та температурі кульки 295 К.

Ступінь пластичного деформування визначається за формулою [144]:

$$E = \sqrt{\frac{H_{\max}}{R(2 - \frac{H_{\max}}{R})}}, \quad (2.55)$$

де r – радіус пластичного відбитка; R – радіус кульки.

2.2.3. Визначення кута атаки струменя з металевими кульками

Кут атаки α падаючого струменя на оброблювану поверхню визначається між напрямком падаючого струменя і оброблюваною поверхнею. На рис. 2.1.3.1 показано схему газокуюлькового струменя, де α – кут атаки, β – кут розпилювання, l_1 – довжина струменя, l – довжина струменя від точки розширення струменя [148].

Для ефективного поверхневого зміцнення вказаним способом кут атаки повинен бути $\alpha = 90^\circ$ (рис. 2.2.3.1, а). Переріз струменя з площиною оброблюваної поверхні має форму круга; площа відбитку визначається за формулою [111; 148]:

$$S = \pi l^2 \operatorname{tg}^2 \beta, \quad (2.56)$$

Якщо при поверхневому зміцненні та оздоблюванні кут атаки знаходиться у діапазоні $0 < \alpha < 90^\circ$ (рис. 2.2.3.1, б), то переріз має форму еліпса; його площа розраховується так:

$$S_1 = \frac{\pi \cdot l^2 \cdot \operatorname{tg}^2 \beta}{\sin \alpha \cdot (1 - \frac{\operatorname{tg}^2 \beta}{\operatorname{tg}^2 \alpha})^{\frac{3}{2}}} \quad (2.57)$$

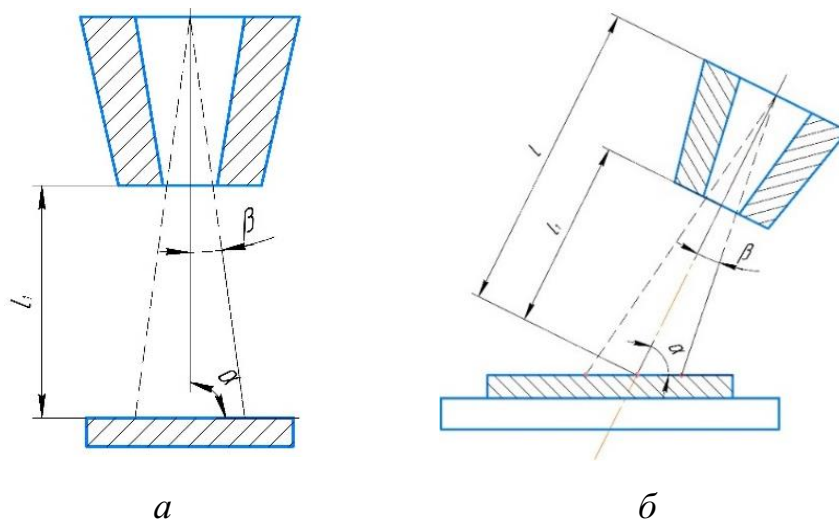


Рис. 2.2.3.1. Схема струменя: а – при $\alpha = \pi/2$; б – при $\beta < \alpha$

2.2.4. Теоретичне обґрунтування якості поверхневого шару після ДСО

Дослідження фізичної сутності процесу ДСО і вивчення механізму поверхневого зміцнення металу при ударній дії твердими металевими кульками циліндричної форми поверхні свідчать про стохастичний (випадковий, імовірний) характер їх взаємодії з оброблюваною поверхнею. Це дозволяє використати методи математичної статистики для вивчення закономірностей формування властивостей поверхневого шару.

Математичну модель ДСО можна представити як випадкове поле точок, які характеризують нижню частину заглиблень, що утворилися під дією потоку деформуючих часток (кульок). Унаслідок такої ударної дії число точок n , які потрапили в будь-яку область f поля, розподілено згідно закону Пуассона [117; 151]:

$$p(k;\lambda) = \lambda^k e^{-\lambda} / k!, \quad (2.58)$$

де $k = \lambda f$ – математичне очікування числа точок, які потрапили в область поля; λ – щільність точок на одиниці площі обробленої поверхні; e – основа натурального логарифма, математична константа $e \approx 2,72$.

Пуассонівське поле випадкових точок має такі властивості [151]:

- 1) статистична рівномірність – ймовірність утворення того або іншого числа точок в будь-якій області поля, яка не залежить від того, скільки точок потрапило в будь-які інші області, що не перетинаються з даною областю;
- 2) незалежність розміщення – ймовірність потрапляння того або іншого числа точок на ділянку поля залежить тільки від розмірів цієї ділянки, а не від її розміщення.

Відомо [117], що для ізотропних поверхонь середнє число виступів дорівнює середньому числу впадин, які припадають на одиницю площі. При ДСО число впадин визначає параметр λ , який дорівнює числу впадин k на одиниці площі:

$$\lambda = 1,21k^2, \quad (2.59)$$

Ураховуючи значення щільності, визначається взаємне розміщення впадин по профілю поверхні за формулою:

$$k = \sqrt{\frac{\lambda}{1,21}}, \quad (2.60)$$

Згідно теорії ймовірності, щільність поля визначається так:

$$\lambda = 4/d^2, \quad (2.61)$$

де d – діаметр відбитка, який утворився на поверхні від удару кульки.

Число співударів в одиниці об'єму за одиницю часу, з урахуванням максвелівського розподілення швидкостей між кульками, визначаємо так:

$$n = \pi\sqrt{2d^2iv} \quad (2.62)$$

де d – діаметр частки; i – число часток в одиниці об'єму; v – швидкість частки.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 2

1. Обґрунтовано особливості динамічного поверхневого пластичного деформування для аналізу процесу удару при ДСО, доцільність використання математичних залежностей для розрахунку роботи відбитку та визначення глибини зміцненого шару.

2. Запропоновано математичну модель Пуассонівського поля випадкових точок, які утворилися на одиниці площі поля у результаті ударів металічними кульками по поверхні деталі, для визначення щільності їх потоку.

3. Визначено діапазон раціональних режимів ударної ДСО: тиск, швидкість польоту твердих часток циліндричної форми, кут дії струменя, час та температура; а також діапазон раціональних режимів низькочастотної ударної обробки (далі – НЧУО) з обертанням деформаційного інструмента: подача, оберти наконечника, глибина деформування, кількість ударів та температура.

4. Запропоновано алгоритм визначення кращих технологічних режимів за критерієм глибини зміцненого шару для визначення ефективної схеми комбінованої лазерної термомеханічної обробки інструментів із середньолегованих сталей.

5. Визначено діапазон температур повної аустенізації при лазерному гартуванні та розраховано критичні точки температури структурно-фазових перетворень з різними складовими легуючих елементів вуглецевих сталей з використанням експериментальної моделі.

6. Запропонована розрахунково-експериментальна залежність для визначення температурно-часового діапазону нагрівання лазерним променем та деформування поверхневого шару в процесі його охолодження з визначенням часу початку (M_n) і завершення (M_k) мартенситного перетворення.

РОЗДІЛ 3. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

3.1. Матеріали для проведення комбінованої термомеханічної поверхневої обробки

Для проведення експериментальних досліджень використано сталь 30ХГСА [137], яка найчастіше використовується на відповідальних ділянках, тобто на ділянках з високим навантаженням, а також на ділянках, де можливий вплив несприятливих умов. Так, сталь 30ХГСА використовується для виробництва різноманітних авіаційних деталей (зокрема, обшивки пілону літаків компанії «Боїнг»), осей і валів (зокрема, розподільчих), лопаток компресорних машин, які експлуатуються при 200 °С, інструментів, кріпильних деталей, важелів, штовхачів, відповідальних зварних конструкції зі знакозмінними навантаженнями тощо.

Зі сталі 30ХГСА виготовляють головні ударні інструменти для молоткових дробарок, зокрема серії А1-ДМ2Р, а також корпуси коронок для буріння, що обумовлюється підвищеною стійкістю сталі 30ХГСА до відпускнуї крихкості, порівнюючи з класичними сталями, а також її порівняно низькою вартістю [152].

Сталь 30ХГСА характеризується високими витривалістю та міцністю, чудовою зварюваністю, відмінними показниками ударної в'язкості. Відповідно до ДСТУ 7806:2015 хімічний склад сталі 30ХГСА має відповідати таким вимогам: максимально допустимий вміст вуглецю – 0,28-0,34 %, кремнію – 0,90-1,20 %, марганцю – 0,80-1,10 %, хрому – 0,80-1,10 % [153]. Саме вміст легуючих елементів у структурі сталі позитивно впливає на її характеристики: хром підвищує твердість і стійкість 30ХГСА до корозії, марганець збільшує твердість та підвищує стійкість до ударних навантажень – підвищує зносостійкість сталі; кремній підвищує температурний показник запасу й ударної в'язкості [154].

Альтернативною заміною сталі 30ХГСА для виготовлення ударних інструментів на виробництві є сталь 45 – одна з найбільш затребуваних марок вуглецевих сталей. Характерні особливості сталі 45, що вирізняють її з-поміж

подібних, такі: хімічний склад (відповідно до ДСТУ 7809:2015 масову частку основних елементів сталі складають: вуглець – 0,42-0,50 %, кремній – 0,17-0,37 %, марганець – 0,50-0,80 %, хром – не більше 0,25 % [153]), функціональність, технічний і ливарний набір характеристик, можливість заміни на сталь з подібними властивостями.

Сталь 45 використовується для виробництва розподільних і колінчастих валів, валів-шестерень, бандажів, шпинделів, кулачків, циліндрів та інших виробів, що піддаються поверхневій термічній обробці та поліпшенню для досягнення необхідної високої міцності. Вона стійка до кліматичного впливу та витримує температурні випробування у межах 200-600 °С [152; 155].

Для дослідження також використано зразки зі сталі 30ХГСА після об'ємного гартування, яке проводилось через нагрівання заготовок до 880 °С з подальшим охолодженням у швидкоохолоджувальному середовищі (воді) при 20-50 °С.

Заготовки зі сталі 30ХГСА (рис. 3.1.1) були виготовлені у формі плоских пластин прямокутної форми розміром 135×52×6 мм (такі ж заготовки використовуються на підприємстві ПрАТ «ХМЗ»). Для визначення хімічного складу матеріалу заготовок, відібраних для експериментальних досліджень, використано оптичний емісійний спектрометр Spectrovac-1000 DV.

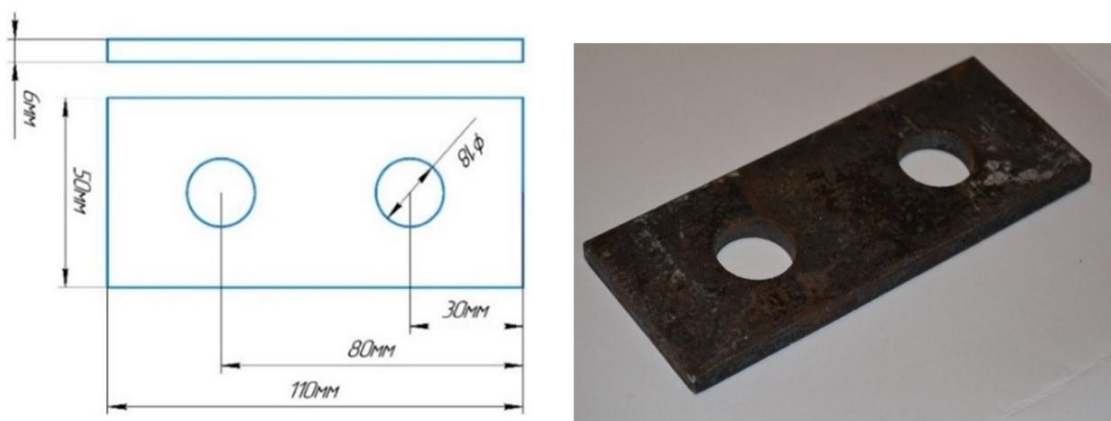


Рис. 3.1.1. Молоток дробарки А1-ДМ2Р-55

Як показали результати перевірки якості заготовок, матеріал, з якого вони виготовлені, відповідає характеристикам високоякісної конструкційної середньовуглецевої сталі 30ХГСА (табл. 3.1.1).

Таблиця 3.1.1

Хімічний аналіз сталі 30ХГСА		
Хімічні елементи	Значення за довідником	Отримані значення
C	0,28 – 0,34	0,32
Si	0,85 – 1,2	0,87
Mn	0,8 – 1,1	0,82
S	до 0,025	0,010
P	до 0,025	0,010
Cr	0,8 – 1,1	0,83

Твердість матеріалу основи сталі 30ХГСА вимірювалась при навантаженні 150 кгс; вона варіювалася від 9,5 HRC до 11 HRC. Середнє значення мікротвердості матеріалу основи становить 2060 МПа (рис. 3.1.2, а, б) і 4210 МПа (після ОГ).

На рис. 3.1.2 зображено мікроструктури вихідних зразків без (рис. 4.1.2, а-в) та з обробкою (рис. 3.1.2, г). На рисунку 3.1.2 (а) показано, що сталь 45 має ферито-перлітну структуру (у співвідношення 65 % : 35 % по шкалі 7 [156]) зі слідами прокату. Сталь 30ХГСА також має ферито-перлітну структуру, але у співвідношенні 50 % : 50 % (рис. 3.1.2, б за шкалою 7 [там само]). Водночас структура сталі у приповерхневій зоні (рис. 3.1.2, в) змінена: у ній ферит (35 %) із сорбітоподібним перлітом (65 %), відповідно до шкали 7 [там само], останній утворився внаслідок температурного впливу при гарячому прокатуванні.

На рис. 3.1.2, г показано мартенситну структуру об'ємногартованої сталі 30ХГСА головного інструмента (молотка) ударної дробарки А1-ДМ2Р, який було досліджено після термозміцнення об'ємним гартуванням.

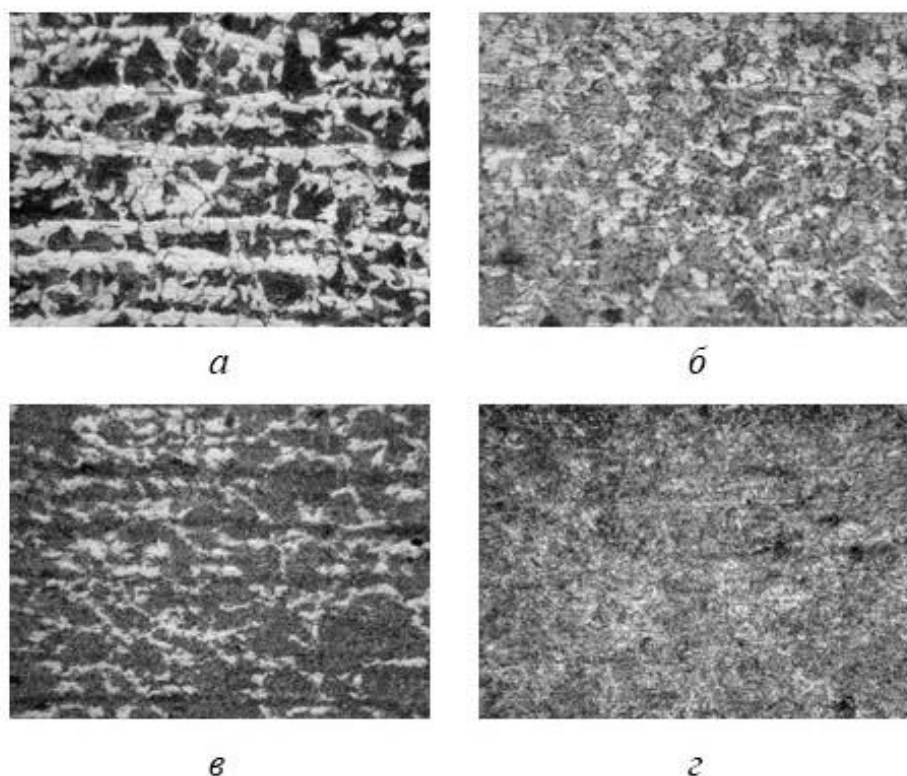


Рис. 3.1.2. Вихідна структура матеріалу зразків перед проведенням експериментальних досліджень (х500): *а* – сталь 45; *б, в* – сталь 30ХГСА; *г* – сталь 30ХГСА (після об'ємного гартування)

Результати рентгеноструктурного аналізу на глибині до 450 мкм (рис. 3.1.3, 3.1.4; Додаток Л: табл. Л.1) виявили 100 % вміст заліза (Fe) (табл. 3.1.2, 3.1.5) без оксидних плівок та чужорідних включень.

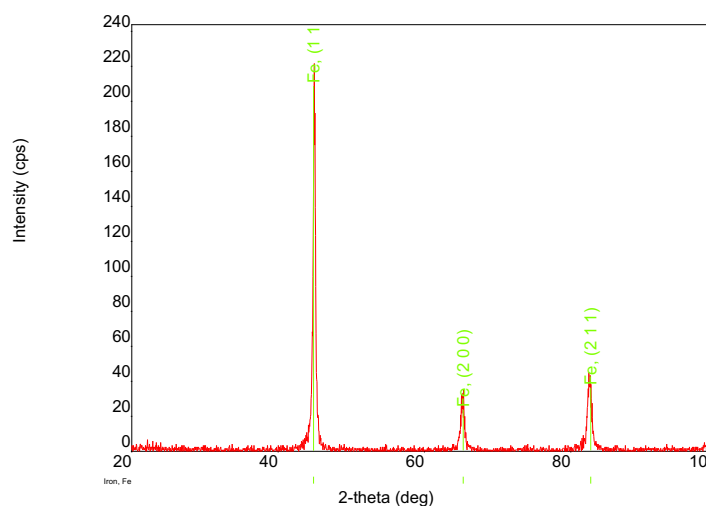


Рис. 3.1.3. Графік піків при рентгеноструктурному аналізі вихідного матеріалу сталі 30ХГСА

Таблиця 3.1.2

Результати якісного аналізу		
Назва фази	Формула	Просторова група
Залізо	Fe	229 : Im-3m

Деформація решітки сталі 30ХГСА (табл. 3.1.3, 3.1.4) становить 0,13 %, що зумовлено процесом її технологічного виготовлення – гарячим прокатуванням листа сталі через валки.

Таблиця 3.1.3

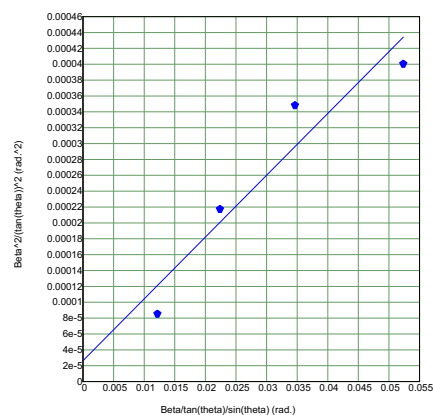
Константи решітки							
Назва фази	a (Å)	b (Å)	c (Å)	альфа (deg)	бета (deg)	гамма (deg)	V (Å ³)
Залізо	2,854772	2,854772	2,854772	90,000000	90,000000	90,000000	23,265594

Таблиця 3.1.4

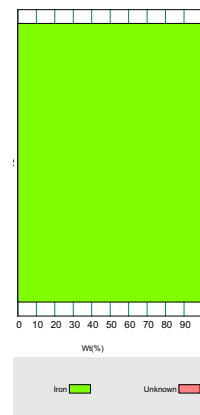
Розмір кристалітів і деформації решітки				
Метод Вільямсона-Холла				
Назва фази	Розмір кристалітів (Å)	Розмір розподілу	Деформація (%)	Тип розподілу
Залізо	208 (46)	—	0,13 (14)	—

Таблиця 3.1.5

Результати кількісного аналізу (RIR)	
Назва фази	Вміст (%)
Залізо	100 (2)



а



б

Рис. 3.1.4. Графіки: а – для визначення розміру кристалітів і деформації решітки; б – результатів кількісного аналізу

3.2. Обладнання та методика поверхневого зміцнення сталі 30ХГСА термомеханічною поверхневою обробкою

Інструменти для ППО. Для проведення експериментів ППД використано наконечники трьох типів: наконечники з кубічним нітридом бору на торці (рис. 3.2.1, а); наконечники з кулькою зі сталі ШХ15, діаметром 10 мм (рис. 3.2.1, б), багатобойкові наконечники (рис. 5.2.3, в).

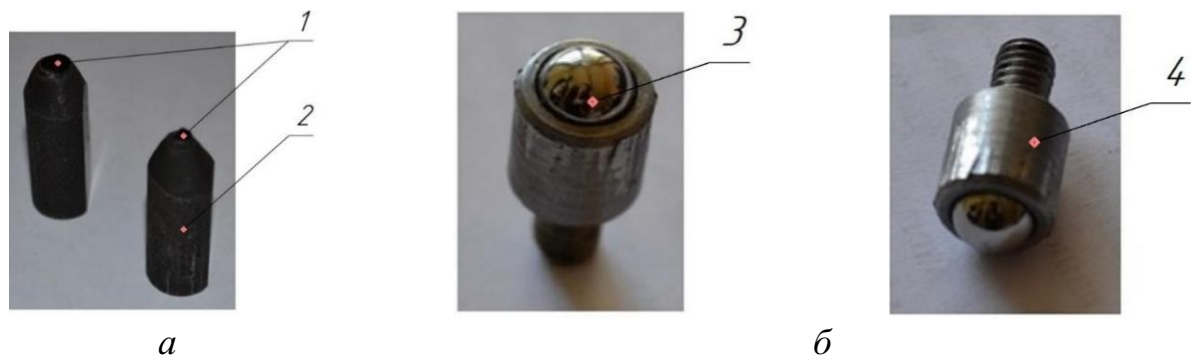


Рис. 3.2.1. Наконечники: а, б – одnobойкові: 1 – кубічний нітрид бору; 2, 4 – стержні зі сталі 45; 3 – кулька зі сталі ШХ15

Обладнання для ППО. Пошукові дослідження методами статичного (Додаток Д: табл. Д. 1, Д. 2) та низькочастотного ударного (Додаток Д: табл. Д. 2, Д. 3) ППД з обертанням деформуючих інструментів деталей типу «молоток» проводилися в лабораторії кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій (ЛТФТ) на модернізованих установках – на базі свердильного «JMD-3T» і фрезерного «DYNAMITE-2800» верстатах з числовим програмним керуванням (далі – ЧПК). Для автоматизації процесу зміцнення використовувалася комп'ютеризована система управління Mach3 та керуюча програма (Додаток Д: табл. Д. 4). Використання ЧПК забезпечило точне позиціонування і дозволило витримати задану глибину ППД.

Загальний вигляд установки на базі свердильного верстата з ЧПК показано на рис. 3.2.2. Заготовка закріплюється у лещатах 4 і переміщується відносно наконечника 8, закріпленого у патроні 6, по лінійним направляючим 2, 4 за допомогою крокових електродвигунів 1, 12. Вмонтований у лінійну направляючу осі Z третій кроковий електродвигун забезпечує рух каретки по вертикалі.

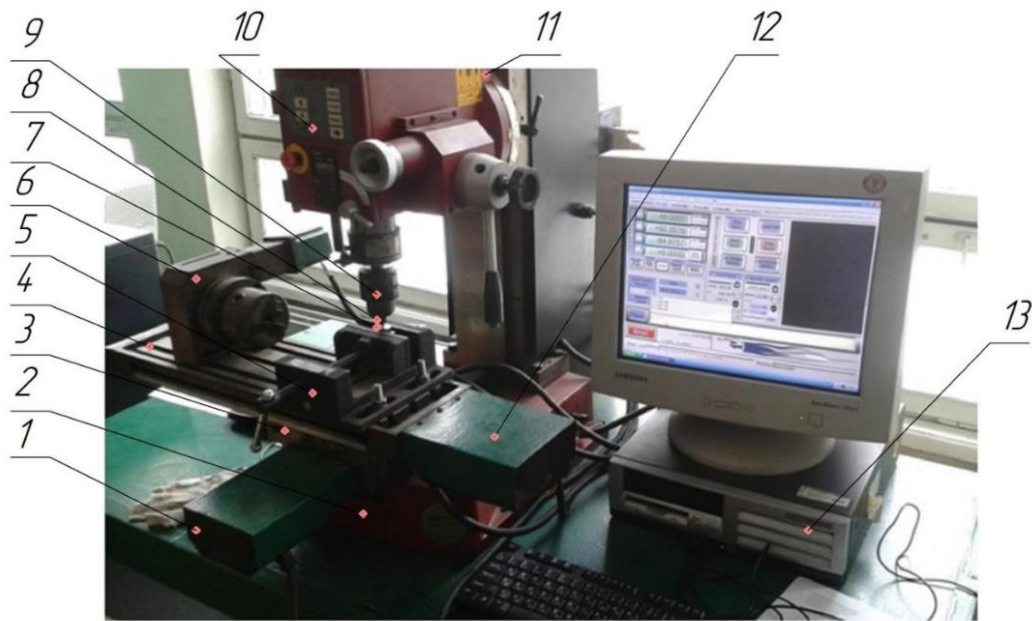


Рис. 3.2.2. Свердильний верстат типу «JMD-3Т» з числовим програмним керуванням: 1, 12 – крокові електродвигуни; 2 – станина; 3, 4, 11 – полозки для повздовжнього, поперечного та вертикального переміщень; 5 – лещата; 6 – патрон (додаткова координата А); 7 – заготовка; 8 – наконечник із кубічним нітридом бору на торці; 9 – патрон; 10 – пульт керування обертами шпинделя; 13 – комп'ютер

Свердильний верстат дозволяє здійснювати автоматизовану обробку деталей у формі тіл обертання за допомогою додаткової осі координат А, зокрема автоматизовану обробку двох взаємно протилежних поверхонь головного інструмента (молотка) через закріплення деталі у патрон 6.

Дослідження статичного та динамічного ППД з обертанням інструментів проведено на модернізованій автором установці «DYNAMITE-2800» (рис. 3.2.3) з використанням ударного дрилу «Vorskla ПМЗ 1050» (рис. 3.2.4) та розробленої керуючої програми з ЧПК.

Переміщення оброблювальної заготовки, закріпленої у чотирикулачковому патроні 6 відносно наконечника 7, здійснюється кроковими електродвигунами 3, 11, 15 по лінійним направляючим 4, 5, 14 у напрямку трьох координатних осей X, Y, Z, відповідно до заданої керуючої програми у Mach3.

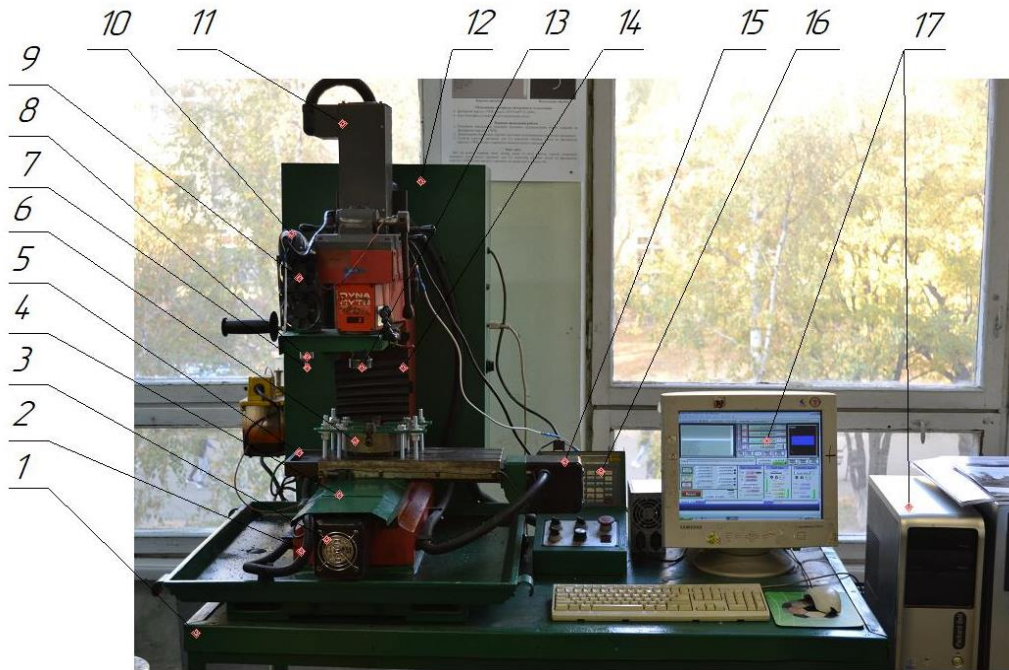


Рис. 3.2.3. Модернізована установка на базі верстата з ЧПК «DYNAMITE-2800»: 1 – стіл; 2 – станина; 4 – робочий стіл; 3, 11, 15 – крокові електродвигуни; 4, 5, 14 – направляючі для повздовжнього, поперечного і вертикального переміщення; 6 – чотирикулачковий патрон; 7 – наконечник з металевою кулькою на торці; 8 – трикулачковий патрон; 9 – кулери охолодження дреля-перфоратора; 10 – ударний дріль «Vorskla ПМЗ 1050»; 12 – шафа з драйверами приводів і блоком живлення; 13 – цанговий патрон; 16 – пульт ручного керування; 14 – комп’ютер для автоматизованого управління

На основі попередніх експериментальних досліджень [4; 23; 34; 52] було визначено доцільним використати наконечники з постійною статичною силою притиснення $F_{с.н} = 50$ Н, які переміщуються по поверхні зразка зі швидкістю переміщення в межах $S = 10$ мм/хв.

При використанні схеми НЧУО відбувається суттєва пластична деформація поверхні із швидкістю близько 0.1 м/с ударною та обертовою дією деформуючого інструмента, що спричиняє зсувну компоненту деформації, подібно ультразвуковій обробці [80; 109; 157].

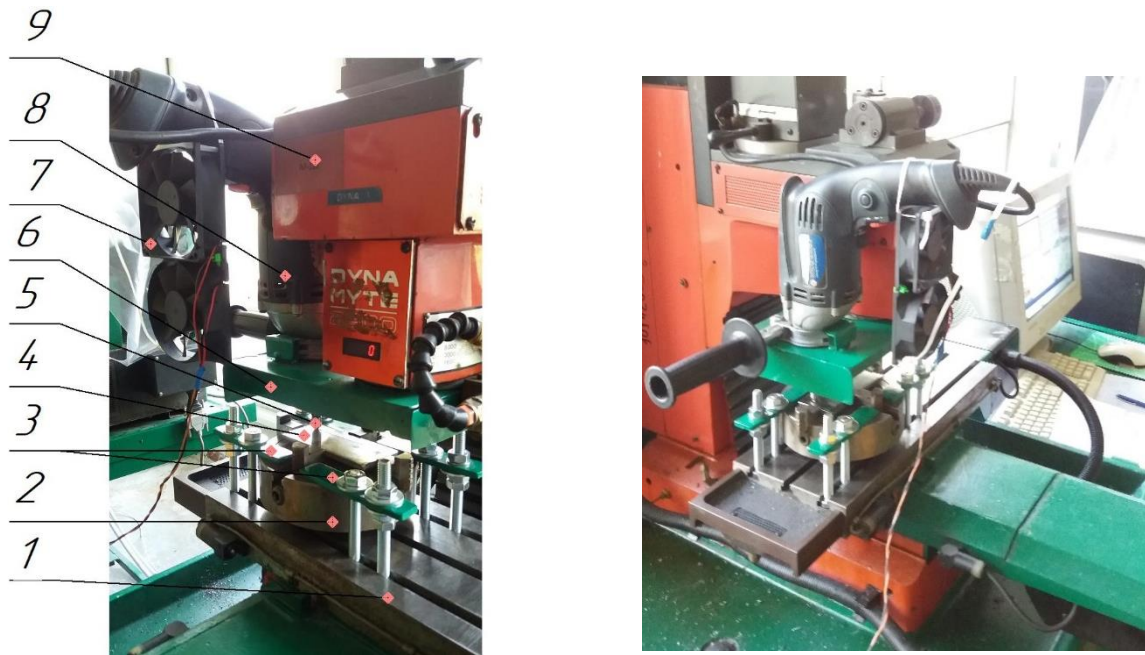


Рис. 3.2.4. Модернізований верстат з DM2800: 1 – стіл; 2 – чотирикуладковий патрон; 3 – кріплення патрона до столу; 4 – зміцнювальний зразок; 5 – наконечник з кулькою з ШХ15 на торці; 6 – пристрій для установки дреля-перфоратора; 7 – кулери для охолодження дреля-перфоратора; 8 – дріль-перфоратор «Vorskla»; 9 – фрезерний станок з ЧПК DM2800

Методика зміцнення НЧУО. Пластичне деформування проведено з 50 % перекриттям доріжок (рис. 3.2.5, б) по змієподібній траєкторії (рис. 3.2.5, а) з метою утворення зміцненої поверхні з невеликою хвилястістю.

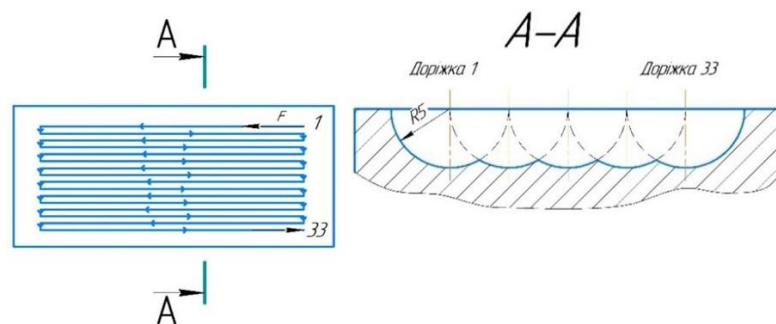


Рис. 3.2.5. Схема деформаційної обробки: а – ескіз 50 % перекриття доріжок; б – траєкторія переміщення зміцнювального індентора

При НЧУО було експериментально підібрано мінімально можливі оберти патрона ударного дреля до зупинки. Визначено, що потужність електромотора дреля «Vorskla ПМ31050» не достатня для поверхневого зміцнення на глибину 0,3 мм, тому глибина зміцнення була змінена у програмі Mach3 до 0,1 мм. Подача залишилася без змін – 10 мм/хв. При переміщенні в додатковому напрямку вздовж

осі Х (рис. 3.2.6, а) відхилення кута становило $\alpha = 2^\circ\text{--}5^\circ$, а значення кута β у зворотному напрямку руху – $4\text{--}7^\circ$ (рис. 3.2.6, б). Водночас спостерігались поперечні коливання, зумовлені вібраціями від ударного механізму, тому деякі доріжки були хвилястими – переважно по краях зразка (рис. 3.2.6, в). Візуальний і металографічний аналізи показали, що досліджувана зона (середина зразка) залишилась без дефектів, тому наявність сліду від поперечних коливань по краях досліджуваних зразків на результати експериментальних досліджень не вплинули.

Ударний механізм дреля продукує 13 ударів/хв за оберт. Таким чином, при обертах наконечника 880 об/хв холостого ходу та 850 об/хв робочого ходу (при пластичному деформуванні поверхні) кількість ударів на хвилину становить 11 050 ударів/хв.

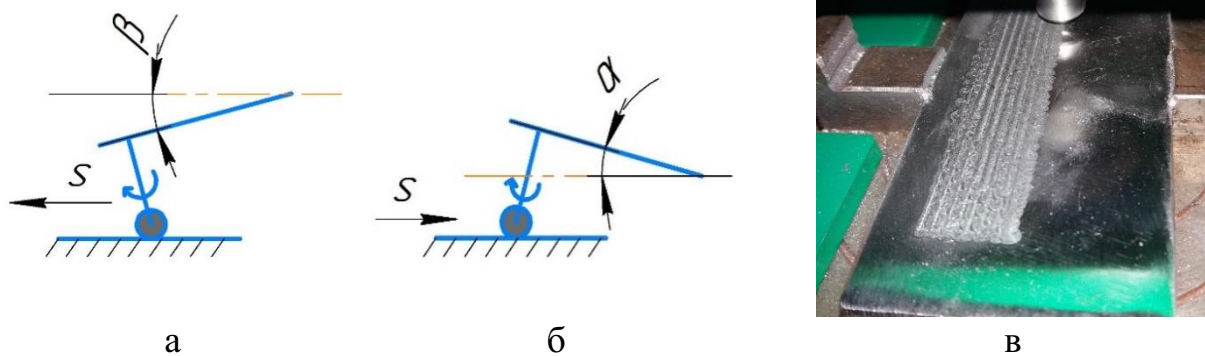


Рис. 3.2.6. Кріплення ударного дреля до станка DM2800 з ЧПК

Обладнання для ДСО. ДСО проведена на технологічній установці, розробленій підприємством ТОВ «УКРМІНГЛАСС» (рис. 3.2.7).

У контейнер конічної форми засипається дріб (шріт – металеві кульки діаметром близько 0,5 мм). Під дією тиску (від 1-6 атм) через армований рукав 5 шріт подається в зону обробки. Керування соплом 11 здійснюється працівником механічно. Деталі, що піддаються обробці, розміщують на металевому ситі, яке знаходиться на 4-ри колісному візку. Металеві кульки, при взаємодії з поверхнею матеріалу, деформують його; відпрацьовані кульки просочуються через решітки 4, встановлені по краям камери, і знову потрапляють у контейнер для повторного використання.

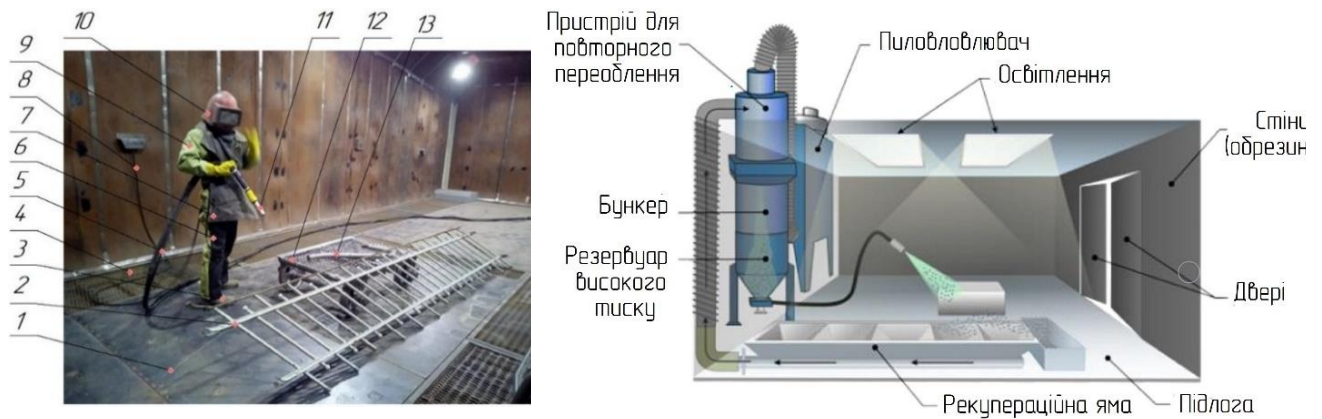


Рис. 3.2.7. Камера установки для ДСО: 1 – підлога; 2, 13 – робоча зона з деталями, які розміщуються у камері; 3, 6, 7, 9, 10 – захисний одяг (взуття, штани, фартух, куртка і шолом відповідно); 5 – армований рукав; 11 – сопло; 12 – 4-ри колісний візок; 13 – малогабаритна оброблювана деталь [158; 159]

Методика експериментальних досліджень ДСО. Для поверхневого зміцнення використано загартовані металеві кульки зі сталі ШХ15, розміром фракції 200-500 мкм, а для оздоблювальної обробки – скляні мікрокульки розмірами 80-800 мкм. Хімічний склад склокульок: SiO_2 (70-73 %), Na_2O , K_2O (13-15 %), CaO (7-11 %), MgO (3-5 %), Al_2O_3 (0,5-2 %), Fe_2O_3 (0,1 %), TiO_2 (0,1 %). Фізико-механічні властивості склокульок: щільність – 2,45-2,55 кг/дм³; щільність насипом – 1,4-1,5 кг/дм³; твердість по Моосу – 6; твердість по Роквелу – 47 HRC (Компанія Interminerglass Co Ltd) (табл. 3.2.1) [160].

Таблиця 3.2.1 [160]

Розміри фракції склокульки

Фракції склокульки, мкм	Результати вимірювання параметра Ra, мкм					Середнє значення параметра Ra, мкм
40-80	0,83	0,64	0,71	0,72	0,79	0,74
70-110	0,89	0,93	1,03	1	1,03	0,98
100-200	1,21	1,18	1,28	1,17	1,19	1,21
150-250	1,95	1,85	1,87	1,88	1,85	1,88
200-300	2,65	2,50	2,35	2,16	2,24	2,38
300-400	2,95	3,2	2,98	3,14	3,15	3,08
400-600	3,8	3,27	3,87	4,32	3,73	3,8
600-800	3,92	3,84	3,72	4,09	4,53	4,02

Відповідно до результатів проведених досліджень та технологічних рекомендацій [77], визначено основні технологічні фактори, які впливають на результати ППД при ДСО:

1) тиск повітря, що використовується для розпилювання струменя, у якому знаходяться дрібні сферичні кульки, щоб надати їм достатньої кінетичної енергії для зміцнення поверхневого шару, має становити 0,3-0,6 МПа;

2) кут атаки струменя α для ефективного поверхневого зміцнення, що визначається між напрямком падаючого струменя і оброблюваною поверхнею (або дотичною до оброблюваної поверхні в точці падіння струменя), повинен становити 90° при довжині l струменя 50-200 мм. Для ефективного поверхневого оздоблення ДСО, значення кута атаки повинне бути меншим за 90° [161].

Для визначення розміру фракції склокульки використано рекомендації виробника – Interminerglass Sp. z o.o. (Польща) [160].

Результати пошукових досліджень показали, що енергії скляних кульок недостатньо для пластичного поверхневого зміцнення на значну глибину, тому їх було замінено на сталеві кульки діаметром 0,5 мм і твердістю 45...51 HRC.

Пошукові режими для визначення тривалості обробки при ДСО здійснено на зразках зі сталі 45 при тиску 0,6 МПа та тривалості 3 хв, 2 хв і 1 хв (рис. 3.2.8, а). Основними критеріями відбору послуговували: ступіть пошкодження (деформування) поверхні, глибина і твердість зміцненого шару.

Зміцнення поверхні зразків зі сталі 45 і 30ХГСА (рис. 3.2.8, б, в) здійснювалось при різних значеннях тиску потоку металевого дробу – 0,4 МПа, 0,5 МПа і 0,6 МПа. Попередньо визначена тривалість обробки склала 1 хв при швидкості удару ~ 100 м/с, відстані між форсункою та поверхнею зразка 100 мм, та швидкістю переміщення сопла 10 мм/с.

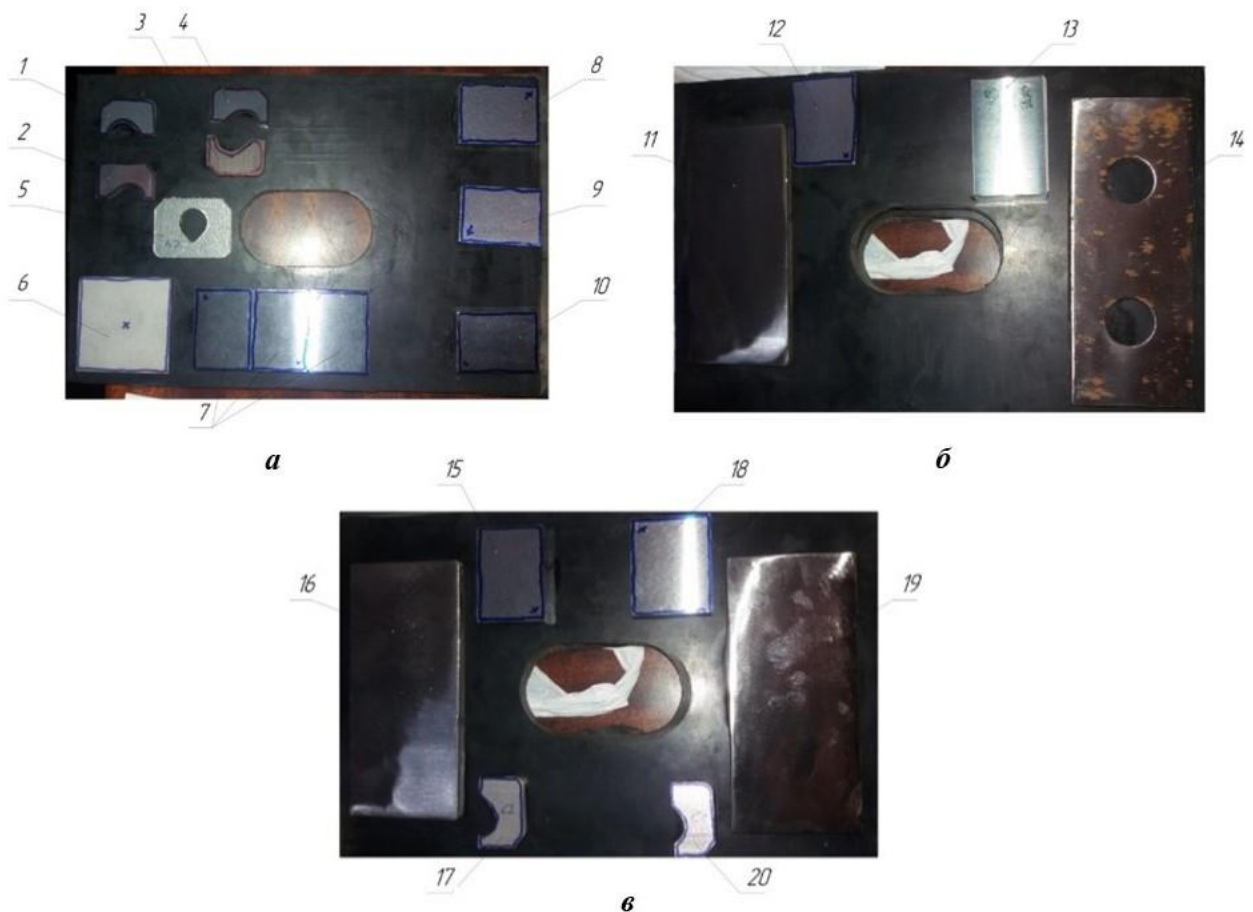


Рис. 3.2.8. ДСО: а) 8, 9, 10 – зразки зі сталі 45: тривалість зміцнення при тиску 0,6 МПа – 3 хв, 2 хв і 1 хв відповідно; б) 16, 19 – зразки зі сталі 30ХГСА: тривалість зміцнення 1 хв при тиску 0,4 МПа і 0,5 МПа відповідно; в) 11, 14 – зразки зі сталі 30ХГСА: тривалість зміцнення 1 хв і 1,5 хв (об’ємногартований зразок) відповідно при тиску 0,6 МПа

Установка для ЛТО. Незважаючи на те, що сталь 30ХГСА містить у своєму складі легуючі елементи, для досягнення високої міцності, хороших показників ударної в’язкості і витривалості її потрібно термічно обробити, зокрема за допомогою лазерної термообробки.

ЛТО поверхні зразків проведено в Інституті електрозварювання імені Є. О. Патона Національної академії наук України з використанням лабораторного стенду, змонтованому на базі трьохкоординатного маніпулятора. Для експериментів використано лазер на кристалі з ітрій-алюмінієвого гранату, легованого іонами неодиму (далі – Nd:YAG) – лазер «DY044» (рис. 3.2.9)

виробництва фірми «ROFIN-SINAR» з довжиною хвилі випромінювання $\lambda = 1,06$ мкм. Лазерна установка ROFIN-SINAR DY044 – твердотільний лазер, створений для промислового використання як інструмент для лазерної обробки матеріалів.

Лазерна установка ROFIN-SINAR DY 044 включає лазерний випромінювач 1 і термінал управління 2 (рис. 3.2.9, а). В окремих камерах установки діодні модулі «накачують» енергією світла в Nd:YAG кристалічні стрижні (активне середовище) для генерації лазерного випромінювання. Зовнішній вигляд однієї з камер «накачування» зображено на рис. 3.2.9, б.



а



б

Рис. 3.2.9. Лазерна технологічна установка ROFIN-SINAR DY 044: а – 1 – резонатор; 2 – термінал управління (портативний комп'ютер); б – камера «накачки» лазерної установки ROFIN-SINAR DY 044

У нижній частині лазерного випромінювача розташоване імпульсне джерело живлення, теплообмінник з двоконтурною системою охолодження, системи контролю й управління. Теплообмінник складається з двох систем: зовнішня (первинна) схема подачі води для охолодження розсіює тепло внутрішньої схеми подачі води; внутрішня (вторинна) схема подачі води охолоджує діодні модулі, оптичні складові лазера і оптоволокну.

Лазерне випромінювання при виході з резонатора потрапляє в систему введення лазерного пучка через рефракційні дзеркала і прилад вимірювання потужності лазерного випромінювання. Система введення лазерного пучка

фокусує пучок на оптоволокну. У режимі очікування лазерне випромінювання спрямовується у поглинач з водяним охолодженням.

Лазерне випромінювання передається по оптичному волокну, виготовленому з кварцового скла, діаметром 400 мкм і довжиною 20 метрів, тож воно захищене від потрапляння пилу, бруду, вологи тощо. З оптоволокна лазерне випромінювання потрапляє в коліматор, де за допомогою системи оптичних елементів перетворюється і набуває необхідних геометричних розмірів, потім – на фокусуючу кварцову лінзу $\varnothing 50$ мм з фокусною відстанню $F = 290$ мм. Змінна фокусувальна лінза розташована за поворотним дзеркалом. Для її захисту від продуктів лазерної ерозії розміщено спеціальне захисне скло і так званий «повітряний ніж» – система «крос-джет» з продуванням стиснутим повітрям.

Методика визначення режимів лазерного гартування. Для визначення раціональних режимів ЛГ проведено пошукові експериментальні дослідження (Додаток Е). Відомо [74], що на профіль зміцненої зони визначальний вплив мають форма і розміри каустики пучка ЛВ, перетвореного оптичним елементом, а також товщина і властивості матеріалу заготовки, положення її у каустиці, рівень і градієнт інтенсивності випромінювання по глибині порожнини (рис. 3.2.10). ЛТО проводилася розфокусованим ЛВ в області за фокусом (рис. 3.2.11). Товщина торця (робочої частини молотка) дорівнює товщині листового металу, з якого він виготовляється. У нашому випадку ця величина становить 6 мм.

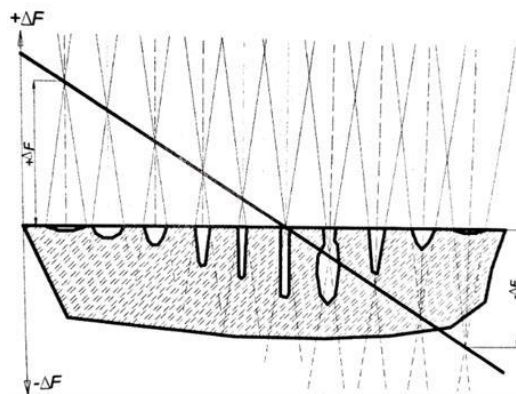


Рис. 3.2.10. Вплив умов опромінення на повздовжній профіль зміцненої зони [74]

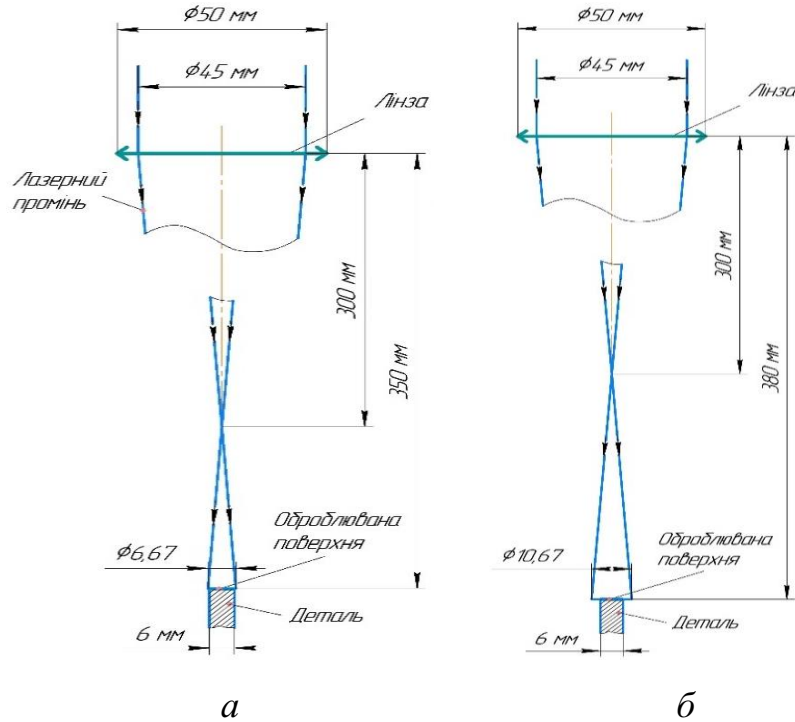


Рис. 3.2.11. Оптична схема лазерного гартування

Відомо [117; 162; 163], що у поперечному перерізі промінь Nd:YAG лазера має гаусівський розподіл, тому діаметр лазерної плями у зоні обробки $d = 6,67$ мм при відстані від лінзи до поверхні зразка $\Delta f = 50$ мм (рис. 3.2.12, а). Таким чином, додаткові 0,67 мм теоретично мали б покрити товщину торця і зменшити недостатній енерговклад по краях оброблюваної заготовки (рис. 3.2.12, б).

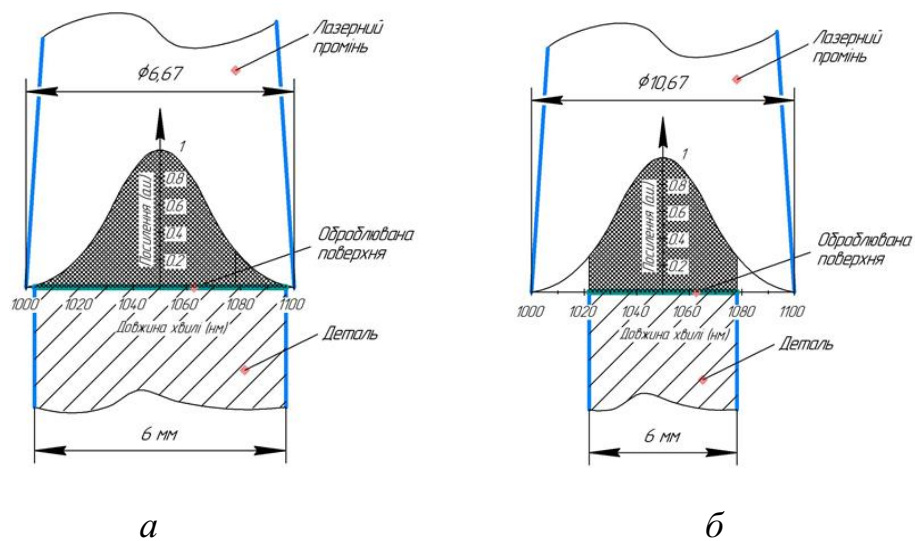


Рис. 3.2.12. Схеми розподілу інтенсивності випромінювання, що потрапляє на поверхню оброблюваного зразка при різних діаметрах лазерного променя: а) $d = 6,67$ мм; б) $d = 10,67$ мм

проведених пошукових експериментальних досліджень, визначено, що щільність потужності для забезпечення поверхневого термічного зміцнення без оплавлення сталі 30ХГСА при тривалості лазерного впливу 0,4 с повинна становити 10^3 - 10^4 Вт/см².

Встановлено, що при швидкості 300 мм/хв (доріжка № 1) і розфокусуванні $\Delta f + 50$ відбувається оплавлення поверхні зразка (рис. 3.2.13). Для гартування без оплавлення було поступово збільшено швидкість переміщення лазерного променя (доріжки № 2-5) (рис. 3.2.13), проте необхідної ширини гартування, – 6 мм, – досягти не вдалось. Тому відстань від лінзи до поверхні заготовки було збільшено до $\Delta f = 80$ мм при діаметрі лазерного променя у зоні обробки $d = 10,67$ (рис. 3.2.12, б). Таким чином, перекриття ЛВ у зоні зміцнення (торця) деталі склало 4,67 мм.

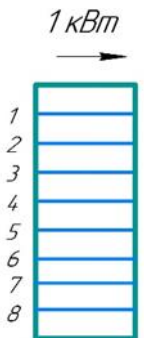
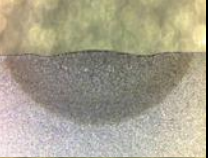

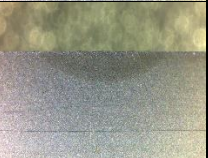

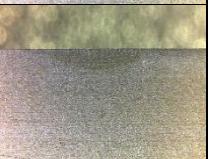



Водночас збільшилися щільність потужності на відтинку 6 мм (рис. 3.2.12, б) і, відповідно, ширина гартованих доріжок № 6-8 (рис. 3.2.13).

Під час гартування зразки (табл. 3.2.3) періодично охолоджували, щоб мінімізувати вплив нагрітого матеріалу на різні режими обробки. Для мінімізації впливу високої температури під час гартування зразки було розміщено на металеву пластину $180 \times 110 \times 20$ мм. Проте при низьких швидкостях гартування ($v = 0,3$ м/хв; $0,18$ м/хв) і потужності 1 кВт енерговклад був настільки великим, що заготовка деформувалася.



Рис. 3.2.13. Схема розрізання обробленого ЛТО зразка

Таблиця 3.2.3

Пошукові режими лазерного гартування сталі 30 ХГСА							
Схема обробленого зразка	№ доріжки	Мікрофото графії	Швидкість обробки, мм/хв	Глибина, мм	Ширина, мм	Температура зразка, °C	
						до	після
<p>Сталь 30ХГСА</p> <p>1 кВт</p> 	1		300	1,45 5592	3,95876	16	40
	2		900	0,67 1704	2,833952		38,1
	3		1000	0,62 0874	2,600732		34
	4		1200	0,51 4011	2,600732		31
	5		1400	0,42 6524	2,373342		28
	6		500	0,43 4955	2,149242		34,8
	7		300	1,06 0404	4,071812		46
	8		400	0,74 0085	3,087534		43

Таким чином вдалося визначити, що існує певний діапазон параметрів, вихід за межі яких призводить до погіршення фізико-механічних властивостей матеріалу.

Методика для комбінованого (гібридного) термомеханічного поверхневого зміцнення. Спосіб комбінованого лазерного термомеханічного зміцнення, який підтверджено патентом України [108], реалізовано за роздільною схемою (рис. 3.2.14): зразки, зміцнені трьома різними способами ППД (статичним, низькочастотним ударним і ДСО), піддаються ЛТО (рис. 3.2.15); гартування пластично-деформованого шару сталі 30ХГСА проводиться на раціональних режимах при різних (300 мм/хв, 400 мм/хв і 500 мм/хв) швидкостях переміщення лазерного променя (табл. 3.2.3). При виборі режимів ЛТО потрібно врахувати, що глибина загартованого шару має бути не меншою, ніж товщина деформованого шару.

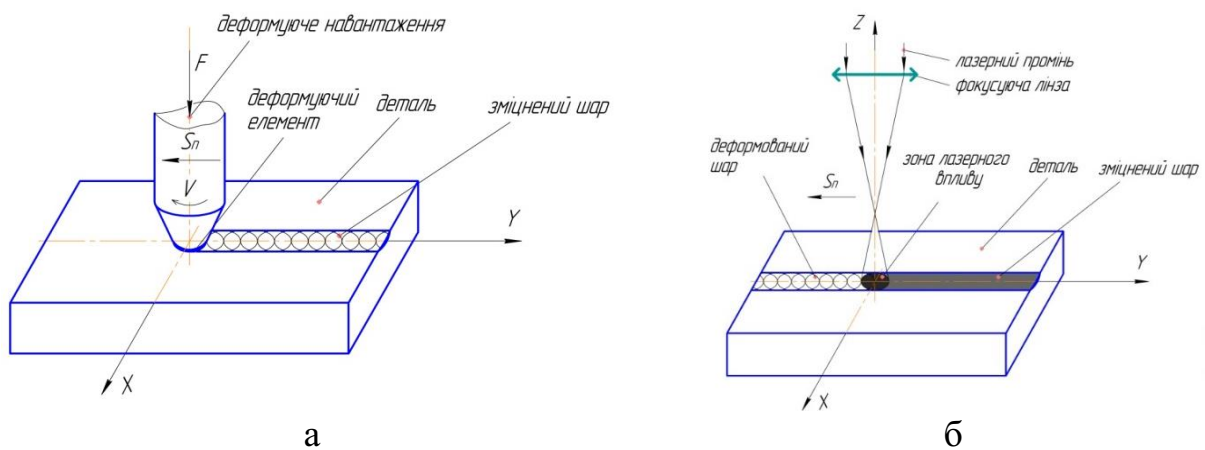


Рис. 3.2.14. Схеми комбінованого термомеханічного зміцнення:
а) деформаційне зміцнення; б) ЛГ після деформаційного зміцнення



Рис. 3.2.15. ЛТО без оплавлення

3.3. Визначення структури та фізико-механічних властивостей зразків зі сталі 30ХГСА

3.3.1. Обладнання та методика визначення температури поверхні та глибини зміцненого шару

Виміри температури на етапах зміцнювальних обробок методами ППД і лазерного гартування проводилися з використанням пірометра GM1350, основні характеристики якого наведені на рис. 3.3.1.1.



Рис. 3.3.1.1. Головні частини пірометра Benetech GM1350 і функціональні клавіші: 1 – інфрачервоний датчик; 2 – лазерний покажчик зони вимірювання; 3 – Рідкокристалічний (РК) дисплей; 4 – кнопка STO CAL (збереження результатів); 5 – кнопка SET (підтвердження введенного значення); 6 – кнопки зміни параметрів ▲ і ▼; 7 – кнопка MODE (вибір режиму роботи); 8 – кнопка Вкл./Викл. лазерного покажчика зони вимірювання, підсвічування екрану; 9 – курок для ввімкнення приладу, початок вимірювання; 10 – відсік для джерела живлення (у держаку) [164]

Пірометр дозволяє безпечно вимірювати температуру поверхонь важкодоступних і/або небезпечних для життя об'єктів і речовин в широкому температурному діапазоні ($-18^{\circ}\text{C} \dots +1350^{\circ}\text{C}$).

Вимірювання температури об'єктів найчастіше проводять з коефіцієнтом випромінювання 0,95, однак при вимірюванні температури блискучих та світлих об'єктів коефіцієнт випромінювання може бути змінений для зменшення похибки вимірювання.

Температура зразків при зміцненні статичним ППД і НЧУО (Додаток Д: табл. Д. 1-Д. 3) вимірювалася пірометром (рис. 3.3.1.1) біля зони деформування на відстані 4 мм від деформуючого наконечника для статичного і низькочастотного ударного ППД.

При ЛГ виміри температури зміцненої зони проводилися на поверхні зразка на відстані 15 мм від доріжки через кожні 3 с після дії лазерного променя.

Було використано цю методику, оскільки процес вимірювання температури у зоні термообробки пірометрами оптичного типу, зокрема Benetech GM1350, досить інертний і значення температури можуть бути значно нижчими від реальних. Це пояснюється швидкими процесами нагрівання і охолодження, які протікають при ЛГ. Водночас виміри у статичному положенні достовірні.

Відстань від заготовки до пірометра не перевищувала 3 см для процесів ППО і ЛТО (рис. 3.3.1.2).

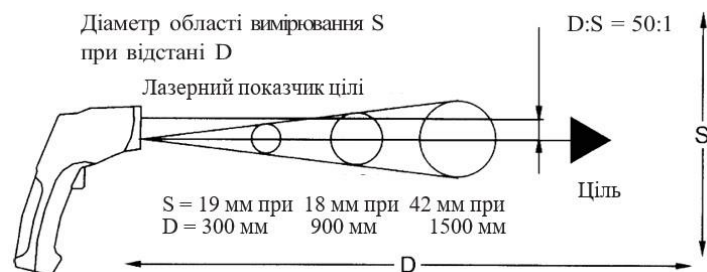


Рис. 3.3.1.2. Схема зміни діаметру зони зчитування значень температури [164]

Оскільки пірометр Benetech GM1350 працює за принципом відбитого інфрачервоного випромінювання, великий вплив на кінцеве значення температури має коефіцієнт відбиття поверхні [165]. Коефіцієнт випромінювання при експериментальних дослідженнях визначається відношенням енергії, випромінюваної об'єктом при заданій температурі, до енергії, що випромінюється абсолютним випромінювачем, при тій же температурі. У ході дослідження коефіцієнти випромінювання коливалися в межах 0,88 до 0,96 [166].

Для проведення металографічного дослідження поперечного перерізу зміцнених зон, зразки було розрізано перпендикулярно напрямку поверхні зміцнення зразків від торця початку зміцнення на відстані: 2 см для зразків, зміцнених статичним ППД, НЧУО, ДСО, об'ємним гартуванням (далі – ОГ) + ДСО, ОГ + ДСО + ЛТО; та 3 см – для зразків, зміцнених ЛТО, статичною

ППО + ЛТО, НЧУО + ЛТО і ДСО + ЛТО при одиночному проході і з перекриттям гартованих доріжок (Додаток Ж).

Виявлення структури проводили через електролітичне травлення у 20 % водному розчині хромової кислоти, і хімічного травлення в 4 % спиртовому розчині азотної кислоти (4 % азотної кислоти і 96 % етанолу). Дослідження мікроструктури здійснювали на металографічному оптичному мікроскопі «Neophot-32» при різних збільшеннях (x500, x800, x1000).

Обладнання для вимірювання глибини. Дослідження глибини зміцнених зон проведено на електронному мікроскопі Andonstar AD106S (рис. 3.3.1.3). Не зважаючи на заявлені виробником характеристики, на практиці даний вимірювальний пристрій доцільніше використовувати як електронну лупу з дійсним оптичним збільшенням x40.



Рис. 3.3.1.3. Електронний мікроскоп Andonstar AD106S: 1 – платформа; 2 – пульти для управління світлодіодною підсвіткою і мікроскопом відповідно; 3 – LED-лампа головного освітлення і захисне просвітлене скло; 4 – LED-лампи додаткового освітлення; 5 – регулятор фокусування; 6 – регулятор головного освітлення; 7 – інфрачервоний датчик; 8 – клавіші управління; 9 – екран; 10 – регулятор збільшення/зменшення зображення

Для вимірювання мікротвердості і глибини зміцнених шарів використано модернізований мікротвердомір ПМТ-3 (рис. 3.3.1.4, а), а для фотографування досліджуваних зразків – однооб’єктивний дзеркальний фотоапарат D3100 компанії Nikon з CMOS-матрицею Nikon NC81362A формату Nikon DX з роздільною здатністю 14,2 мегапікселів з оптичним перехідником [167].

У ході дослідження лампу розжарювання 12 замінено на LED 11 (рис. 3.3.1.4, б) зі світлодіодним чіпом 1 (рис. 3.3.1.5) напругою 12 В і потужністю 10 Вт та радіатором пасивного охолодження 3. Так вдалось підвищити світловий

потік та покращити освітлення, що дозволило отримати зображення мікроструктури зміцненої зони високої якості.

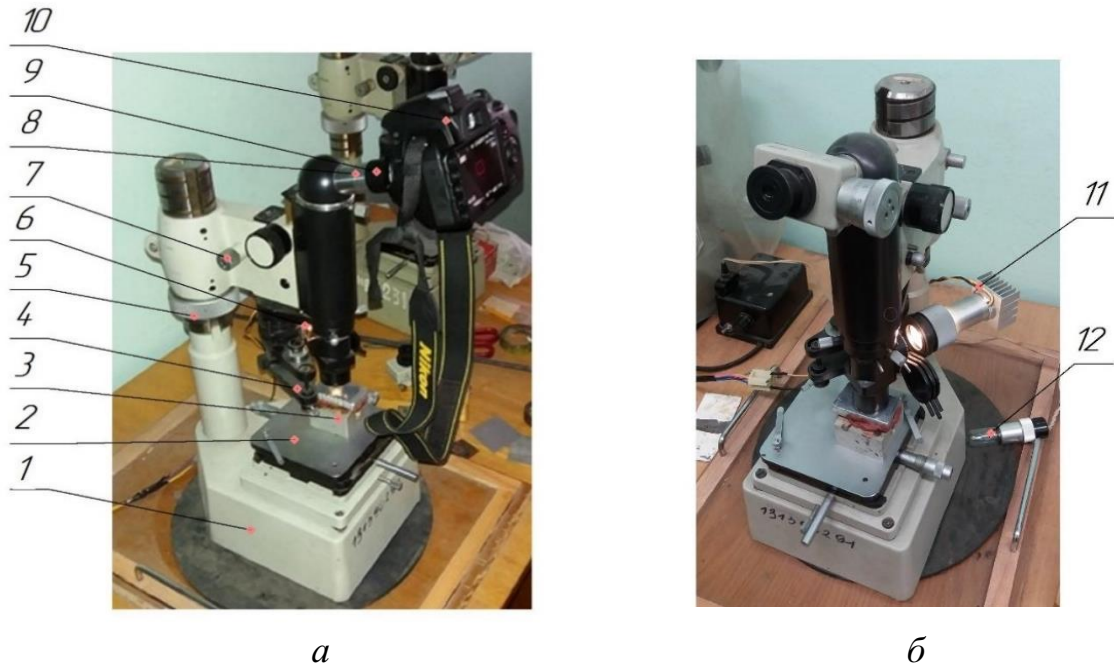


Рис. 3.3.1.4. ПМТ-3: а) загальний вид: 1 – основа; 2 – предметний столик із поперечним і повздовжнім переміщеннями; 3 – досліджуваний зразок; 4 – механізм навантаження; 5 – гайка для вертикального переміщення кронштейна; 6 – тубус; 7 – регулятор мікрометричного переміщення; 8 – окуляр; 9 – оптичний перехідник; 10 – цифровий дзеркальний фотоапарат Nikon D3100; б) вид збоку : 11 – LED-лампа; 12 – лампа розжарювання

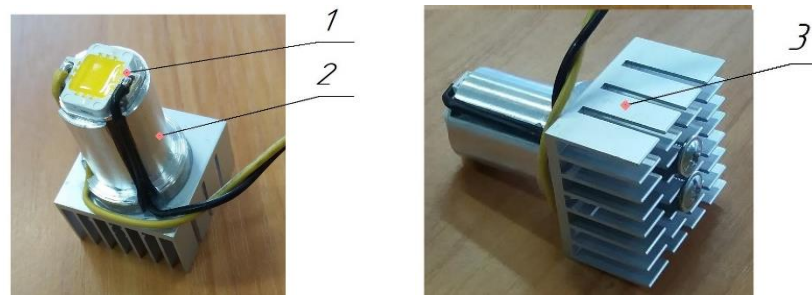


Рис. 3.3.1.5. LED-лампа

Вимірювання глибини зміцненого шару. Для вимірювання глибини поперечного перерізу гартованої зони у системі тривимірного проектування КОМПАС-3D v18.1 використано мікрофотографії зразків, отримані за допомогою мікроскопів Andonstar 160S і МИМ-6 (рис. 3.3.1.6). Через особливості оптичної

системи мікроскопу Andonstar 160S різна висота струбцин впливала на фокусну відстань (Додаток И: табл. И. 1), тому був визначений коефіцієнт зменшення x при різних оптичних збільшеннях через рівняння (Додаток И: табл. И. 2):

$$Ax = B \Rightarrow x = A/B, \quad (3.1)$$

де A – виміряне значення; B – відоме значення; x – коефіцієнт зменшення.

Щоб визначити реальне значення глибини зміцненої зони досліджуваного зразка, отримане значення глибини зміцненої зони, де відбулися структурні перетворення, множили на обчислений коефіцієнт x .

Визначення коефіцієнту зменшення x дозволило спростити подальші виміри зразків, поміщених у струбцини однакової висоти.

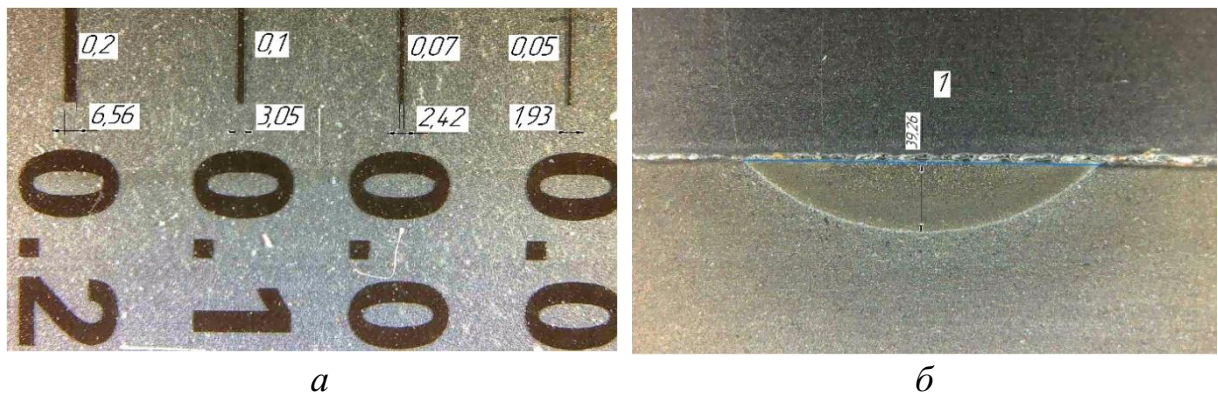


Рис. 3.3.1.6. Виміри ширини поділок калібрувальної лінійки (а) і глибини гартованого шару (б) (зразок № 16-1 ОГ + ДСО + ЛТО (400 мм/хв)

На рис. 3.3.1.7 зображено виміри ширини смужок калібрувальної лінійки і глибини гартованого шару зразка № 28 з перекриттям 50 %.

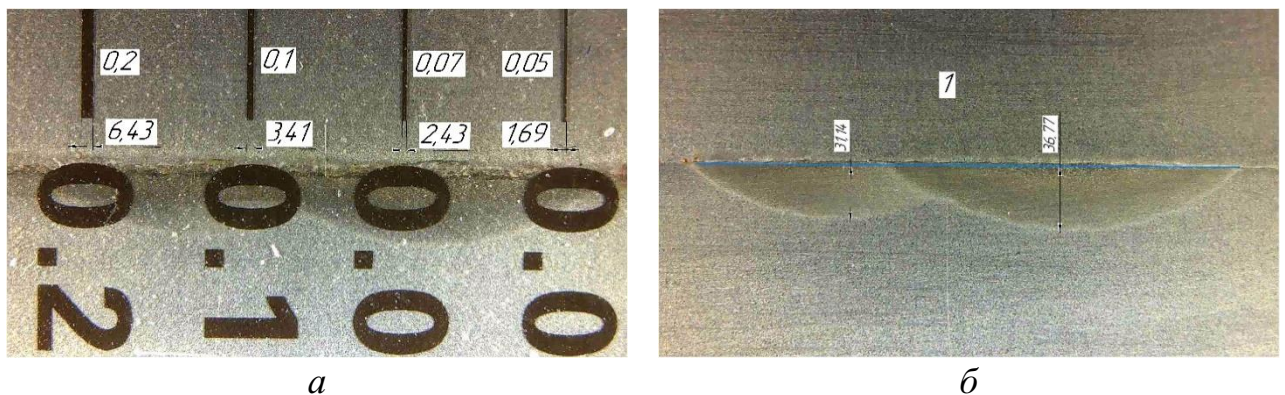


Рис. 3.3.1.7. Виміри ширини поділок калібрувальної лінійки (а) і глибини гартованих шарів (б) (зразок № 28 ДСО + ЛТО (1 хв; 4 атм; 400 мм/хв (50 %))

На рис. 3.3.1.8 зображено повздовжній переріз гартованої доріжки з крайовим ефектом (рис. 3.3.1.8, б) після комбінованої обробки.



Рис. 3.3.1.8. Виміри глибини гартованого шару (зразок № 26-1; 3 статичне ППД + ЛТО (400 мм/хв (повздовжній переріз))

Пластично деформовані шари після статичного ППД, НЧУО і ДСО мали значно меншу глибину зміцнення, ніж після ЛТО і комбінованої обробки, тому виміри мікроструктур проводилися на МИМ-6 при збільшенні $\times 200$ (Додаток И: табл. И. 1) з урахуванням коефіцієнту зменшення x (рис. 3.3.1.9, а; Додаток И: табл. И. 2).

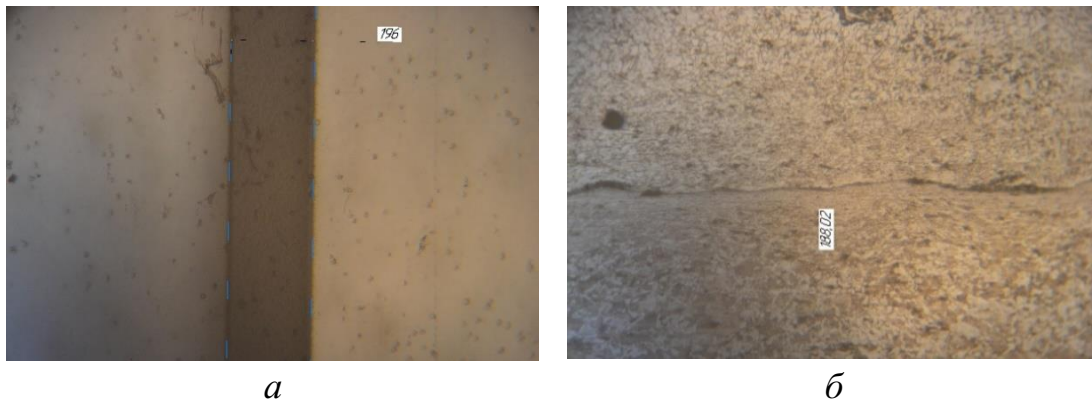


Рис. 3.3.1.9. Виміри ширини поділки калібрувальної лінійки (а) і глибини зміцненого шару ППД (б) зразка № 7

При дослідженні мікроструктур на оптичному мікроскопі Neophot-32 зі збільшенням $\times 500$ і $\times 1000$ (рис. 3.3.1.10) коефіцієнт зменшення x становить (Додаток К):

$$24,23 \approx 25; 25x = 0,01; x = \frac{0,01}{25} = 0,4 \cdot 10^{-3}; 49,88 \approx 50; 50x = 0,01; x = \frac{0,01}{50} = 0,2 \cdot 10^{-3}$$

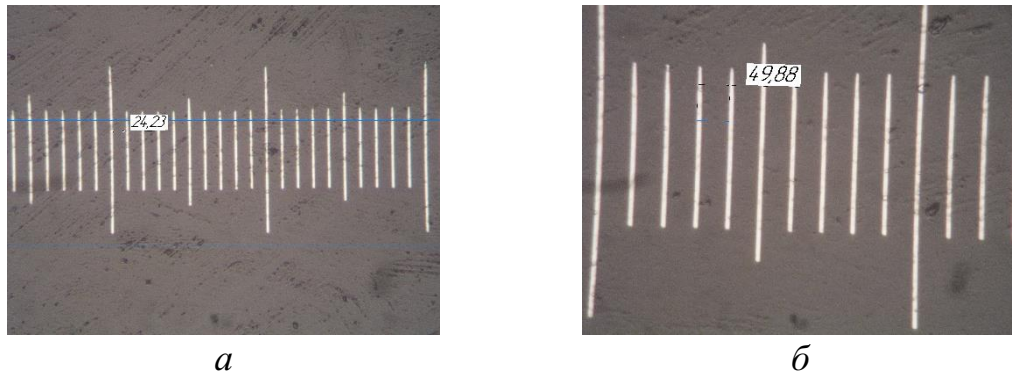


Рис. 3.3.1.10. Виміри ціни поділок калібрувальної лінійки 0,01 мм:

a – при збільшенні x500; *б* – при збільшенні x1000

3.3.2. Обладнання та методика для дослідження мікроструктури

Для дослідження мікроструктури металевих зразків проведено мікроаналіз з використанням мікроскопу МИМ-6 (рис. 3.3.2.1) та дзеркального фотоапарата 5 Nikon D3100. Мікроаналіз використовується з метою визначити фазові і структурні перетворення металу, величину, форму та орієнтацію зерен сплаву, однорідність сплаву та наявність чи відсутність в ньому неметалевих включень до і після зміцнювальних обробок.



Рис. 3.3.2.1. Загальний вигляд мікроскопа МИМ-6: 1 – понижуючий трансформатор; 2 – корпус; 3 – кронштейн кріплення освітлювального пристрою; 4 – макрометричний гвинт; 5 – фотоапарат Nikon D3100; 6 – перехідник; 7 – окуляр; 8 – освітлювач; 9 – предметний столик із поперечним і повздовжнім переміщеннями

Як джерело світла використано лампу розжарювання 8 напругою 8 В і потужністю 20 Вт, що живиться від мережі 127 В або 220 В через понижуючий трансформатор 1. Дзеркальний фотоапарат 5 Nikon D3100 встановлено через

оптичний перехідник 6 у окуляр 7 для створення цифрових мікрофотографій з високою роздільною здатністю.

Для більш детального металографічного аналізу використано мікроскопи Reichert Polyvar та Neophot 32 з рухливим предметним столиком, який може обертатись у діапазоні від 0° до 360° .

Дослідження мікроструктури поверхні зразків здійснювалось методом світлого і темного полів у поляризованому світлі зі зміною кратності збільшення від 10 до 1000 разів. Джерелом світла слугували галогенна лампа (12 В, 100 Вт) та ксенонова лампа HBO 101. Цифрові зображення мікроструктур отримано за допомогою фотокамери Olympus C-5050 (матриця Sony ICX452 з діагоналлю 9 мм (Type 1/1,8 дюйма) і роздільною здатністю 5,2 Мп).

3.3.3. Обладнання та методика визначення твердості, мікротвердості та залишкових напружень

Твердість. Для вимірювання твердості зміцненої поверхні досліджуваних зразків за методом вдавнення алмазного конуса та сталевий загартованої кульки під дією навантаження 150 кгс протягом певного періоду часу [168] використано стаціонарний твердомір ТКС-1.

Визначення твердості здійснено за методом Роквелла відповідно до ДСТУ ISO 6508-1:2013 [169]. Для визначення твердості вихідного матеріалу за Роквеллом, замість алмазного конуса використовували сталеву загартовану кульку діаметром 1,588 мм.

Мікротвердість. Виміри мікротвердості структури фазових складових зразків проведено на мікротвердомірі LECO M-400 при навантаженні 100 г дюрOMETричним методом [168] відповідно до ДСТУ ISO 6507-1:2007 [170].

При визначенні мікротвердості H_μ за Вікерсом, у зміцнену поверхню зразка вдавлювався чотиригранний алмазний індентор у вигляді піраміди з кутом при вершині 136° з силою $F = 1$ Н протягом 10 с до утворення відбитку.

Значення мікротвердості HV розраховували як відношення прикладеного навантаження F до площі відбитка, що визначалася з допомогою

окуляра-мікрометра через вимірювання діагоналі d відбитка. При визначенні мікротвердості зміцнених зон зразків у поперечному перерізі відстань між відбитками у горизонтальному напрямку складала 1000 мкм для зразків, зміцнених ППД (рис. 3.3.3.1, *а, б*), і 500 мкм – для решти зразків (рис. 3.3.3.1, *в-ж*).

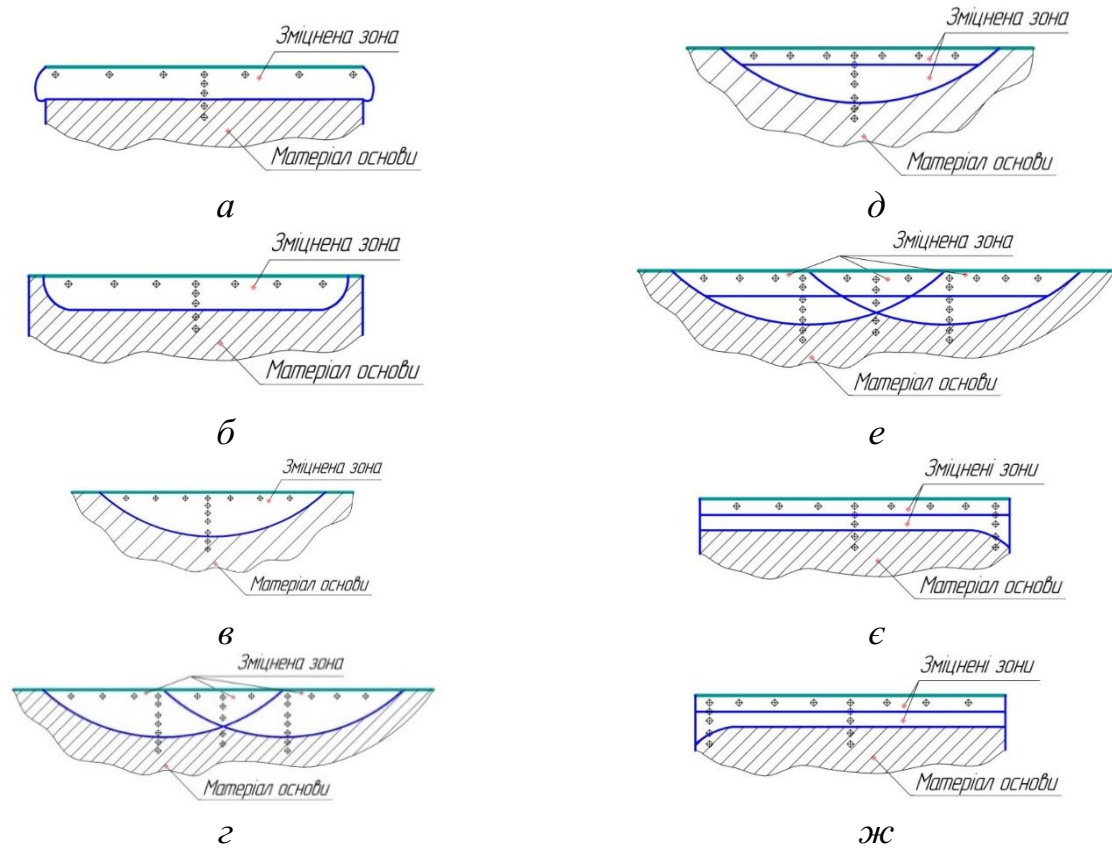


Рис. 3.3.3.1. Схеми уколів при визначенні мікротвердості зміцнених зразків: *а* – ДСО; *б* – статичним ППД і НЧУО; *в* – ЛТО; *г* – ЛТО з перекриттям; *д* – ППД + ЛТО; *е* – ЛТО (з перекриттям) + ППД; *є* – НЧУО (повздовжній переріз доріжки); *ж* – статичним ППД (повздовжній переріз доріжки)

Залишкові напруження. Рентгеноструктурний аналіз проведено на дифрактометрі «Ultima-IV» фірми «Rigaku» (рис. 3.3.3.2, табл. 3.3.3.1) [171]. Особливістю моделі є наявність методів SAXS (малокутового рентгенівського розсіювання) та дифракції in-plane (падаючий та дифрагований промені практично паралельні поверхні зразка) у стандартній конфігурації q/q дифрактометра.

Для визначення далекого порядку, включно з визначенням взаємодії між частинками та їх розміром, було використане малокутове розсіювання.

Великокутовий діапазон дозволив визначити фазовий склад досліджуваних зразків, зокрема розмір кристалітів та ступінь кристалізації.

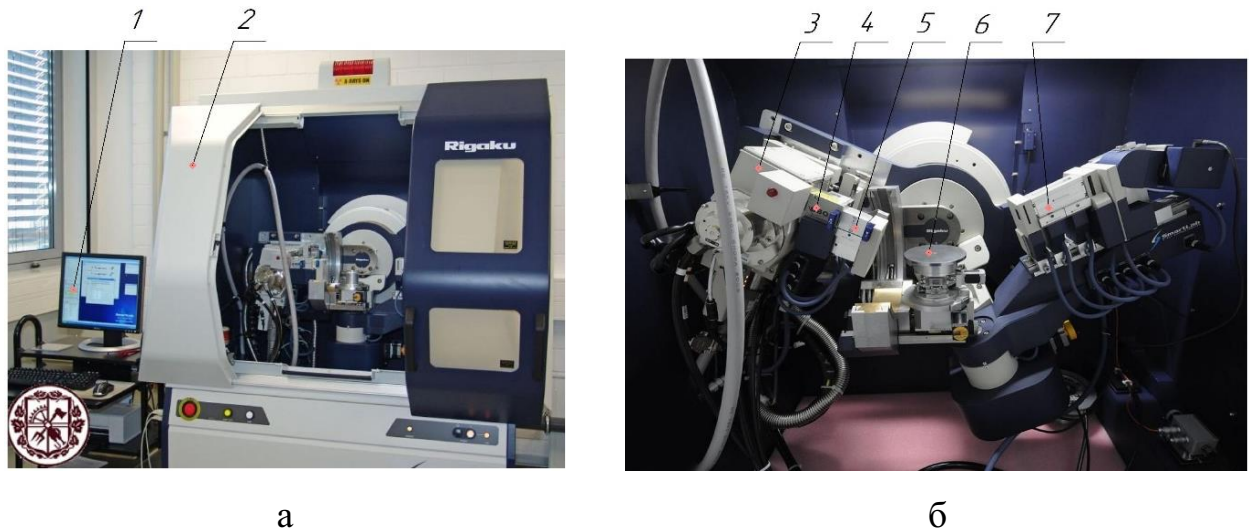


Рис. 3.3.3.2. Дифрактометр «Ultima-IV» фірми «Rigaku»: а) загальний вигляд: 1 – термінал управління (персональний комп'ютер); 2 – установка; б) робоча зона: 3 – блок випромінювання; 4 – оптика поперечного променя (Cross Beam Optics); 5 – монохроматор; 6 – предметний стіл; 7 – детектор [171]

Таблиця 3.3.3.1 [171]

Технічні характеристики дифрактометра

Рентгенівський генератор: <ul style="list-style-type: none"> максимальна потужність: 3 кВт; висока напруга: 20-60 кВ; струм трубки: 2-60 μА; випромінювання: Cu. 	Гоніометр: <ul style="list-style-type: none"> радіус гоніометру: 285 мм; розмір фокусу: 0.4 x 12 mm; діапазон вимірювання 2Θ : -3...162°; повністю автоматизоване юстування гоніометра; мінімальний крок: 0,0001°.
Оптика – монохроматор Graphite monochromator Cu (Flexible): двопозиційний графітовий для трубки з мідним анодом для оптики паралельного пучка і фокусуючої конфігурації.	
Детектор: <ul style="list-style-type: none"> сцинтиляційний лічильник; висота зразка: 1050 мм. 	

Величину залишкових напружень у приповерхневому шарі зразка зі сталі 30ХГСА визначали за методом $\sin^2\psi$, а структурно-фазовий аналіз – за методом Θ - 2Θ на багатоцільовому дифрактометрі «Rigaku Ultima-IV» з графітовим

монохроматором. Матеріалом-випромінювачем слугувала мідь CuK_{α} . Крокове сканування здійснювали в інтервалі $2\Theta = 20^{\circ} \dots 120^{\circ}$.

Рентгенофазовий аналіз було проведено для визначення структурних змін у досліджуваних зразках до і після термомеханічної обробки, зокрема фазових та структурних перетворень, ступеня деформації та дефектів кристалічної ґратки після ППД, а також виявлення окисних шарів на поверхні зразків після ЛГ з подальшим визначенням їх типів (табл. 3.3.3.2). Зйомку проводили при потужності 2-3 кВт, напрузі 20-60 кВ та силі струму 40-50 мА. Діапазон вимірювання 2Θ склав 3° - 162° .

Таблиця 3.3.3.2

Умови вимірювання			
Рентген	30 kV , 30 mA	Швидкість сканування / Тривалість часу	2.0000 deg./min.
Гоніометр		Ширина кроку	0.0400 deg.
Вкладення	—	Вісь сканування	2theta/theta
Фільтр		Діапазон сканування	20.0000 - 100.0000 deg.
Вибір щілини СВО (Cross Beam Optics)	—	Інцидентна щілина	1/2deg.
Дифузний промінь моно.	Фіксований моно. (U4)	Обмеження довжини щілини	—
Детектор	Сцинтиляційний лічильник	Приймальна щілина №1	1/2deg.
Режим сканування	Безперервний	Приймальна щілина №2	0.45mm

Міжплощинні відстані визначили за формулою Вульфа-Брегга [172]:

$$2d\sin\Theta = n\lambda, \quad (3.2)$$

де d – міжплощинна відстань, мкм; Θ – бреггівський кут, $^{\circ}$; λ – довжина хвилі, мкм.

Період ґратки a матеріалу основи (Fe) розраховувався за формулою:

$$a = \frac{\lambda}{2\sin\theta} \times \sqrt{H^2 + K^2 + L^2}, \quad (3.3)$$

де H, K, L – індекси площин відбиття; λ – довжина хвилі, мкм.

Для оцінки мікроспотворень кристалічної ґратки, мікронапружень та макронапружень $\sigma_R = \sigma_1 + \sigma_2$, визначення розмірів кристалітів (областей

когерентного розсіювання) проаналізовано зміни ширини отриманих рентгенівських максимумів та їх кутових положень на дифрактограмах.

3.3.4. Обладнання та методика випробування зразків на зносо- та корозійну стійкість

Вивчення особливостей зношування робочих органів сільгоспмашин, особливо тих, що призначені для здрібнення, необхідне для прогнозування і планування міжсервісних інтервалів; дослідження проведено відповідно до ДСТУ 2823-94 і ГОСТ 30480-97 (чинний в Україні від 01.07.1999) [173; 174].

Для порівняльного аналізу маси зразків до і після експериментів на зносостійкість використано електронні ваги для ювелірних виробів N1126 з максимально допустимою масою зважування 600 г при точності 0,01 г. Ваги було також використано для зважування тягарця, який притискав зразки до абразивного круга.

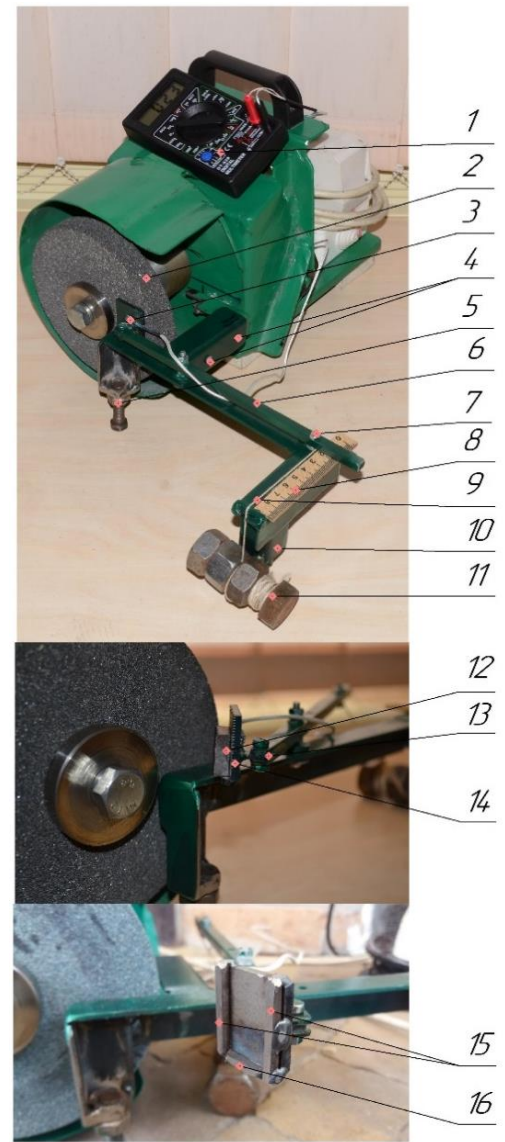
Для оцінки зносостійкості пари тертя (метал по абразиву) необхідно:

- забезпечити коефіцієнт взаємного перекриття, що впливає на експлуатацію;
- швидкість ковзання максимально наблизити до експлуатаційної;
- визначити навантаження, при якому контактна температура буде наближена до експлуатаційної;
- визначити фактичну площу контакту.

Для випробування плоских зразків зі сталі 30ХГСА сконструйовано установку для порівняльної оцінки зносостійкості матеріалів і покриттів при терті в умовах жорстко закріплених абразивних частинок (рис. 3.3.4.1, рис. 3.3.4.2). Зокрема, зразок 7, розмірами 17×17×6 мм, було закріплено на важелі з одного кінця 6 за допомогою клею «Момент Супер Гель». Рух зразка додатково обмежували бокові упори 15 і нижня опорна пластина. На іншому боці був закріплений вантаж, який притискав зразок через пластину 14, забезпечуючи постійне притискне зусилля (рис. 3.3.4.1).



Рис. 3.3.4.1. Загальний вигляд установки тертя для випробування на абразивну зносостійкість в умовах жорстко закріплених частинок: 1 – мультиметр DT-838 для вимірювання температури; 2 – абразивний круг ЗАК 14А 150х20х32 мм F60; 3 – термопара ТР-01А; 4 – гвинти кріплення пристрою для зносостійкості до точильного станка; 5, 10 – регульовані опори; 6 – двоплечий важіль; 7 – гвинт кріплення капронової нитки до важеля; 8 – лінійна шкала; 9 – капронова нитка; 11 – тягарець; 12 – досліджуваний зразок; 13 – рухомий шарнір; 14 – притискна пластина; 15 – бокові обмежувальні упори; 16 – опорна пластина



Довжина плечей визначається як відстань від осі обертання до ліній дії сили по перпендикуляру (рис. 3.3.4.2, *a*). Використовуючи правило важеля, отримуємо [175]:

$$F_1 \cdot l_1 = F_2 \cdot l_2, \quad (3.4)$$

де F_1 – навантаження, Н; F_2 – сила, що врівноважує навантаження F_1 , Н; l_1 – плече навантаження, м; l_2 – плече сили, що врівноважує навантаження F_1 , м.

Відношення довжин двоплечого прямого важеля відносно жорстко закріпленої опори становить 1:2 $\Rightarrow l_2 = 2l_1$. Звідси:

$$F_1 = \frac{l_2 F_2}{l_1} = \frac{2l_1 F_2}{l_1} = 2F_2 = 2 \times 8,58082 \approx 17,2 \text{ Н}, \quad (3.5)$$

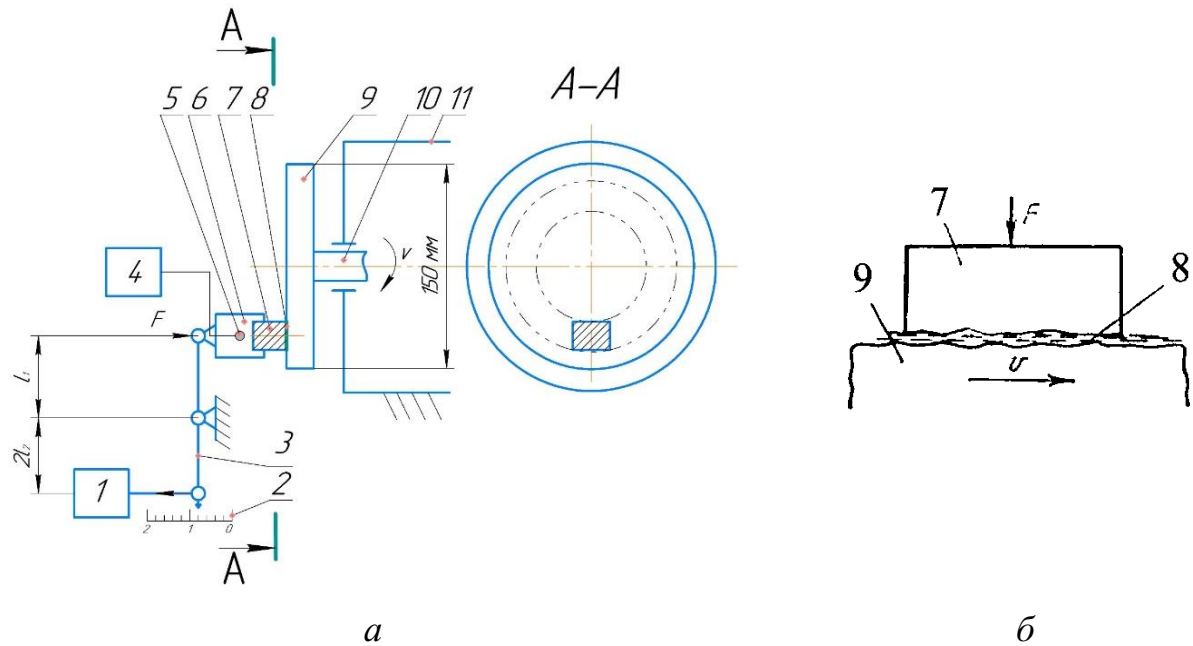


Рис. 3.3.4.2. Схема установки для випробувань на зносостійкість (а) та схема взаємодії зразка з абразивним кругом (б): 1 – тягарець; 2 – лінійна шкала; 3 – двоплечий прямий важіль; 4 – мультиметр DT-838 для вимірювання температури; 5 – термопара ТР-01А; 6 – притискна пластина; 7 – досліджуваний зразок; 8 – проміжний шар; 9 – абразивний круг ЗАК 14А 150х20х32 мм F60; 10 – вал електродвигуна; 11 – електродвигун

При масі вантажу 0,875 кг сила притискання становить 17,2 Н. Між зразком 7 і абразивним кругом 9 зазвичай знаходиться проміжний шар 8, який може уповільнити або прискорити зношування (рис. 3.3.4.2, б). Величину знятого поверхневого шару визначаємо по лінійній шкалі 2. З метою не допустити перевищення температури за межі встановленого значення (100 °С) до зразка прикріплено термопару 5, діапазон вимірювання якої – -50~400 °С. Точність вимірювання температури з використанням термопари вища, ніж при використанні інфрачервоного пірометра Benetech GM1350.

Експеримент проведено на зразках, поверхня яких була зміцнена на режимах, що показали найбільшу ефективність: 1) вихідний зразок (матеріал основи); 2) ОГ; 3) ОГ + ДСО (тиск подачі газокуюлькового потоку – 0,6 МПа, тривалість обробки – 1,5 хв); 4) ОГ + ДСО + ЛТО; 5) ЛТО (швидкість обробки – 300 мм/хв, потужність – 1 кВт); 6) НЧУО + ЛТО; 7) статичне ППД + ЛТО; 8) ДСО (тиск

подачі газокуюлькового потоку – 0,5 МПа, тривалість обробки – 1 хв); 9) ДСО + ЛТО. За еталонний використано зразок зі сталі 30ХГСА.

Під час проведення експерименту зразки значно нагрівалися, тому доводилося безперервно охолоджувати їх повітрям під тиском 2 атм. Це дозволило утримувати температуру у межах 78-84 °С.

Ступінь зношування визначено через вимірювання маси зразка до і після випробувань на зношення, а визначення інтенсивності зношування здійснено через фіксацію часу (тривалість t , хв), за який глибина зношування досягала 2 мм – величини параметру оптимізації.

Лабораторні випробування на стенді проведено при навантаженні 17,2 Н для кожного зразка. Абразивним матеріалом слугував круг діаметром 150 мм з електрокорунда фракції 0,2-0,4 мм, що обертався з постійною швидкістю 1320 об/хв.

Прискорені корозійні випробування поверхонь зразків зі сталі 30ХГСА проведено відповідно до ДСТУ EN ISO 8044:2018 по зміні зовнішнього вигляду зразків після витримки в корозійному середовищі [176; 177]: зразки занурено в 3 % водний розчин хлористого натрію (кам'яної солі) і витримано 10 діб при кімнатній температурі. Розчин покривав поверхню зразків на 5 мм. Зовнішній огляд проводився щоденно, результати фіксувалися при однаковому збільшенні (x40) на електронному мікроскопі Andonstar AD106S (рис. 3.7.1.1) з інтервалом 24 год, 48 год, 96 год, 240 год. При обробці результатів враховано, що вимушені перерви під час прискорених корозійних випробувань не повинні перевищувати 10 % від загального часу. Відлік початку випробувань розпочався з моменту введення зразків у посудину.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 3

1. Розроблено та модернізовано спеціалізовані технологічні установки на базі обладнання з ЧПК для комбінованого динамічного / статичного ППД з обертанням, зокрема на базі верстата «DYNAMITE 2800» з використанням ударного дриллю «Vorskla ПМЗ 1050», що забезпечує точне позиціонування і отримання заданої глибини ППД, а також дозволяє здійснювати автоматизовану обробку поверхонь різної форми.

2. Запропоновано методики експериментальних досліджень для визначення структурно-фазового складу та напруженого стану, структури поверхневого шару, твердості та мікротвердості зміцнених зон. Модернізовано пристрої для металографічних досліджень, що дозволило оцифрувати зображення для використання та подальшого дослідження на комп'ютерній техніці.

3. Розроблено установку для випробовування зразків на зносостійкість. Запропоновано методи випробувань на зношування і корозійну стійкість поверхні зразків для оцінки трибологічних властивостей та контактної взаємодії матеріалів за умов квазістатичних та динамічних режимів навантаження.

4. Розроблено методику термомеханічної поверхневої обробки металевих виробів за комбінованою схемою, яка спочатку передбачає проведення пластичної деформації поверхневого шару виробу високошвидкісним потоком із сферичними дрібнорозмірними частками протягом визначеного часового інтервалу (для утворення подрібненої активованої структури), а потім – термообробку з високошвидкісним нагріванням лазерним променем поверхні деталі до температури області стабільного аустеніту та подальшим миттєвим охолодженням із швидкістю вище критичної швидкості гартування.

5. Для проведення комбінованого низькочастотного поверхневого зміцнення ударниками з обертанням розроблено: а) методику для визначення діапазону режимів (глибини, подачі, частоти обертання та ударів) деформуючого інструмента сталевих зразків зі сталі 30ХГСА та сталі 45; б) методику математичного планування експериментів з використанням багатofакторного експерименту.

РОЗДІЛ 4. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

4.1. Вплив режимів ДСО на зміну глибини зміцнення, мікротвердість та структуру виробів зі сталі 45 та 30ХГСА

При ДСО у місці контакту металевих кульок з оброблюваною деталлю у верхніх шарах зразків виникають місцева пружна і пластична деформації, що зумовлено твердістю деформуючих елементів. Зерна металу подрібнюються, сплющуються і витягуються у напрямку максимальної деформації. Таким чином утворюється текстура деформації, що супроводжується анізотропією механічних властивостей. Розміри зерен зменшуються у напрямку, нормального до оброблюваної поверхні, і збільшуються у напрямку, що збігається з напрямком ППД.

Унаслідок проведених досліджень з використанням коаксіального сопла та методу планування експерименту, за основний параметр прийнято глибину зміцнення. При ДСО значення глибини зміцнення залежить від кінетичної енергії металевих кульок (дробу); регулювання кінетичної енергії проводиться через рівняння залежності завдяки зміні тиску на вході коаксіального сопла

Значення твердості поверхні зразка після ДСО не змінилося: твердість оброблюваної поверхні та поверхні вихідного матеріалу була однаковою, та становить 11 HRC. Це зумовлено тим, що при проведеному вимірюванні алмазний конус проколював зміцнену пластичним деформуванням поверхню і отримане значення було хибним. Отже, через низьку інформативність вимірювання твердості методом Роквелла, подальший порівняльний аналіз було проведено з використанням значень мікротвердості за методом Віккерса.

На всіх режимах обробок поверхні заготовок мають хвилясту структуру з кавернами (рис. 4.1.1). Особливо zdeформованою виявилася поверхня зразка після ДСО тривалістю 3 хв (рис. 4.1.1, в), водночас глибина зміцнення і мікротвердість поверхні зразка при цьому режимі найвищі (рис. 4.1.2).

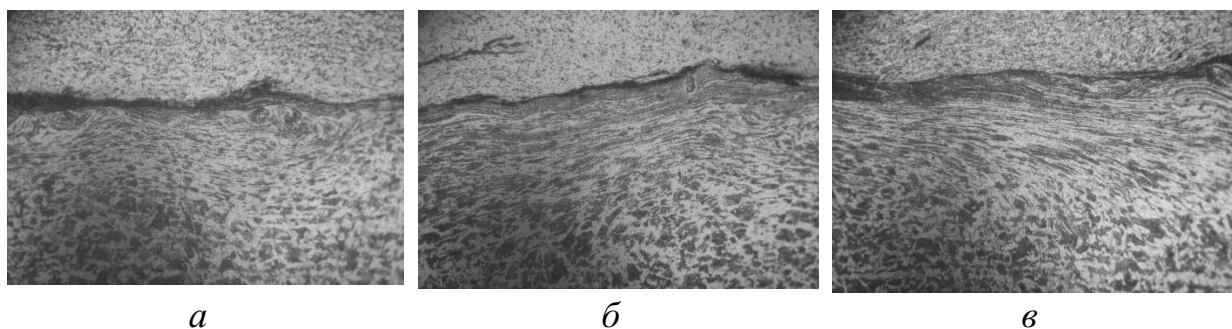


Рис. 4.1.1. Мікроструктура поверхневого шару сталі 45 після ДСО при значенні тиску 0,6 МПа (x200): *a* – 1 хв; *б* – 2 хв; *в* – 3 хв

Результати експериментальних досліджень показали, що при збільшенні тривалості впливу металевих кульок на поверхню зразка, її температура значно зростає, що призводить до викривлень і зміни геометричних розмірів поверхні, а також деформації поверхневого шару. Враховуючи результати досліджень мікроструктури зразків після ДСО і фактор економічної доцільності, для подальших досліджень при різних значеннях тиску та сталій тривалості обробки, було вирішено зміцнювати поверхню зразка протягом 1 хв.

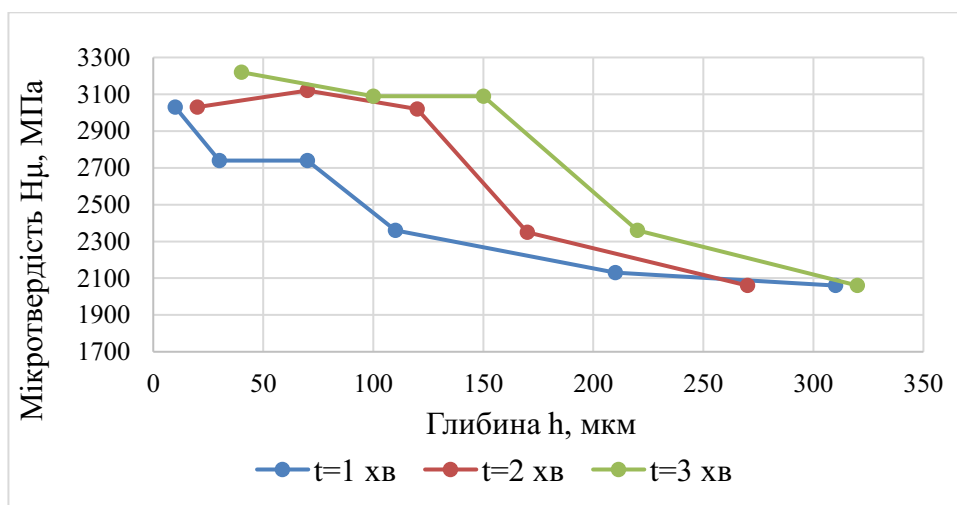


Рис. 4.1.2. Залежність мікротвердості від глибини сталі 45 при значенні тиску 0,6 МПа

На рис. 4.1.2 показано, що ефект зміцнення сталі 45, порівнюючи зі сталлю 30ХГСА (рис. 4.1.4), більший. Це, з одного боку, пояснюється більшою твердістю сталі 30ХГСА і, з іншого боку, меншими розмірами зразків зі сталі 45, які були відібрані для зміцнення ДСО. Також при значенні тиску

0,6 МПа руйнується поверхневий шар (рис. 4.1.3, в) та, відповідно, зменшується його твердість (рис. 4.1.4).

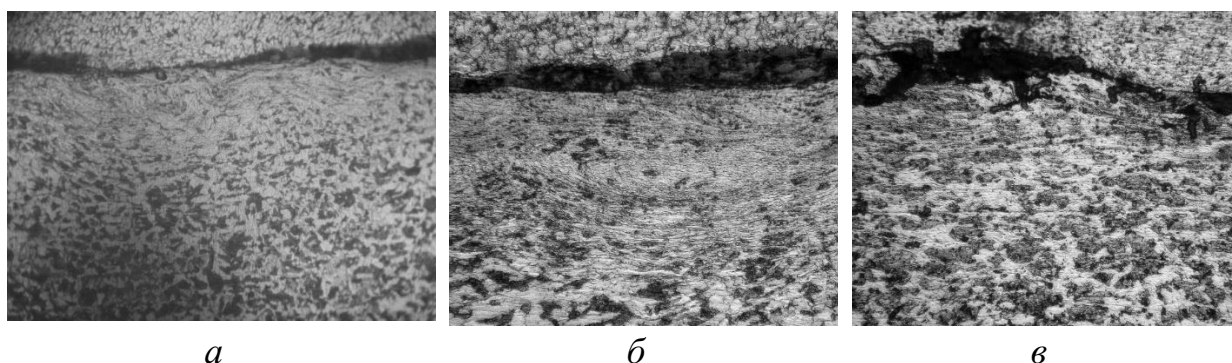


Рис. 4.1.3. Мікроструктура поперечного перерізу поверхневого шару сталі 45 після ДСО при значеннях тиску: *a* – $p = 0,4$ МПа (x200); *б* – $p = 0,5$ МПа (x500); *в* – $p = 0,6$ МПа (x500)

Не зважаючи на мінімальну деформацію поверхні сталі 30ХГСА після ДСО при значенні тиску 0,4 МПа, ця обробка не була результативною (рис. 4.1.3, *a*), адже мікротвердість поверхневого шару оброблюваної поверхні, як видно на графіку залежності мікротвердості від глибини сталі (рис. 4.1.4), низька.

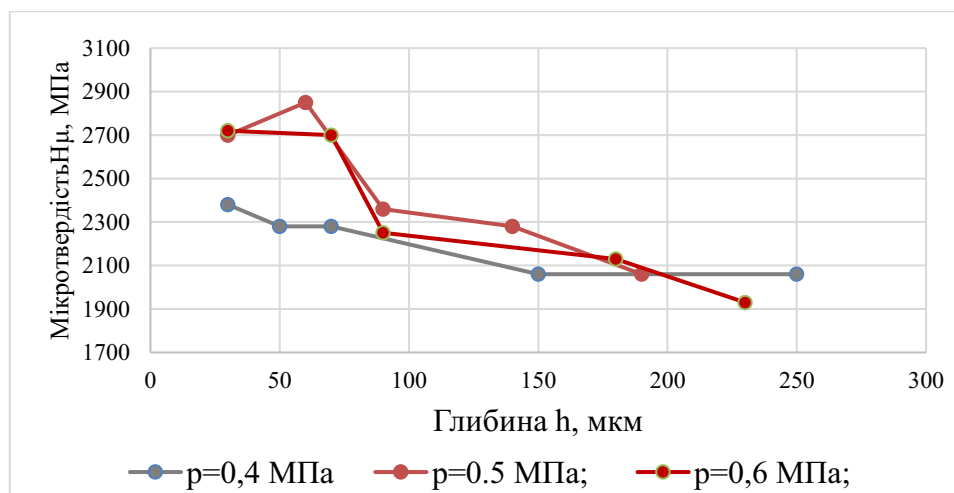


Рис. 4.1.4. Залежність мікротвердості від глибини сталі 45 зміцненої ДСО при $t = 1$ хв

При значенні тиску 0,5 МПа досягнуто найбільшої твердості поверхневого шару і глибини зміцнення (рис. 4.1.6). Водночас при значенні

тиску $p = 0,6$ МПа твердість менша (рис. 4.1.6), що зумовлено перенаклепом поверхні (рис. 4.1.5, в). До недоліків цього режиму ($p = 0,6$ МПа) можна віднести значну деформацію поверхні, порівнюючи із ДСО при значенні тиску 0,5 МПа. Отже, тиск 0,5 МПа є кращим режимом при ДСО.

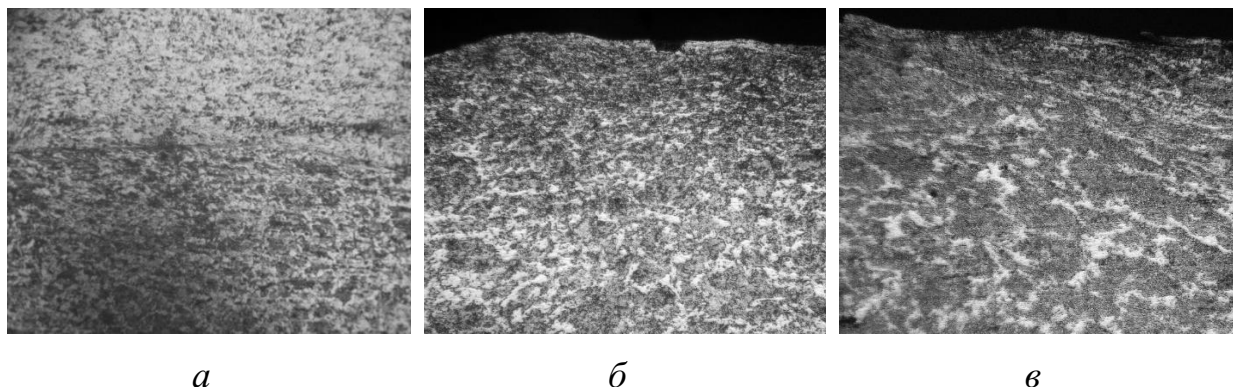


Рис. 4.1.5. Мікроструктура поперечного перерізу поверхневого шару сталі 30ХГСА після ДСО при значеннях тиску: *а* – $p = 0,4$ МПа (x200); *б* – $p = 0,5$ МПа (x500); *в* – $p = 0,6$ МПа (x500)

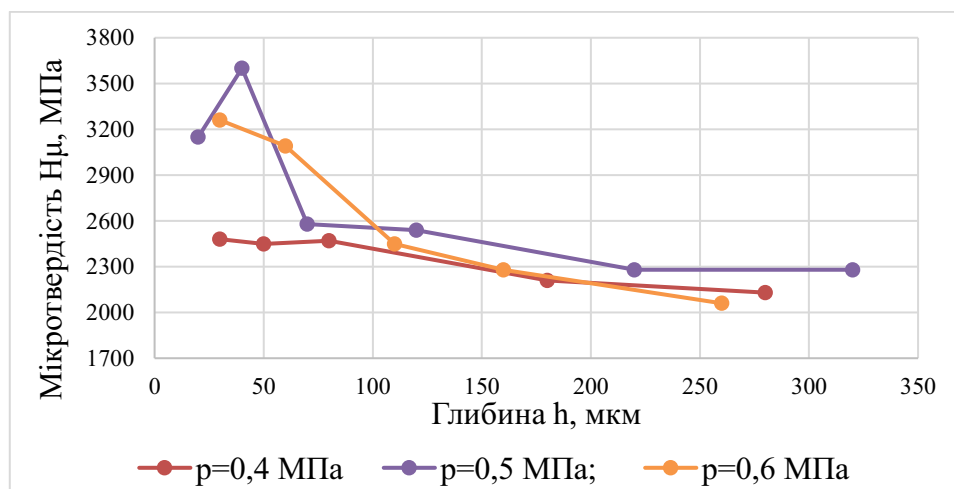


Рис. 4.1.6. Залежність мікротвердості від глибини сталі 30ХГСА при $t = 1$ хв

На рис. 4.1.7 показано мікроструктуру поверхні матеріалу після ДСО при великому збільшенні. На рисунках видно, що при значенні тиску $p = 0,6$ МПа поверхневий шар сталі пошкоджений (рис. 4.1.7, б, в), а при $p = 0,5$ МПа структура поверхні зразка зміцнена рівномірно (рис. 4.1.7, а).

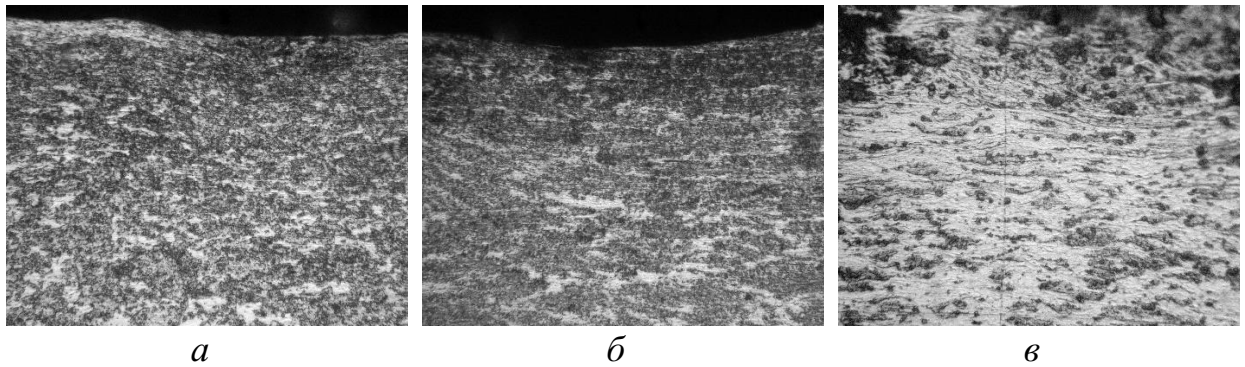


Рис. 4.1.7. Мікроструктура поперечного перерізу доріжки після ДСО: *а* – сталь 30ХГСА, $p = 0,5$ МПа (x1000); *б* – сталь 30ХГСА, $p = 0,6$ МПа (x1000); *в* – сталь 45, $p = 0,6$ МПа (x1000)

Результати рентгеноструктурного аналізу на глибині до 450 мкм (рис. 4.1.8; Додаток Л: табл. Л. 2, Л. 3) показали 100 % вміст заліза (Fe) (табл. 4.1.1, 4.1.3) без оксидних плівок та чужорідних включень.

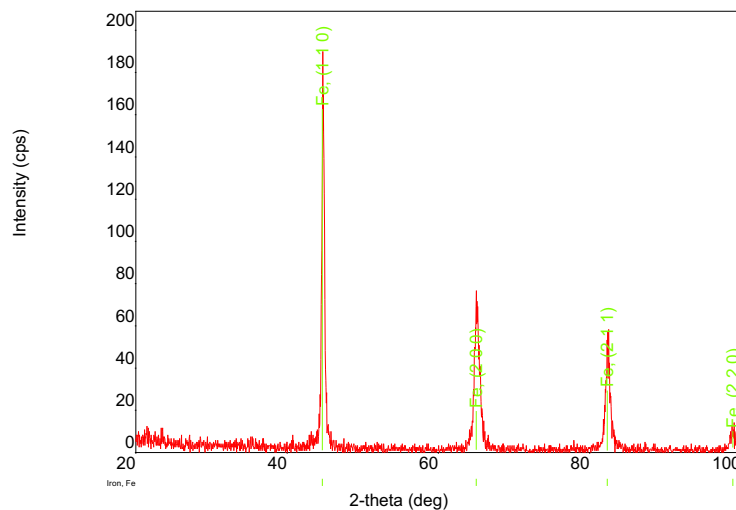


Рис. 4.1.8. Графік піків при рентгеноструктурному аналізі матеріалу зі сталі 30ХГСА після ДСО

Таблиця 4.1.1

Результати якісного аналізу		
Назва фази	Формула	Просторова група
Залізо	Fe	229 : Im-3m

Кристалічна решітка металу не zdeформована (рис. 4.1.9), однак розмір кристалітів у структурі вихідного та оброблюваного матеріалу різний – 208 Å та 153 Å відповідно (табл. 4.1.2).

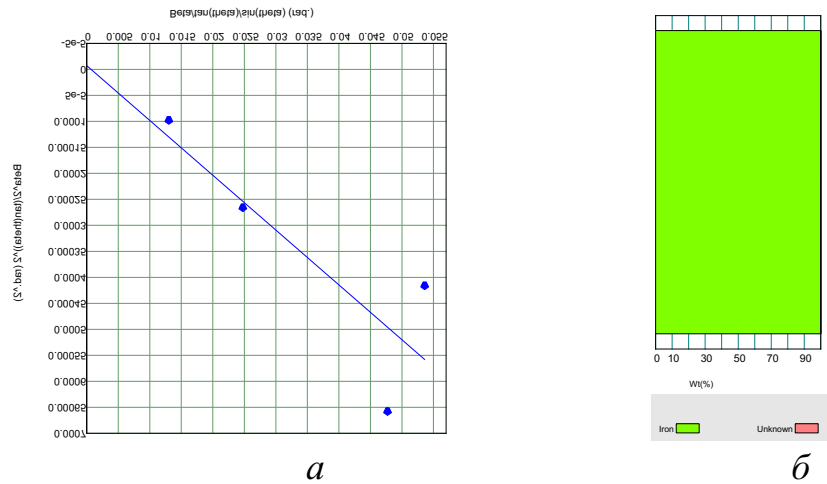


Рис. 4.1.9. Графіки: для визначення розміру кристалітів і деформації решітки (а); результатів кількісного аналізу (б)

Таблиця 4.1.2

Розмір кристалітів і деформації решітки				
Метод Вільямсона-Холла				
Назва фази	Розмір кристалітів (Å)	Розмір розподілу	Деформація (%)	Тип розподілу
Залізо	153 (68)	—	0,000000	—

Таблиця 4.1.3

Результати кількісного аналізу (RIR)	
Назва фази	Вміст (%)
Залізо	100 (3)

При статичному ППД (рис. 4.1.10) поверхня зразка нерівномірна; спостерігається локальне зміцнення поверхні на глибину 200 мкм при заданій програмно в Mach 3 глибині 300 мкм, проте у деяких зонах поверхневого шару твердість сягнула 7720 МПа.

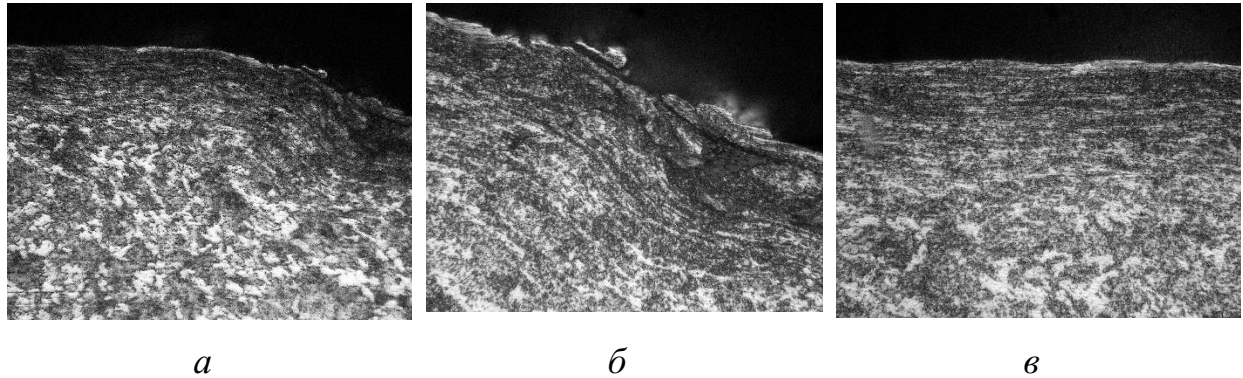


Рис. 4.1.10. Мікроструктура поперечного перерізу доріжки (сталь 30ХГСА) після статичної ППО: а – х500; б – х1000; в – х1000

На противагу статичному ППО, НЧУО утворила рівномірний зміцнений поверхневий шар глибиною 430 мкм при заданій програмно у Mach 3 глибині 100 мкм (рис. 4.1.11).

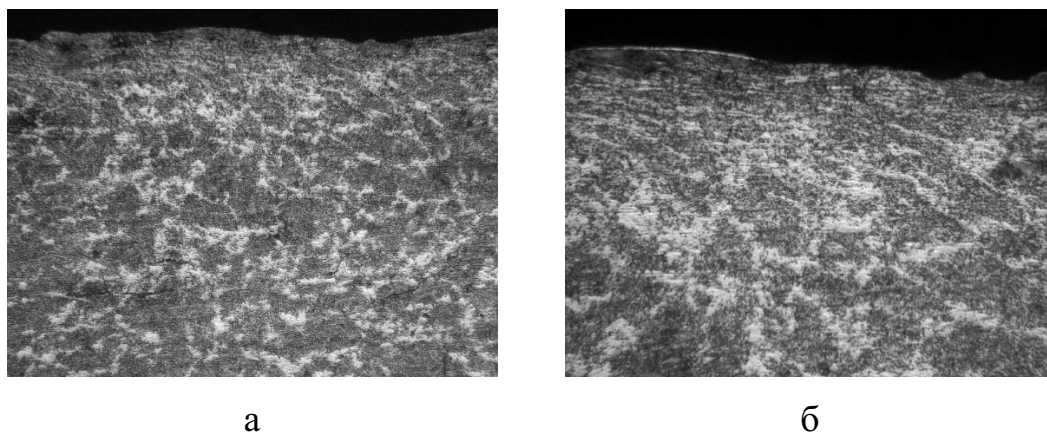


Рис. 4.1.11. Мікроструктура поперечного перерізу доріжки (сталі 30ХГСА) після НЧУО: а – $\times 500$; б – $\times 1000$

Графік залежностей мікротвердості від глибини трьох видів ППО (рис. 4.1.12) показує, що НЧУО забезпечує найбільшу твердість і глибину зміцнення. Проте наявність суттєвих недоліків, таких як низька продуктивність процесу і високий рівень шуму, потребують додаткового вирішення при впровадженні на виробництво.

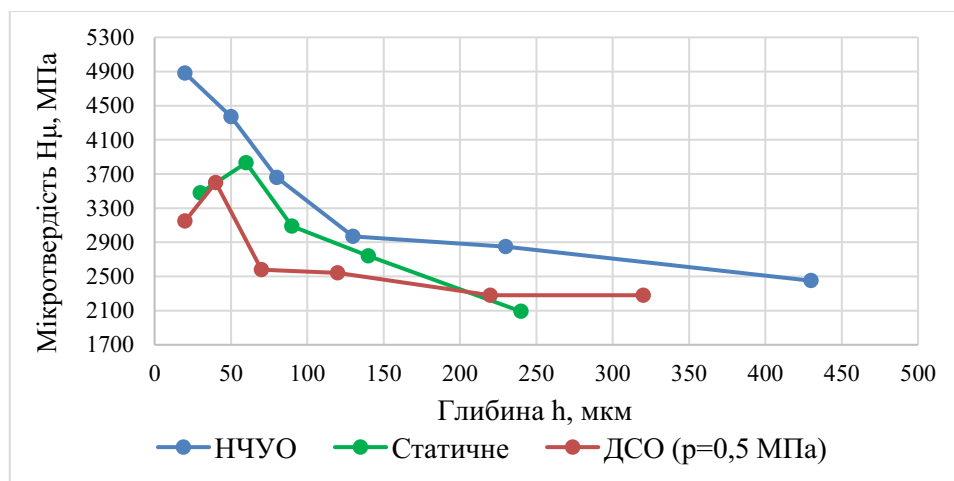


Рис. 4.1.12. Залежність мікротвердості від глибини при зміцненні ППО

Отже, при ППО відбувається збільшення твердості по всій глибині zdeформованого шару від 3100 МПа до 4900 МПа, що обумовлено збільшенням щільності дислокацій через їх генерацію в процесі пластичного деформування. Крім того, у зернах відбувається формування блокової

структури, що перешкоджає виникненню і розвитку втомних тріщин унаслідок дії механізму бар'єрного зміцнення, призводить до підвищення твердості та міцності. Слід зазначити, що при інтенсивній ДСО відбувається «перенаклеп», а при збільшенні тривалості дії обробки – руйнування зміцненого поверхневого шару, що закономірно призводить до зниження твердості. До того ж при статичній ППО утворюється хвиляста поверхня з локальними ділянками високої та низької твердості – нерівномірний розподіл значень мікротвердості при статичній ППО з обертанням є одним з недоліків цього методу обробки, на відміну від ДСО.

4.2. Вплив режимів ЛТО на зміну глибини, структури та мікротвердості сталі 30ХГСА

У ході дослідження поперечного перерізу доріжки, загартованої ЛВ з оплавленням, виявлено, що у її структурі виокремлюються кілька зон: зона розплаву (зона гартування з рідкого стану), зона загартування, зона відпуску і вихідна структура матеріалу (рис. 4.2.1). У деяких випадках ці зони можуть бути відсутніми. Наприклад, може бути відсутньою зона розплаву при гартуванні без оплавлення поверхні або зона відпуску при загартуванні попередньо відпаленого металу [64]. Зображення поперечного перерізу зміцненої доріжки з оплавленням показано на рис. 4.2.1.

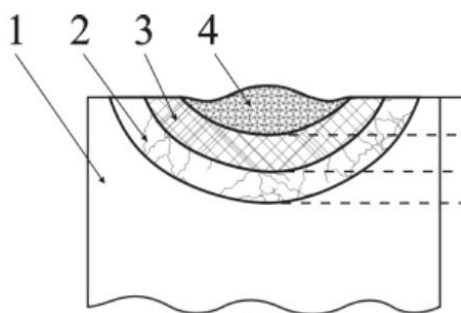


Рис. 4.2.1. Схема поперечного перерізу зони лазерної обробки по глибині зони обробки: 1 – вихідний метал; 2 – зона відпуску; 3 – зона гарту; 4 – зона гарту з рідкого стану [52]

На рис. 4.2.2 показано мікроструктуру зразку сталі 30ХГСА після гартування лазерним променем із сильним оплавленням при $P = 1$ кВт та $v = 0,18$ м/хв.

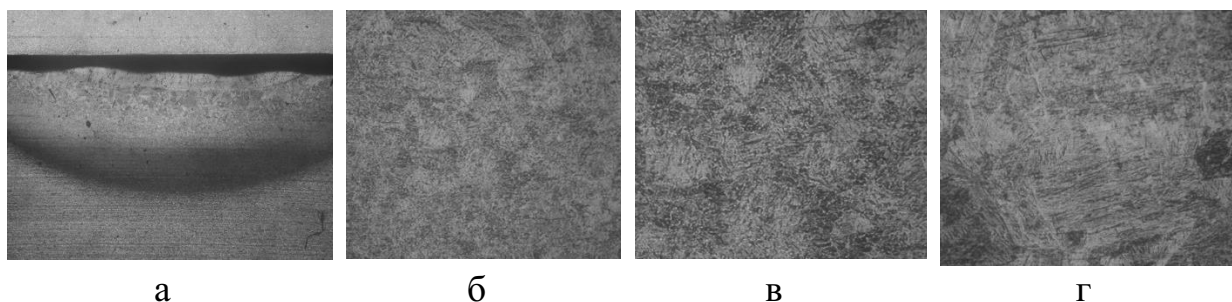


Рис. 4.2.2. Мікроструктура сталі 30ХГСА: а – поперечний переріз гартованої доріжки з оплавленням (х25); б – верхній розплавлений шар (х320); в – верхній розплавлений шар (х500); г – приповерхневий шар (х500). Значення твердості ~ 42 HRC

При швидкостях гартування, коли утворюється гартований шар незначної глибини, алмазний конус твердоміра, як і при ППО, проколює зміцнений шар, що призводить до похибок вимірювання за методом Роквелла. Тому подальший порівняльний аналіз мікротвердості зразків, зміцнених прирізних режимах ЛТО, було вирішено проводити за методом Віккерса.

У сталі 30ХГСА типовою є дендритна будова зони оплавлення, причому дендрити ростуть перпендикулярно межі поділу в напрямку відведення тепла в тіло зразка (рис. 4.3.2, а). Карбіди розчиняються і основною структурною складовою стає мартенсит.

При гартуванні з оплавленням сталі 30ХГСА можна виокремити 6 структурних зон (рис. 4.2.2):

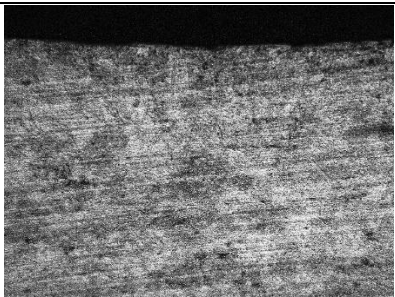
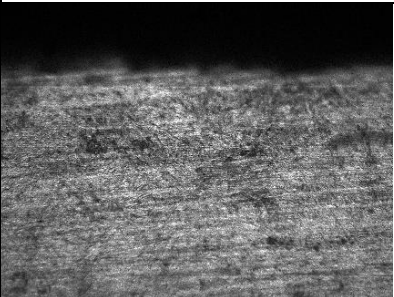

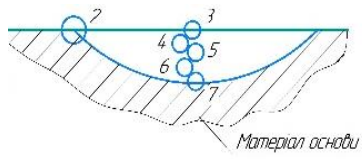


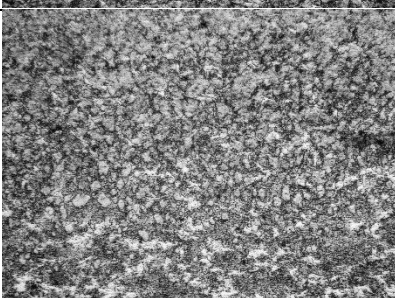
1. Знеуглецьована мартенситна структура (рис. 4.2.2, б, в);
2. Мартенситна структура (твердість шару вища, ніж у знеуглецьованого мартенситу) (рис. 4.2.2, г);
3. Мартенситно-бейнітна структура з тонким прошарком фериту по границям зерен;
4. Мілкодисперсна бейнітна структура;
5. Ферит і перліт (структура розрихлена). Структура розміщена на межі переходу гартованого шва в основний метал;
6. Матеріал основи (ферито-перлітний) [52].

У табл. 4.2.1 наведено мікрофотографії зміцнених зон поверхні зразка після гартування лазерним променем з менш інтенсивним оплавленням, порівняно з рис. 4.2.2. Менш інтенсивне оплавлення досягається за рахунок більшої швидкості обробки ($v_{обр.} = 0,3$ мм/хв) при незмінній потужності ($P = 1$ кВт). У складі поверхні гартованої зони переважає мартенсит з розміром зерна 6 балів, відповідно до шкали 3 [156]. З проходженням у глибину ЗТВ розмір голок мартенситу зменшується та переходить у мартенситно-бейнітну структуру. На межі переходу до матеріалу основи структура представлена ферито-перлітним шаром, у якому вміст сорбітоподібного перліту переважає. Зона 7 – це матеріал основи, який має ферито-перлітну структуру (табл. 4.2.1). На зображеннях видно, що в складі мікроструктур наявні неметалеві включення, зокрема дрібні сульфідні, що зумовлено особливостями виготовлення даної марки сталі. мікроструктур наявні неметалеві включення, зокрема дрібні сульфідні, що зумовлено особливостями виготовлення даної марки сталі.

При збільшенні швидкості переміщення лазерного променя до 400 мм/хв (табл. 4.2.2), глибина гартованого шару зменшується, а його структура повторює структуру гартованого зразка при $v_{обр.} = 300$ мм/хв (табл. 4.2.1).

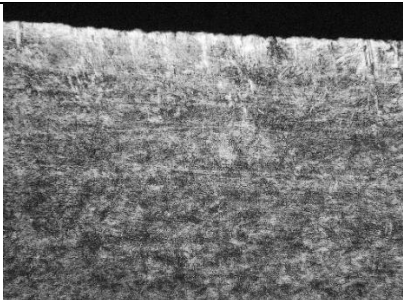
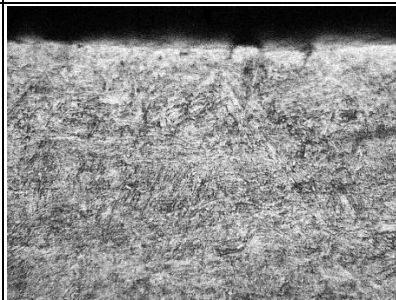
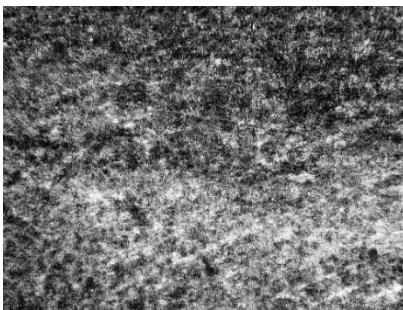
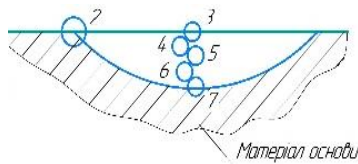
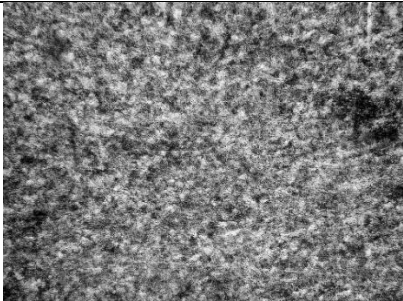
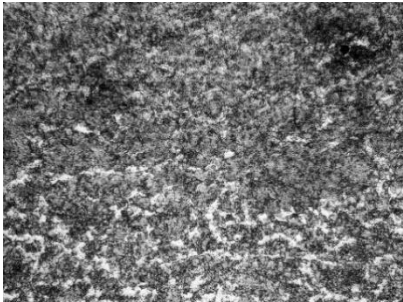
Таблиця 4.2.1

Мікрофотографії зміцнених зон ЛТО при 300 мм/хв, Р = 1 кВт

Зона №	Структура	Збільшення	
		x500	x1000
3	Мартенсит		
4	Дрібногочастий мартенсит		Схема 
5	Мартенситно-бейнітна		
6	Ферито-перлітна (сорбітоподібний перліт)		
7	Ферито-перлітна		

Таблиця 4.2.2

Мікрофотографії зміцнених зон ЛТО при 400 мм/хв, Р = 1 кВт

Зона №	Структура	Збільшення		
		x500	x1000	
3	Мартенсит			
4	Дрібногочастий мартенсит		Схема 	
6	Мартенситно-бейнітна			
7	Сорбітоподібний перліт			
	Ферито-перлітна			

На рис. 4.2.3 показано, що при $v_{обр.} = 400$ мм/хв найбільше значення мікротвердості гартованої доріжки зросло на 800 МПа, а глибина зменшилася на 200 мкм.

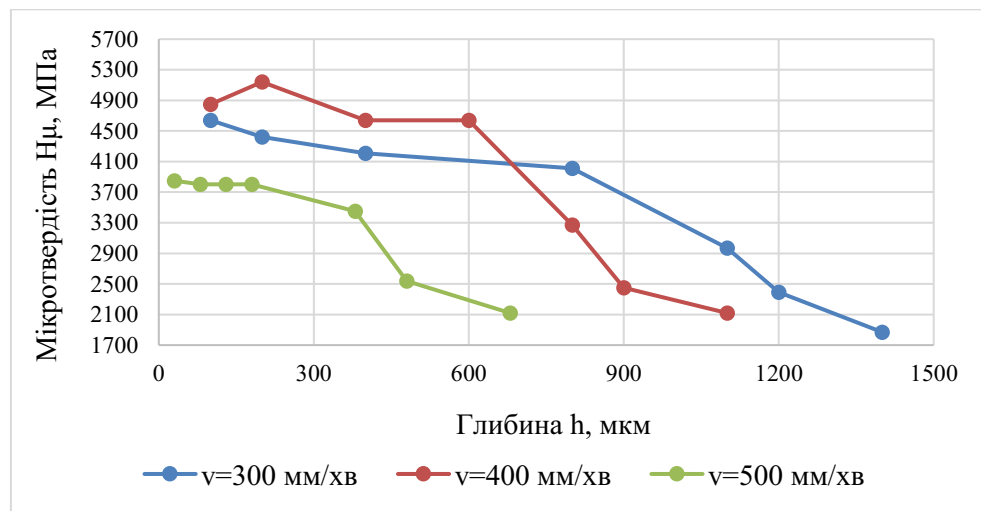
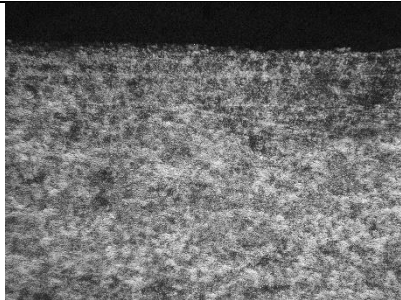
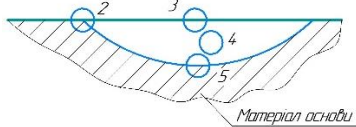
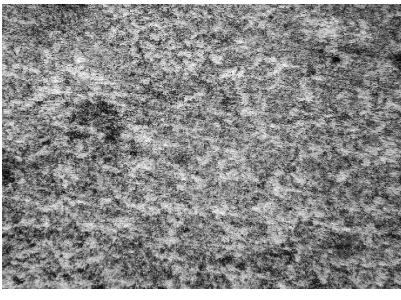


Рис. 4.2.3. Залежність мікротвердості від глибини при ЛГ на різних швидкостях при потужності 1 кВт

При швидкості гартування 500 мм/хв глибина і твердість гартування знижуються: на 1300 МПа і 300 мкм при 400 мм/хв, та на 600 МПа і 600 мкм при 300 мм/хв. У ЗТВ утворюється мартенсит (7 балів за шкалою 3), який переходить у ферито-перлітну структуру матеріалу основи (табл. 4.2.3) [156].

Таблиця 4.2.3

Мікрофотографії зміцнених зон ЛТО при 500 мм/хв, P = 1 кВт

Зона №	Структура	Збільшення	Схема
		х500	
3	Мартенситна		
5	Мартенситна		
	Ферито-перлітна		

Результати рентгеноструктурного аналізу на глибині до 450 мкм виявили у структурі зміцненого шару при ЛТО з $v_{\text{обр.}} = 500$ мм/хв вміст заліза, гематиту, магнетиту і вюститу (рис. 4.2.4; табл. 4.2.4 Додаток Л: табл. Л.4, Л.5).

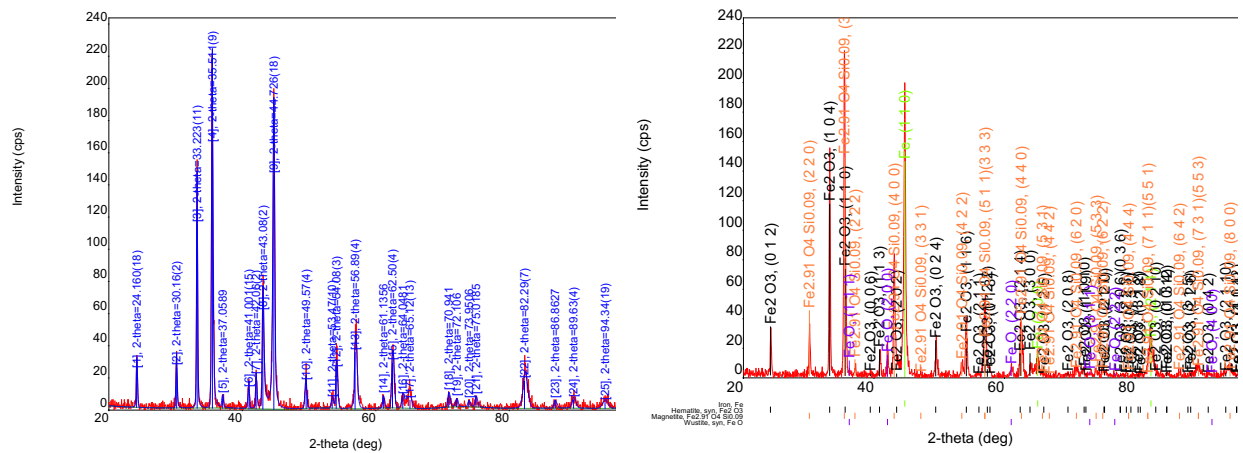


Рис. 4.2.4. Графіки піків при рентгеноструктурному аналізі матеріалу зі сталі 30ХГСА після ЛТО

Таблиця 4.2.4

Результати якісного аналізу		
Назва фази	Формула	Просторова група
Залізо	Fe	229 : Im-3m
Гематит	Fe ₂ O ₃	167 : R-3c,hexagonal
Магнетит	Fe _{2,91} O ₄ Si _{0,09}	227 : Fd-3m,choice-1
Вюстит	FeO	225 : Fm-3m

На рис. 4.2.5 показано, що решітка загалом не деформована, незначні зміни спостерігаються лише у фазі вюститу – його відсоток деформації становить $\approx 0,12$ % (табл. 4.2.6). Водночас розмір кристалітів заліза після ЛТО становить 88 Å, що на 65 Å менше, ніж після ДСО (153 Å), і на 120 Å менше, ніж розмір кристалітів у вихідному матеріалі (208 Å) (табл. 4.2.5). Така різниця зумовлена термічним впливом і структурними перетвореннями сталі 30ХГСА під дією ЛВ.

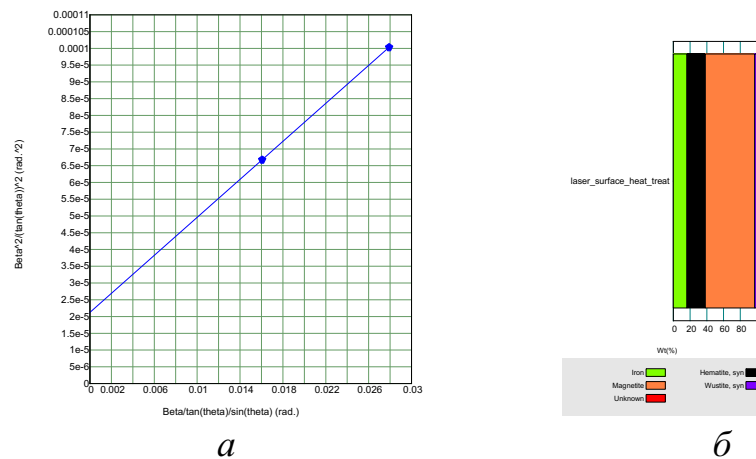


Рис. 4.2.5. Графіки: для визначення розміру кристалітів і деформації решітки (а); результатів кількісного аналізу (б)

Таблиця 4.2.5

Розмір кристалітів і деформації решітки				
Метод Вільямсона-Холла				
Назва фази	Розмір кристалітів (Å)	Розмір розподілу	Деформація (%)	Тип розподілу
Залізо	88 (31)	—	0,000000	—
Гематит	202 (88)	—	0,000000	—
Магнетит	148 (44)	—	0,000000	—
Вюстит	570,872694	—	0,115256	—

Поверхневий шар містить 16,3 % заліза (Fe) та 83,7 % оксидної плівки, яка включає: 21,9 % гематиту (Fe_2O_3), 59 % магнетиту ($\text{Fe}_{2.91}\text{O}_4\text{Si}_{0.09}$) і 2,8 % вюститу (FeO) (табл. 4.2.6, рис. 4.2.5, б).

Таблиця 4.2.6

Результати кількісного аналізу (RIR)	
Назва фази	Вміст (%)
Залізо	16,3 (3)
Гематит	21,9 (6)
Магнетит	59 (2)
Вюстит	2,8 (3)

Отже, при ЛГ без оплавлення твердість зразків зі сталі 30ХГСА зросла з 2060 МПа до 4640 МПа ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв), і до 5140 МПа ($v = 400$ мм/хв) при обробці без оплавлення. Означимо, що при гартуванні без оплавлення з великою швидкістю – 500 мм/хв утворюється однорідна мартенситна структура, і твердість зменшується лише у зоні переходу до матеріалу основи;

при зменшенні швидкості до 400 мм/хв зростає глибина зміцненого шару (з 522 мкм до 920 мкм) і твердість (на 1300 МПа); проте при 300 мм/хв глибина зміцненого шару додатково збільшується до 1020 мкм; при цьому відсутні ефекти знеуглецювання поверхневих шарів і відпуску матеріалу, який викликає зменшення твердості матеріалу і зниження ефективності гартування. Варто зауважити, що при гартуванні з оплавленням можна отримувати набагато більші по глибині, проте менш тверді й однорідні зміцнені зони.

4.3. Визначення оптимальних режимів зміцнення сталі 30ХГСА комбінованою термомеханічною обробкою

ДСО та ЛТО. При комбінованій обробці пластично-здеформований ДСО поверхневий шар зразків зі сталі 30ХГСА опромінюється лазером. Використання методу математичного планування експерименту дозволяє звузити область технологічних режимів для ППО і ЛТО та встановити оптимальні режими комбінованої обробки (ДСО + ЛТО) для сталі 30ХГСА, враховуючи максимальну глибину зміцнення. Глибина загартованого шару після ЛТО обирається з урахуванням того, щоб вона була не менша, ніж товщина деформованого шару після ППО.

На рис. 4.3.1 зображено криві залежності зміни мікротвердості від глибини, отримані при використанні ДСО + ЛТО при швидкості переміщення лазерного променя 400 мм/хв, сталій потужності 1 кВт і тиску на виході сопла 0,4 МПа. Значення мікротвердості становить 5140 МПа при глибині зміцнення 1350 мкм. При збільшенні швидкості гартування до 500 мм/хв, мікротвердість зростає на 220 МПа (до 5360 МПа), а глибина прогартування зменшується до 950 мкм. На проміжку від 650 мкм до 750 мкм спостерігається різке зниження мікротвердості з 4210 МПа до 2530 МПа з подальшим переходом у ферито-перлітну структуру матеріалу основи. Результати досліджень показують, що при зменшенні швидкості до 300 мм/хв мікротвердість і глибина зменшуються, що свідчить про надмірний енерговклад у матеріал, який призводить до його знеміцнення.

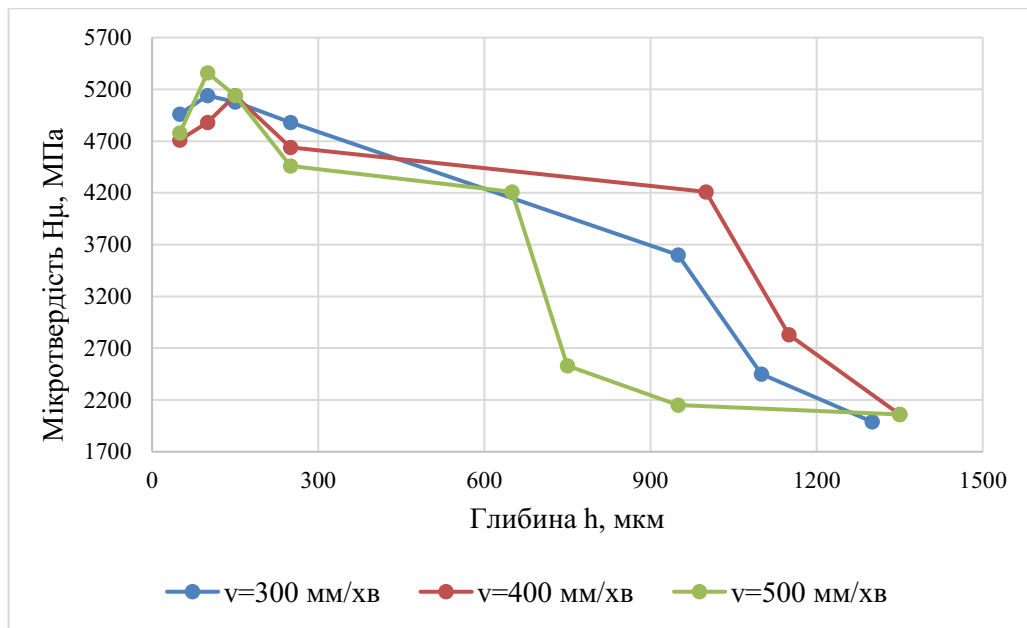


Рис. 4.3.1. Залежність мікротвердості від глибини при
ДСО (0,4 МПа, $t = 1$ хв) + ЛТО ($P = 1$ кВт)

Збільшення тиску ДСО до 0,5 МПа при швидкості ЛТО 500 мм/хв призводить до підвищення мікротвердості на 360 МПа (5720 МПа) (рис. 4.3.2). Мікротвердість при глибині гартування 950 мкм збільшується на 1040 МПа (3090 МПа), порівняно з тиском ДСО 0,4 МПа (рис. 4.3.1). При 400 мм/хв мікротвердість до глибини 910 мкм знижується на 810 МПа.

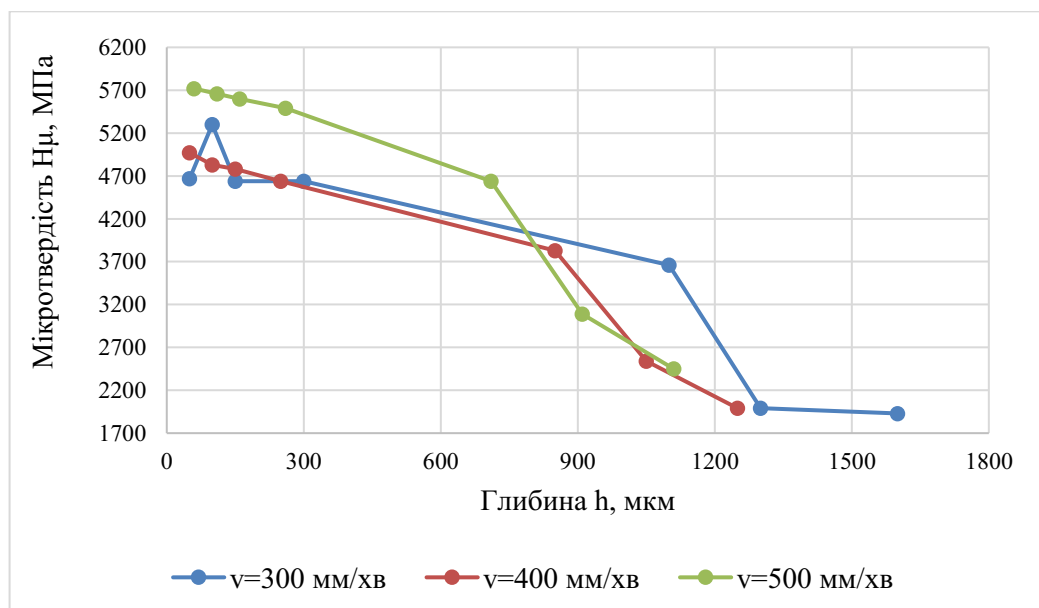


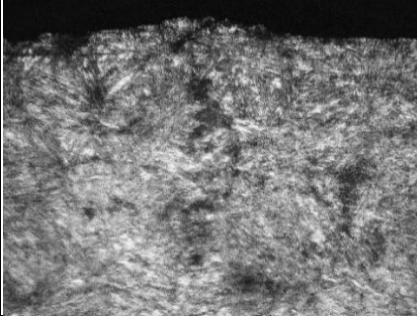
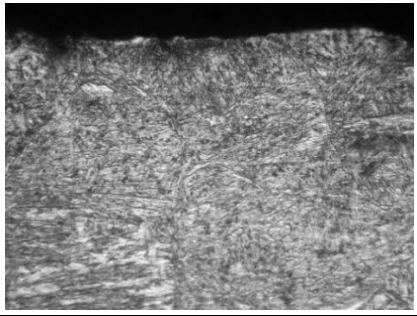
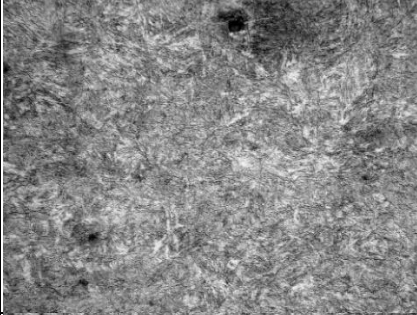
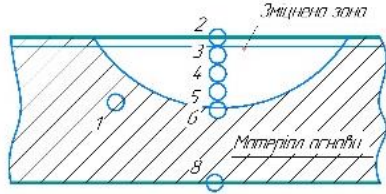
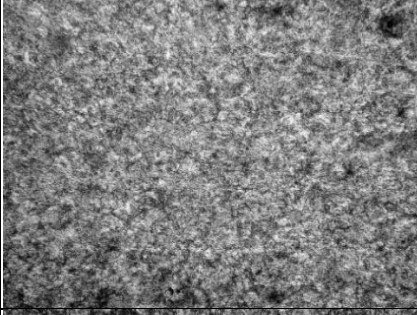
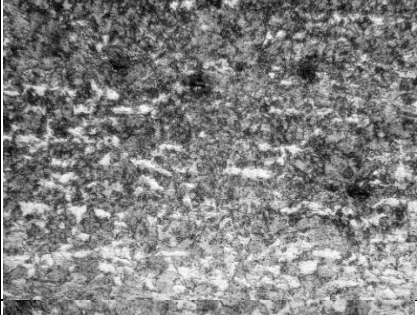

Рис. 4.3.2. Залежність мікротвердості від глибини при
ДСО (0,5 МПа, $t = 1$ хв) + ЛТО ($P = 1$ кВт)

Криві зниження мікротвердості (рис. 4.3.2) на глибині 150-850 мкм ($v_{\text{обр.}} = 400$ мм/хв; $v_{\text{обр.}} = 500$ мм/хв) подібні до кривої залежності мікротвердості від глибини при ДСО зі швидкістю ЛТО 300 мм/хв, проте на глибині 910-1100 мкм мікротвердість останньої більша на 1210 МПа, а на глибині 50-150 мкм спостерігається стрибок мікротвердості до 5300 МПа. Це явище зумовлено тим, що ЛТО короткочасна і процеси динамічного повернення та рекристалізації не встигають пройти.

У табл. 4.3.1 представлено зображення мікроструктури зразка після зміцнення комбінованою ДСО (0,5 МПа, $t = 1$ хв) з подальшою ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт). У структурі гартованої зони переважає мартенсит (7 балів за шкалою 3 (зона № 2, $\times 1000$)) [156]. Утворення мартенситної структури у зоні зміцнення обумовлено як формуванням самого мартенситу, так і механізмом бар'єрного росту. Зі збільшенням глибини ЗТВ (зона № 3, $\times 500$), складова частина мартенситу становить 100 % за шкалою 8 [156], а розмір голок мартенситу зменшується. На межі переходу до матеріалу основи розташована ферито-перлітна структура (сорбітоподібний перліт), у якій вміст перлітної складової переважає. На зображеннях мікроструктур можна побачити неметалеві включення, зокрема сульфідні, що обумовлено, як і в попередніх випадках, особливостями виготовлення даної марки сталі.

Таблиця 4.3.1

Мікрофотографії зміцнених зон ДСО (0,5 МПа; $t = 1$ хв) + ЛТО при
 $v_{обр.} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт

Зона №	Структура	Збільшення	
		x500	x1000
2	Мартенситна		
3	Дрібногочастий мартенсит		<p>Схема</p> 
4	Дрібногочастий мартенсит		
5	Сорбітоподібний перліт		
6	Ферито-перлітна		

Результати рентгеноструктурного аналізу зміцненої поверхні зразків комбінованою ДСО (0,5 МПа, $t = 1$ хв) з подальшою ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт) на глибині до 450 мкм (рис. 4.3.3, табл. 4.3.2, Додаток Л: табл. Л.6, Л.7) показали вміст: заліза (Fe) – 6,2 %, оксиду заліза (Fe_2O_3) – 28.5 %, магнетиту ($\text{Fe}_{2.91}\text{O}_4\text{Si}_{0.09}$) – 62 % і вюститу (FeO) – 3,3 % (табл. 4.3.3; рис. 4.3.4, б).

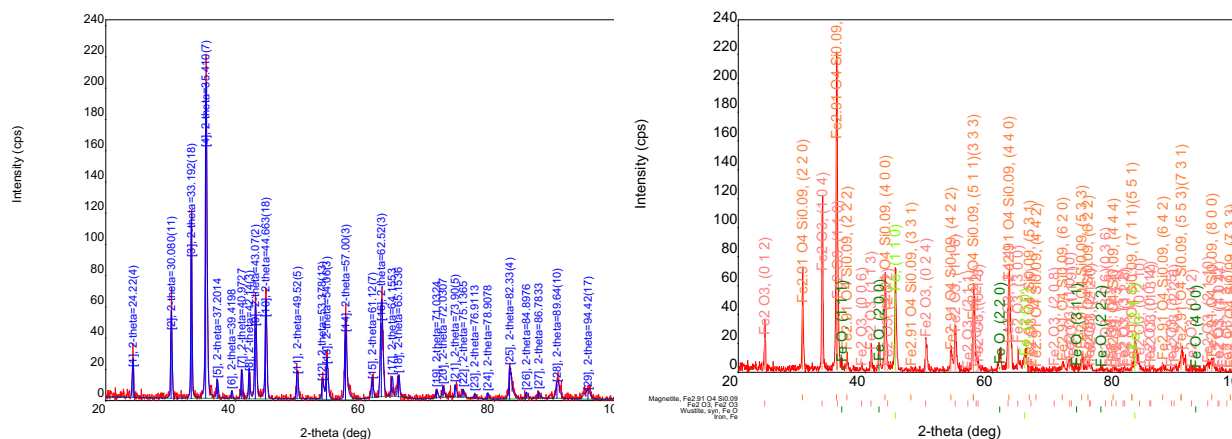


Рис. 4.3.3. Графіки піків при рентгеноструктурному аналізі матеріалу зі сталі 30ХГСА після ДСО + ЛТО

Таблиця 4.3.2

Результати якісного аналізу		
Назва фази	Формула	Просторова група
Залізо	Fe	229 : Im-3m
Fe_2O_3	Fe_2O_3	167 : R-3c,hexagonal
Магнетит	$\text{Fe}_{2.91}\text{O}_4\text{Si}_{0.09}$	227 : Fd-3m,choice-1
Вюстит	FeO	225 : Fm-3m

Таблиця 4.3.3

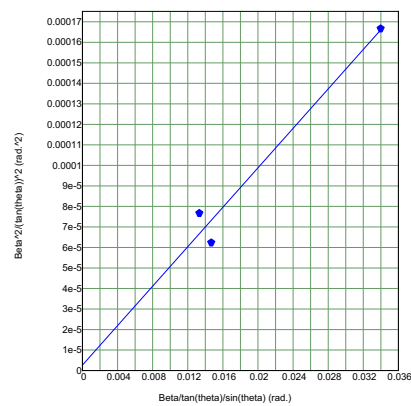
Результати кількісного аналізу (RIR)	
Назва фази	Вміст (%)
Залізо	6,2 (2)
Fe_2O_3	28,5 (12)
Магнетит	62 (3)
Вюстит	3,3 (5)

Деформація решітки, відповідно до рис. 4.3.4, а, незначна: заліза (Fe) – 0,04 %, оксиду заліза (Fe_2O_3) – 0,14 %, магнетиту ($\text{Fe}_{2.91}\text{O}_4\text{Si}_{0.09}$) – 0,13 %, вюститу (FeO) – 0,09 % (табл. 4.3.4). Розмір кристалітів заліза збільшився до

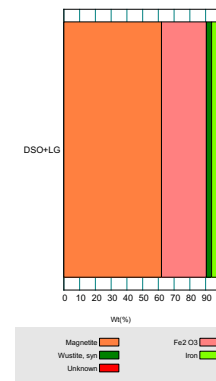
337 Å, порівняно з результатами простих обробок: ДСО – 153 Å, ЛТО – 88 Å, вихідний матеріал – 208 Å (табл. 4.3.3). Кристали оксидної плівки також збільшили свій розмір: 416 Å Fe_2O_3 , 361 Å магнетиту ($\text{Fe}_{2,91}\text{O}_{4}\text{Si}_{0,09}$) і 445 Å вюститу (FeO) (рис. 4.3.4, б).

Таблиця 4.3.4

Розмір кристалітів і деформації решітки				
Метод Вільямсона-Холла				
Назва фази	Розмір кристалітів (Å)	Розмір розподілу	Деформація (%)	Тип розподілу
Залізо	337 (63)	—	0,04 (16)	—
Fe_2O_3	416 (74)	—	0,14 (6)	—
Магнетит	361 (69)	—	0,13 (7)	—
Вюстит	445 (130)	—	0,09 (8)	—



а



б

Рис. 4.3.4. Графіки: для визначення розміру кристалітів і деформації решітки (а); результатів кількісного аналізу (б)

На рис. 4.3.5 спостерігаємо падіння мікротвердості відносно глибини зміцненого шару при значенні тиску ДСО 0,6 МПа, тривалістю зміцнення 1 хв і подальшою ЛТО ($P = 1$ кВт). Порівняно з тиском ДСО 0,5 МПа на швидкості гартування 500 мм/хв, падіння мікротвердості більш стрімке при однаковій максимальній мікротвердості поверхневого шару 5720 МПа. Водночас при швидкості 300 мм/хв та тиску 0,5 МПа глибина збільшується на 130 мкм (до 1430 мкм), а мікротвердість знижується на 460 МПа.

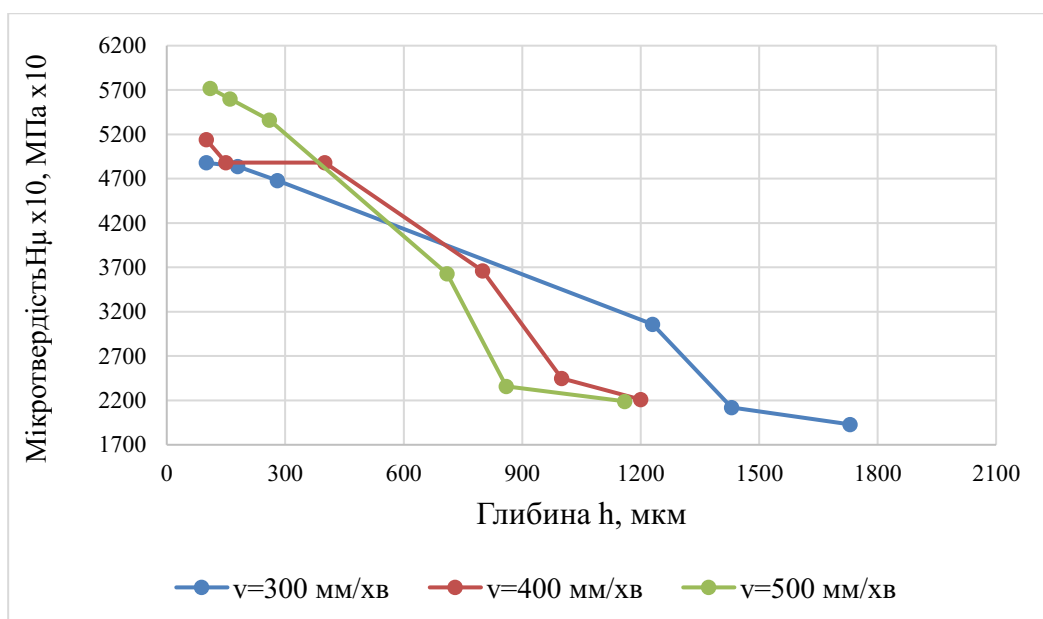


Рис. 4.3.5. Залежність мікротвердості від глибини при
ДСО (0,6 МПа, $t = 1$ хв) + ЛТО ($P = 1$ кВт)

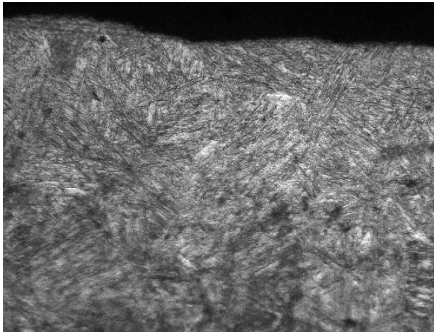
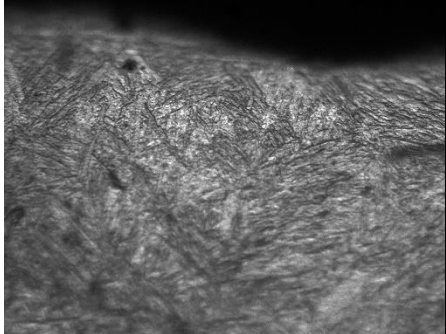
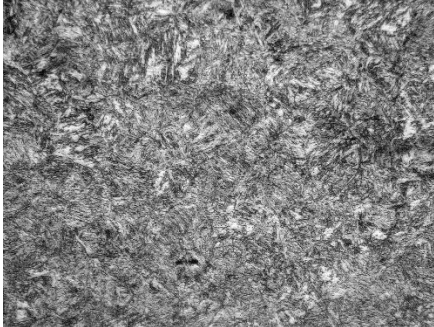
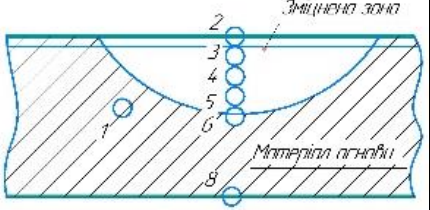
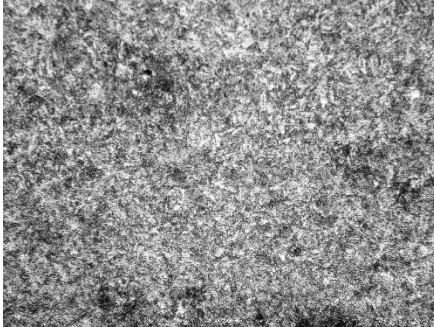
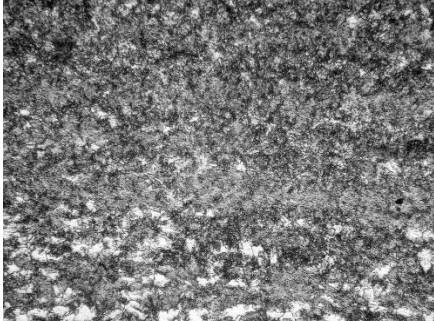
На зображеннях мікроструктури зразка (табл. 4.3.5), зміцненого комбінованою ДСО (0,6 МПа, $t = 1$ хв) з подальшою ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт) бачимо, що в складі гартованої зони переважає мартенсит (8 балів за шкалою 3 (зона № 2, $\times 1000$) [156]). Зі збільшенням глибини ЗТВ (зона № 3, $\times 500$) вміст мартенситу становить 100 % за шкалою 8 [156], а розмір його голок зменшується.

Після прошарку мартенситу знаходиться мартенситно-бейнітна структура, яка характеризується зниженням мікротвердості гартованого шару (рис. 4.3.5) при різних тисках ДСО, – 0,5 МПа та 0,6 МПа, – при сталій тривалості обробки 1 хв з подальшою ЛТО (швидкість $v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, потужність 1 кВт). На зображеннях мікроструктур можна побачити неметалеві включення, зокрема сульфідні, що зумовлено методами виготовлення даної марки сталі.

Таблиця 4.3.5

Мікрофотографії зміцнених зон ДСО (0,6 МПа) + ЛТО при

 $v_{обр.} = 300 \text{ мм/хв}, P = 1 \text{ кВт}$

Зона №	Структура	Збільшення	
		x500	x1000
2	Мартенситна		
3	Дрібногочастий мартенсит		Схема 
4	Мартенсито-бейнітна		
5	Сорбітоподібний перліт		
	Ферито-перлітна		

Отримані результати експериментальних досліджень показали (рис. 4.3.6), що порівняно з ЛТО сталі 30ХГСА, комбінована ДСО + ЛТО збільшує глибину зміцнення у 1,5 рази за рахунок покращення поглинальної

здатності ЛВ, що досягається через формування спеціального мікрорельєфу на поверхні внаслідок попереднього ППД. Водночас мікротвердість поверхневого шару становить 5720 МПа. Область кращих режимів комбінованого термомеханічного зміцнення для ДСО така: тиск подачі газокуюлькового потоку – 0,5 МПа, час ДСО – 1 хв, найбільш прийнятна потужність лазерного променя – 1 кВт при швидкості переміщення зразка 300 мм/хв.

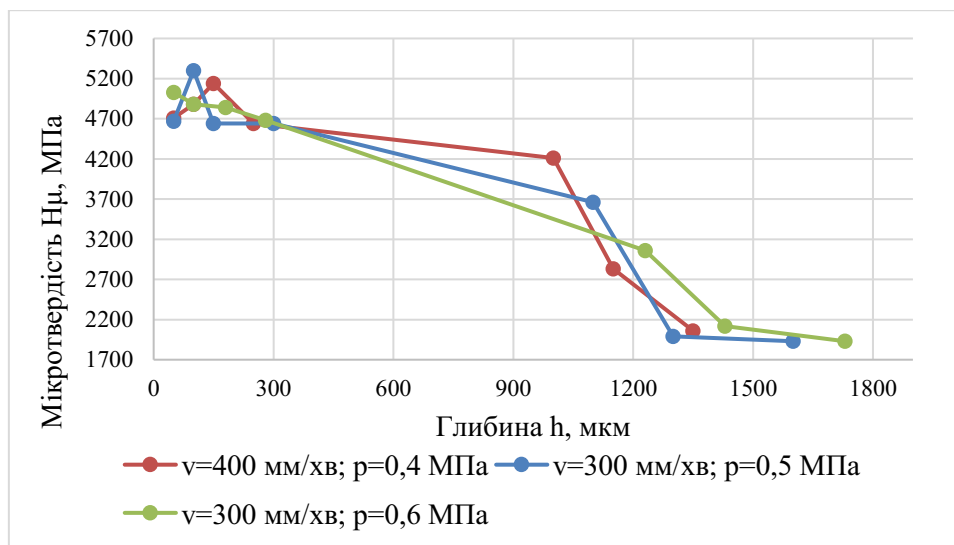


Рис. 4.3.6. Залежність мікротвердості від глибини при ДСО ($t = 1$ хв) + ЛТО ($P = 1$ кВт)

При ДСО + ЛТО формується поверхневий шар [53] на глибині 1,4 мм з мікротвердістю значно вищою, ніж при окремих методах поверхневого зміцнення, а глибина гартованого шару зменшується відповідно до збільшення швидкості ЛТО.

Статична ППО та ЛТО. При комбінованій обробці статичним пластичним деформуванням з обертанням і подальшим опромінюванням зміцненого шару лазером ($P = 1$ кВт), на попередньо досліджених режимах підвищуються мікротвердість зміцненої зони (до 5360 МПа) і глибина гартування (до 1500 мкм), що показано на рис. 4.3.7.

Дані проведених експериментальних досліджень демонструють (рис. 4.3.7), що при зменшенні швидкості ЛТО до 300 мм/хв, порівняно з $v_{\text{обр.}} = 500$ мм/хв, значно збільшується глибина зміцненого шару – на 720 мкм.

Водночас мікротвердість в обох випадках практично однакова, за виключенням невеликого збільшення до 5360 МПа на глибині 100 мкм при $v_{обр.} = 300$ мм/хв.

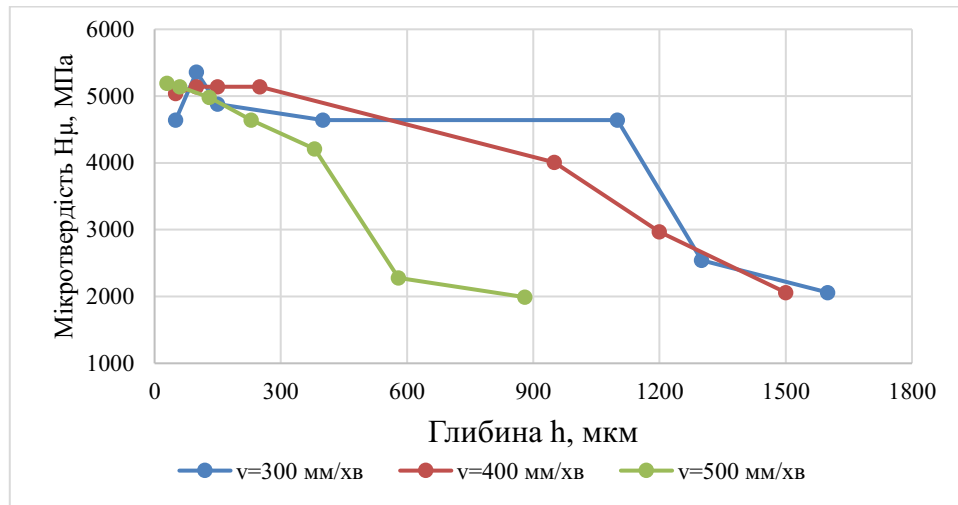


Рис. 4.3.7. Залежність мікротвердості від глибини статична ППО + ЛТО ($P = 1$ кВт)

На рис. 4.3.8 показано залежність мікротвердості від глибини зміцненої повздовжньої доріжки при $v_{обр.} = 400$ мм/хв у вигляді двох кривих (рис. 3.3.1.8, 3.3.3.1 (ϵ , μ); табл. 4.2.2). У приповерхневому шарі зразка утворилася мартенситна структура, яка відповідає 7 балам за шкалою 3 (зона № 2, $\times 1000$ [156]). Рівномірна мартенситна структура плавно переходить у ферито-перлітну (матеріал основи) (зони № 3, 4; $\times 500$) (табл. 4.3.6).

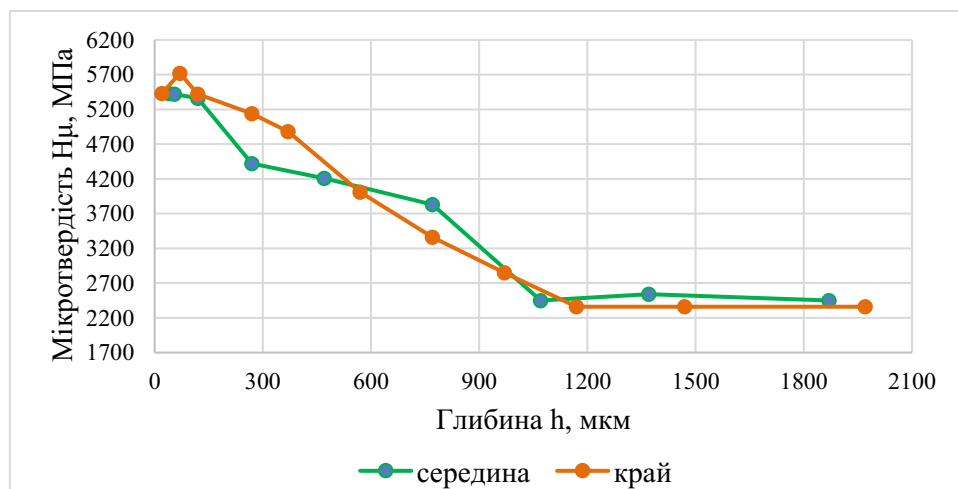
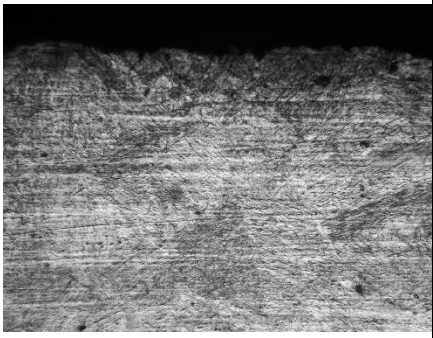
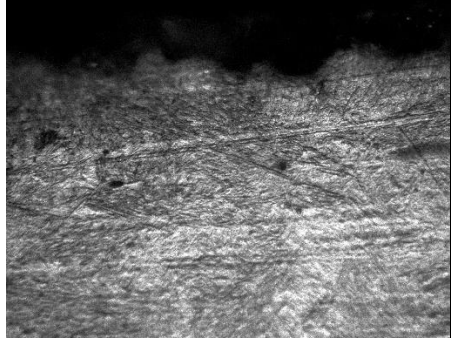


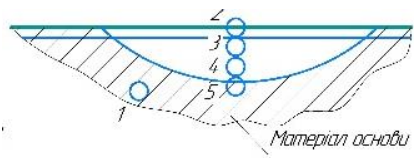
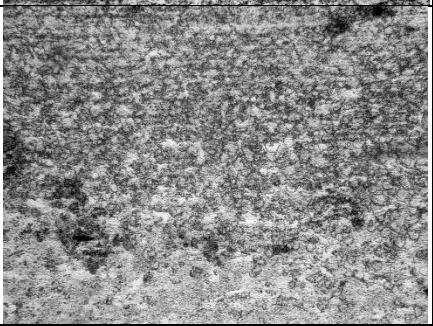


Рис. 4.3.8. Графік залежності мікротвердості від глибини повздовжньої доріжки при швидкості ЛТО 400 мм/хв і $P = 1$ кВт

Таблиця 4.3.6

Мікрофотографії зміцнених зон статична ППО + ЛТО при

 $\nu_{обр.} = 300 \text{ мм/хв}$, $P = 1 \text{ кВт}$

Зона №	Структура	Збільшення	
		x500	x1000
2	Мартенситна		
3	Дрібногочас- тий мартенсит		Схема
4	Мартенситно- бейнітна		
5	Сорбітопо- дібний перліт		

НЧУО та ЛТО. При комбінованій низькочастотній ударній обробці з обертанням інструмента і подальшим опромінюванням зміцненого шару

лазером ($P = 1$ кВт), отримано значно вищі значення мікротвердості у приповерхневій зоні, ніж при використанні статичної ППО.

При $v_{обр.} = 500$ мм/хв мікротвердість збільшується на 530 МПа (5720 МПа), а глибина – на 70 мкм (950 мкм). При гартуванні зі швидкостями 400 мм/хв і 300 мм/хв утворюються зміцнені шари з практично однаковою мікротвердістю, проте з невеликою різницею глибини зміцненого шару; при ЛТО зі швидкістю 300 мм/хв на проміжку 950 – 1050 мкм спостерігається зменшення мікротвердості (рис. 4.3.9).

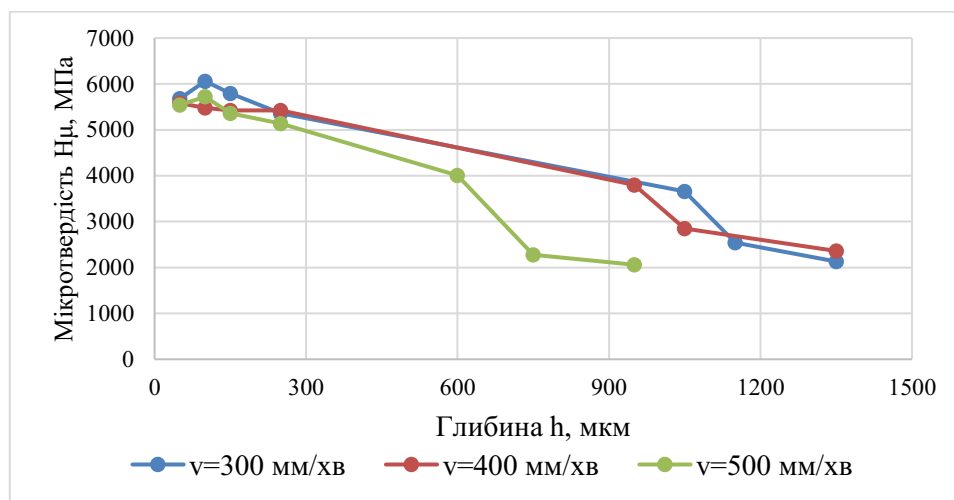


Рис. 4.3.9. Залежність мікротвердості від глибини НЧУО + ЛТО ($P = 1$ кВт)

На рис. 4.3.10 у вигляді двох кривих зображено показники значень мікротвердості поздовжньо розрізаної ЗТВ при гартуванні зі швидкістю 400 мм/хв на різних глибинах. При вимірюваннях виявлено, що значення мікротвердості посередині доріжки зразка зростає у приповерхневій зоні на глибині від 400 мкм до 5990 МПа з подальшим зменшенням на глибині від 900 – 1500 мкм до 2240 МПа. Крива розподілу мікротвердості по глибині на краю зразка (кінець доріжки) подібна до тієї, що спостерігалась при режимі гартування з $v_{обр.} = 300$ мм/хв: невеликий стрибок мікротвердості до 5420 МПа на початку, з подальшим пологим спадом до 2210 МПа на глибині 1850 мкм. Експериментально доведено, що крайовий ефект впливає на ЗТВ, адже відбувається часткове знеміцнення поверхні (знижується мікротвердість, але рівномірність розподілу мікротвердості по глибині покращується).

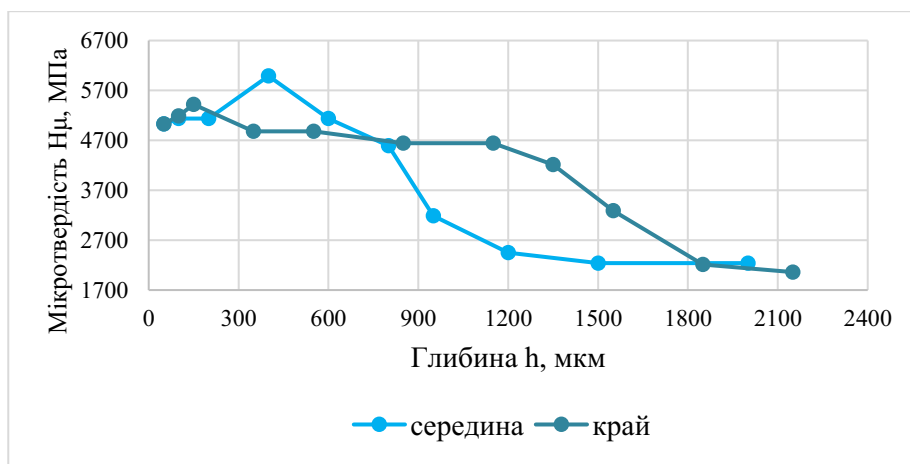
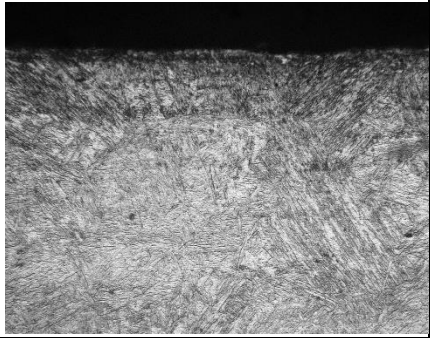
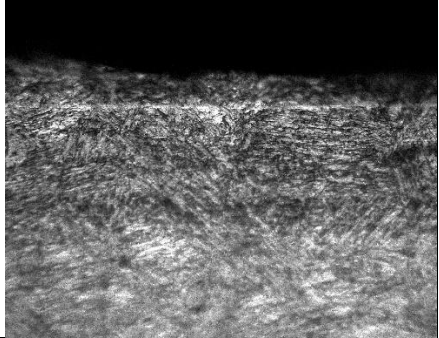
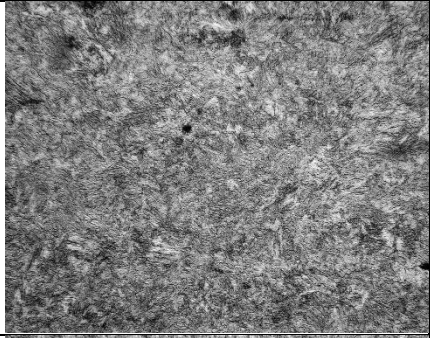
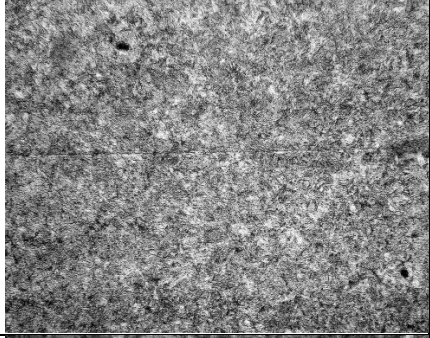
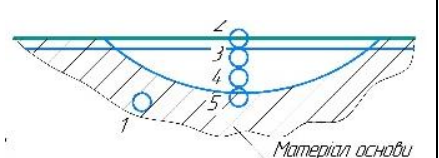
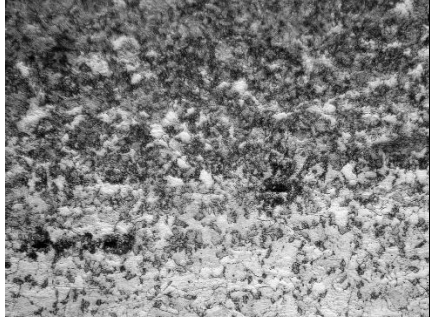


Рис. 4.3.10. Графік залежності мікротвердості від глибини повздовжнього перерізу доріжки при швидкості ЛТО 400 мм/хв і $P = 1$ кВт

При НЧУО з обертанням інструмента і ЛТО ($P = 1$ кВт) утворюється незначна (0,1 мм) нерівномірна хвиляста поверхня, яка підвищує поглинальну здатність ЛВ. У загартованому поверхневому шарі формується мартенситна мікроструктура (табл. 4.3.7), яка відповідає 8 балам за шкалою 3 (зона № 2, $\times 1000$ [156]). На зображеннях (табл. 4.3.7) можна побачити темну горизонтальну смугу у приповерхневій зоні, наявність якої свідчить про короткочасність лазерної обробки, впродовж якої процеси динамічного повернення та рекристалізації пройти не встигають. З іншого боку, за умови використання ОГ, ефект ППД зникав би. ЗТВ включає рівномірну мартенситну структуру (зони № 3, 4; $\times 500$), яка переходить у ферито-перлітну структуру (матеріал основи – зона № 5; $\times 500$).

Таблиця 4.3.7

**Мікрофотографії зміцнених зон НЧУО + ЛТО при $v_{обр.} = 300$ мм/хв,
Р = 1 кВт**

Зона №	Структура	Збільшення	
		x500	x1000
2	Мартенсит		
3	Дрібногочастий мартенсит		Схема
4	Мартенсито-бейнітна		
5	Ферито-перлітна		

Порівнюючи оптимальні режими комбінованих обробок НЧУО + ЛТО і статичної ППО + ЛТО (рис. 4.3.11) бачимо, що при більшій початковій мікротвердості глибина зміцнення падає, і навпаки.

Таблиця 4.3.8

Результати якісного аналізу		
Назва фази	Формула	Просторова група
Залізо	Fe	229 : Im-3m
Гематит	Fe ₂ O ₃	167 : R-3c,hexagonal
Магнетит	Fe _{2,91} O ₄ Si _{0,09}	227 : Fd-3m,choice-1
Вюстит	FeO	225 : Fm-3m

Таблиця 4.3.9

Результати кількісного аналізу (RIR)	
Назва фази	Вміст (%)
Залізо	9,7 (3)
Гематит	20,6 (7)
Магнетит	65 (3)
Вюстит	5,0 (6)

Деформація решітки, відповідно до рис. 4.3.13, б, незначна: фаза заліза становить 0,1 %, гематиту (Fe₂O₃) – 0,22 %, магнетиту (Fe_{2,91}O₄Si_{0,09}) – 0,32 %, вюститу (FeO) – відсутня (табл. 4.3.10). Визначення розміру кристалітів та деформації решітки за методом Вільямсона-Холла (табл. 4.3.10) показав, що розмір кристалітів заліза збільшився (212 Å), порівнюючи з результатами простих обробок (ДСО – 153 Å, ЛТО – 88 Å, вихідний матеріал основи – 208 Å) і зменшився, порівняно з ДСО + ЛТО (337 Å). Кристали оксидної плівки також досить великих розмірів, порівняно з ДСО + ЛТО при НЧУО + ЛТО вони збільшилися: гематиту – на 40 Å, магнетиту – на 398 Å, а от частка вюститу зменшилися на 191,6 Å.

Таблиця 4.3.10

Розмір кристалітів і деформації решітки				
Метод Вільямсона-Холла				
Назва фази	Розмір кристалітів (Å)	Розмір розподілу	Деформація (%)	Тип розподілу
Залізо	212 (131)	–	0,1(5)	–
Гематит	456 (141)	–	0,22(7)	–
Магнетит	759 (558)	–	0,32(6)	–
Вюстит	253,479347	–	0,000000	–

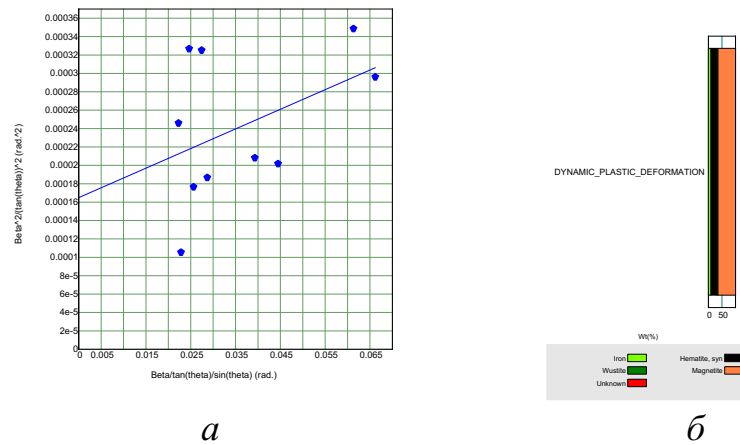


Рис. 4.3.13. Графіки: для визначення розміру кристалітів і деформації решітки (а); результатів кількісного аналізу (б)

Відповідно до отриманих результатів (рис. 4.3.14), кращими режимами визначено комбіновану обробку для зміцнення поверхні сталі 30ХГСА статичною ППО + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300 \text{ мм/хв}$), ДСО ($p = 0,4 \text{ МПа}$) + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 400 \text{ мм/хв}$) і ДСО ($p = 0,5 \text{ МПа}$) + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300 \text{ мм/хв}$). Водночас зауважимо, що технологічність процесу статичним ППД з обертанням інструмента порівнюючи з ДСО низька.

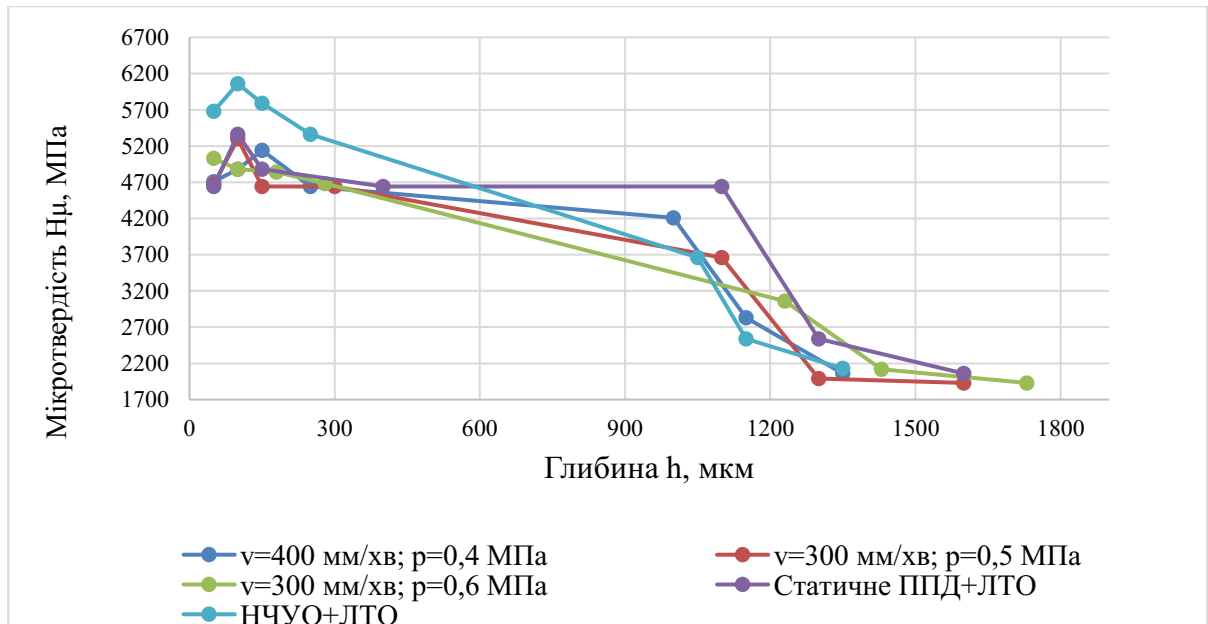


Рис. 4.3.14. Графік залежності мікротвердості від глибини при $P = 1 \text{ кВт}$ ДСО ($p = 0,5 \text{ МПа}, 0,6 \text{ МПа}$) + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300 \text{ мм/хв}$), ДСО ($p = 0,4 \text{ МПа}$) + ЛТО ($v = 400 \text{ мм/хв}$) при $t = 1 \text{ хв}$; статична ППО + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300 \text{ мм/хв}$); НЧУО + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300 \text{ мм/хв}$)

Оскільки глибина гартованого шару при тиску ДСО 0,5 МПа вища на 100 мкм, ніж при $p = 0,4$ МПа, запропоновано режими ДСО ($p = 0,5$ МПа) + ЛТО ($v_{обр.} = 300$ мм/хв) визнати найрезультативнішими для такого виду обробки.

ОГ та ДСО. З теорії пластичної обробки відомо [77], що пластична деформація настає унаслідок ковзання матеріалу. Під час деформації кристаліти роздроблюються на фрагменти і блоки – структура кристалічної решітки значно спотворюється (рис. 4.3.15). Цей процес продовжується до певного граничного стану, коли здатність кристалічної решітки до подальшої деформації вичерпується; його тривалість залежить від типу оброблюваного матеріалу. У цьому разі подальше збільшення тиску призводить до подрібнення зерен. Не зважаючи на переміщення кристалів відносно один одного, мікротріщини не утворюються.

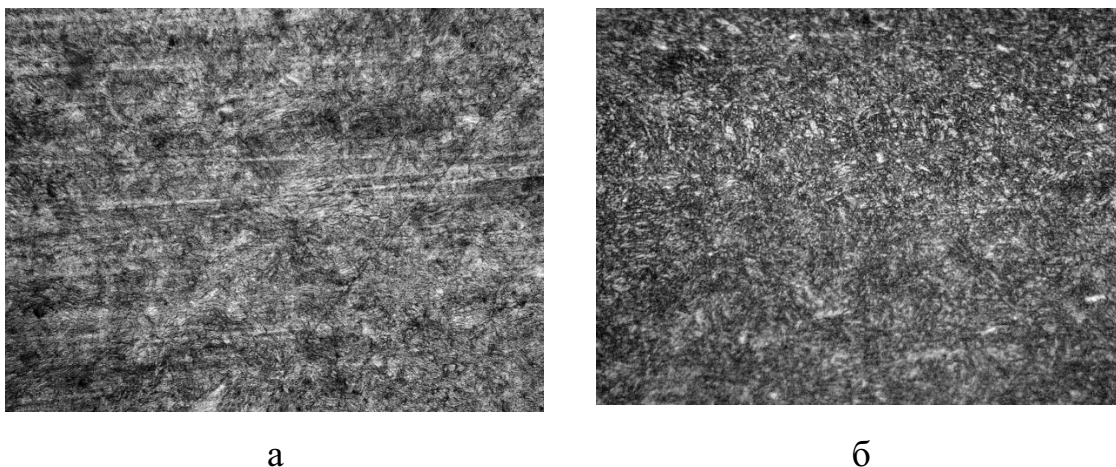


Рис. 4.3.15. Мікроструктура поперечного перерізу доріжки після ОГ + ДСО (сталь 30ХГСА, $p = 6$ атм, $t = 1.5$ хв: а – $\times 500$; б – $\times 1000$)

На рис. 4.3.16 зображена подрібнена мартенситна мікроструктура зміцненої зони зразка після ОГ+ДСО ($p = 0,6$ МПа, $t = 90$ с) при різних збільшеннях. Через знеуглецювання у приповерхневому шарі утворилась смуга білого кольору глибиною 48 мкм (рис. 4.3.16, в). Мікротвердість цієї області нижча ніж матеріалу основи і зростає з проходженням вглиб матеріалу.

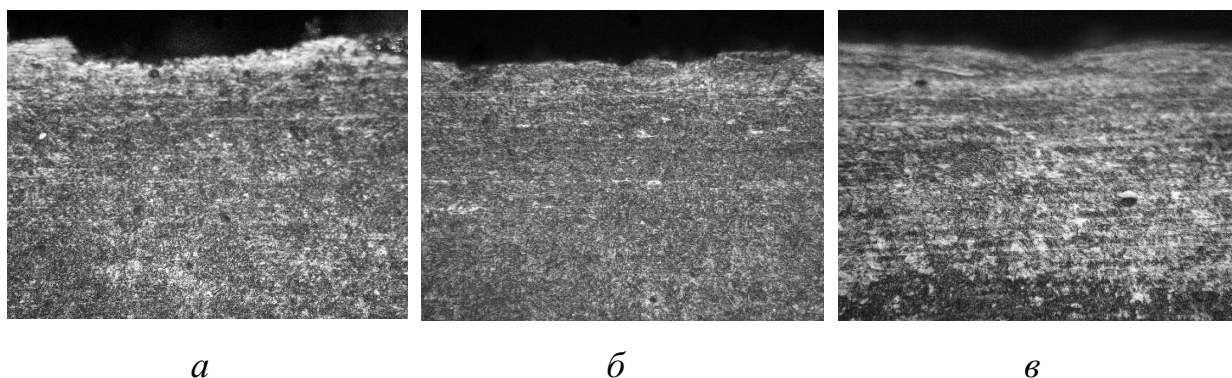


Рис. 4.3.16. Мікроструктура поперечного перерізу доріжки після ОГ + ДСО (сталь 30ХГСА, $p = 0,6$ МПа, $t = 1,5$ хв): *а* – $\times 500$; *б* – $\times 500$; *в* – $\times 800$

На рис. 4.3.17 показано криві розподілу мікротвердості по глибині вихідного ОГ зразка і після обробки його ДСО. Внаслідок ударної дії ДСО, у приповерхневій зоні, на ділянці 200 мкм, відбулося здрібнення мартенситних зерен, тому спостерігається значне (5140 МПа) підвищення мікротвердості, порівнюючи з вихідним матеріалом (4240 МПа).

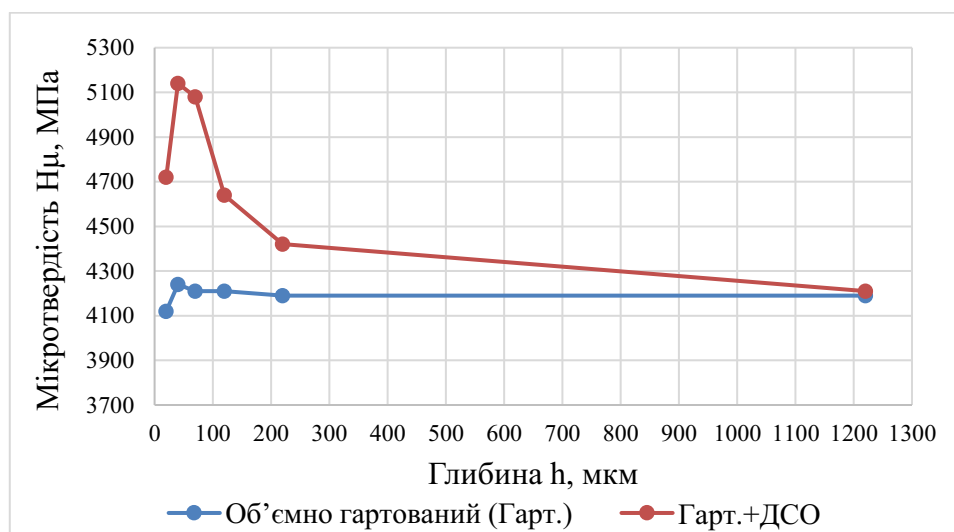


Рис. 4.3.17. Залежність мікротвердості від глибини об'ємногартованого зразка і гартованого + ДСО ($p = 0,6$ МПа, $t = 1,5$ хв)

Результати рентгеноструктурного аналізу на глибині до 450 мкм (рис. 4.3.18, табл. 4.3.11, Додаток Л: табл. Л.10, Л.11) виявили 100 % вміст Fe (табл. 4.3.12; рис. 4.3.19, *б*) без чужорідних включень та оксидних плівок.

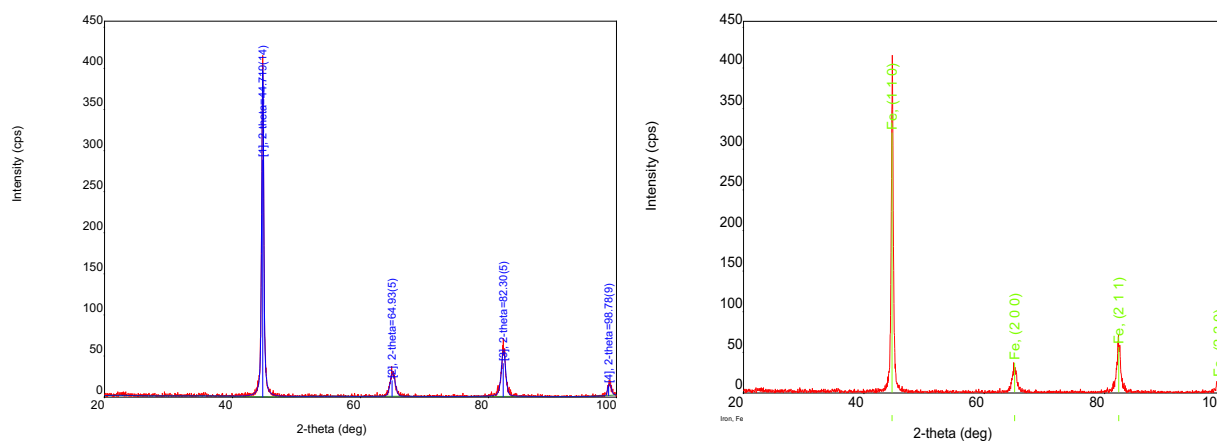


Рис. 4.3.18. Графіки піків при рентгеноструктурному аналізі матеріалу зі сталі 30ХГСА після ОГ + ДСО

Таблиця 4.3.11

Результати якісного аналізу		
Назва фази	Формула	Просторова група
Залізо	Fe	229 : Im-3m

Таблиця 4.3.12

Результати кількісного аналізу (RIR)	
Назва фази	Вміст (%)
Залізо	100 (13)

Як показує рис. 4.3.19 (а), решітка не деформована. Розмір кристалітів заліза менший (135 \AA), порівнюючи з результатами простих і комбінованої обробок: ДСО + ЛТО – 337 \AA , ДСО – 153 \AA , вихідний матеріал – 208 \AA , але більший, порівняно з ЛТО – 88 \AA (табл. 4.3.13).

Таблиця 4.3.13

Розмір кристалітів і деформації решітки				
Метод Вільямсона-Холла				
Назва фази	Розмір кристалітів (А)	Розмір розподілу	Деформація (%)	Тип розподілу
Залізо	135 (62)	—	0,000000	—

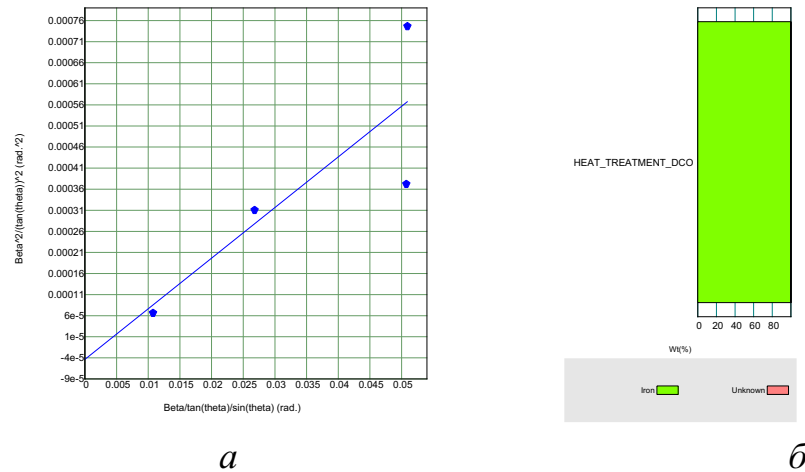


Рис. 4.3.19. Графіки: для визначення розміру кристалітів і деформації решітки (а); результатів кількісного аналізу (б)

Об'ємне гартування, ДСО та ЛТО. При комбінованій обробці по зміцненню об'ємного зразка ДСО і ЛТО кращим є режим, при якому швидкість переміщення лазерного променя складає 300 мм/хв (рис. 4.3.20).

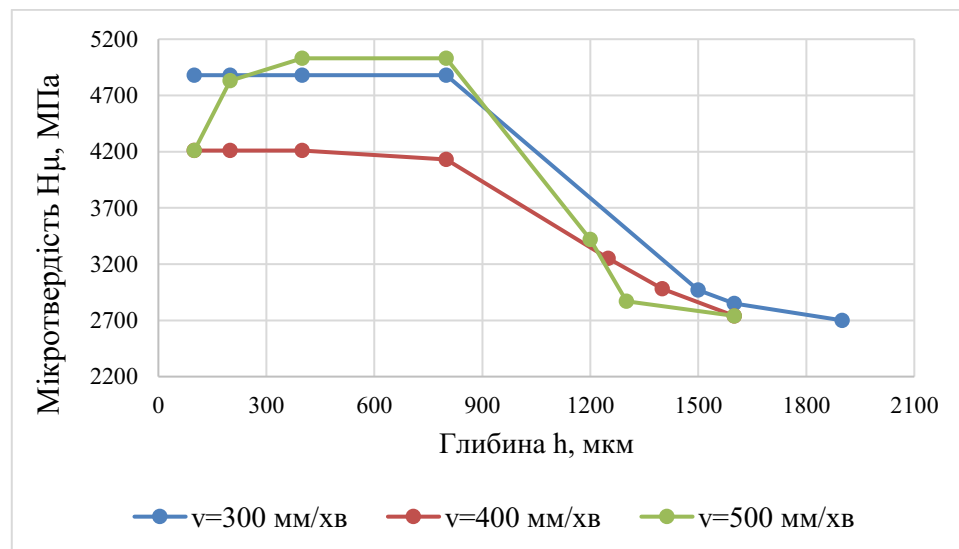


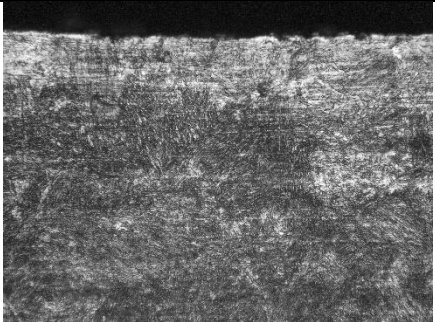
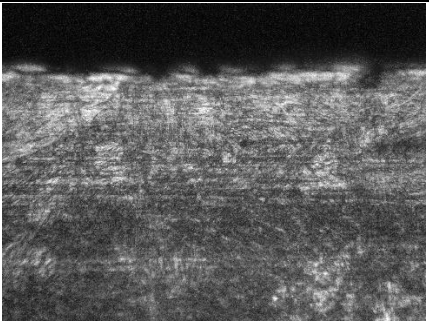
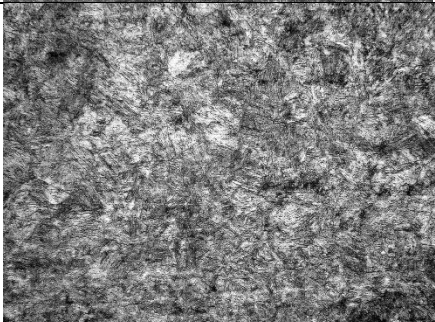
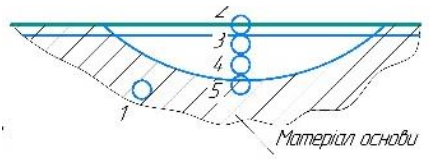
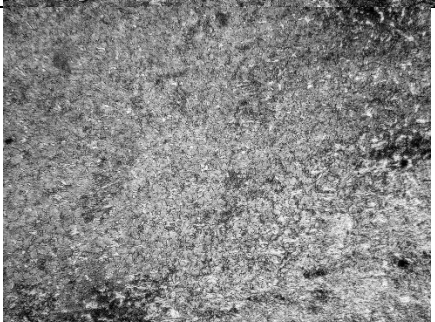
Рис. 4.3.20. Залежність мікротвердості від глибини об'ємного зразка + ДСО ($p = 0,6 \text{ МПа}$, $t = 1,5 \text{ хв}$) + ЛТО ($P = 1 \text{ кВт}$, $v_{\text{обр.}} = 300 \text{ мм/хв}$)

Після ДСО ($p = 0,6 \text{ МПа}$, $t = 1,5 \text{ хв}$) утворюється хвиляста поверхня, яка підвищує поглинальну здатність ЛВ. Таким чином, при комбінованому термомеханічному зміцненні формується мартенситна мікроструктура (табл. 4.3.14), яка відповідає 6 балам за шкалою 3 (зони № 2, $\times 1000$ і № 3, $\times 500$) [156]. У табл. 4.3.14 представлено зображення зони № 2, на яких видно світлу

горизонтальну смугу у приповерхневому шарі. Це наслідки ППД: лазерна обробка короткочасна і процеси динамічного повернення та рекристалізації пройти не встигають. ЗТВ містить рівномірну мартенситну структуру зони № 5 (x500), що відповідає 2 балам за шкалою 3 [156].

Таблиця 4.3.14

**Мікрофотографії зміцнених зон ОГ + ДСО (р = 6 атм, t = 1 хв) + ЛТО
300 мм/хв, Р = 1 кВт**

Зона №	Структура	Збільшення	
		x500	x1000
2	Мартенсит		
3	Мартенсит		Схема 
5	Дрібногочас- тий мартенсит		

Результати рентгеноструктурного аналізу на глибині до 450 мкм (рис. 4.3.21, табл. 4.3.15, Додаток Л: табл. Л.12, Л.13) виявили вміст хімічних сполук: Fe – 5,3%, Fe₂O₃ – 28,2%, Fe_{2.91}O₄Si_{0.09} – 63% і FeO – 3,7% (табл. 4.3.16; рис. 4.3.22, а).

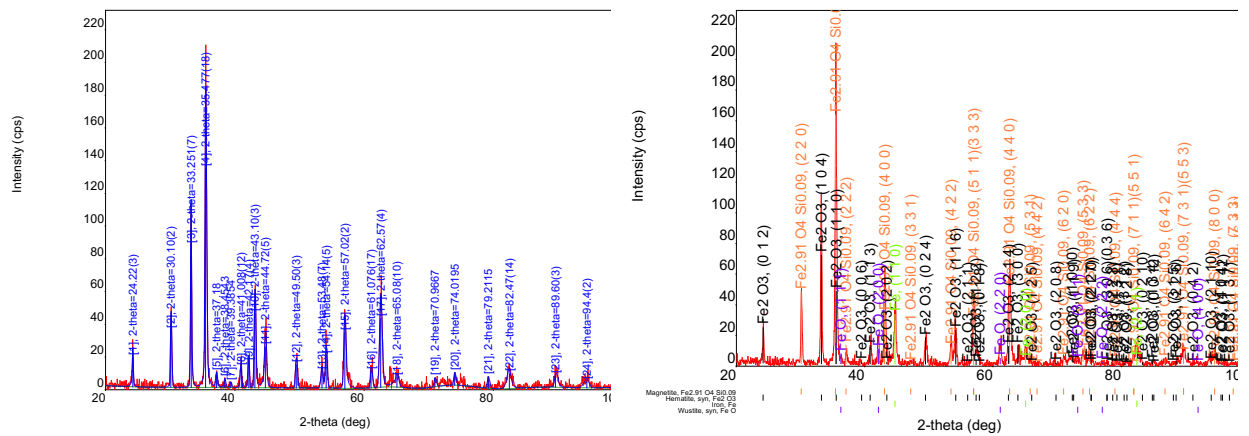


Рис. 4.3.21. Графіки піків при рентгеноструктурному аналізі матеріалу зі сталі 30ХГСА після ОГ + ДСО + ЛТО

Таблиця 4.3.15

Результати якісного аналізу		
Назва фази	Формула	Просторова група
Залізо	Fe	229 : Im-3m
Гематит	Fe ₂ O ₃	167 : R-3c,hexagonal
Магнетит	Fe _{2,91} O ₄ Si _{0,09}	227 : Fd-3m,choice-1
Вюстит	FeO	225 : Fm-3m

Таблиця 4.3.16

Результати кількісного аналізу (RIR)	
Назва фази	Вміст (%)
Залізо	5,3 (3)
Гематит	28,2 (9)
Магнетит	63 (3)
Вюстит	3,7 (4)

Деформація решітки, як показує рис. 4.3.22 (а), незначна: фази заліза (Fe) – 0,3 %, гематиту (Fe₂O₃) – 0,20 %, магнетиту (Fe_{2,91}O₄Si_{0,09}) – 0,19 % і вюститу (FeO) 0,126 % (табл. 4.3.17). Розмір кристалітів заліза (204 Å), порівняно з вихідним зразком (208 Å), збільшився після ДСО + ЛТО до 337 Å, ДСО – 153 Å, ЛТО – 88 Å. Кристали оксидної плівки також досить великих розмірів: ферум (III) оксид – 416 Å, магнетит – 361 Å і вюстит – 445 Å (табл. 4.3.17; рис. 4.3.22, б).

Таблиця 4.3.17

Розмір кристалітів і деформації решітки Метод Вільямсона-Холла				
Назва фази	Розмір кристалітів (А)	Розмір розподілу	Деформація (%)	Тип розподілу
Залізо	204 (274)	—	0,3(6)	—
Гематит	458 (105)	—	0,20(6)	—
Магнетит	393 (101)	—	0,19(6)	—
Вюстит	462,972816	—	0,125565	—

При комбінованій обробці об'ємногартованого зразка з подальшими ДСО і ЛТО досягається найбільша глибина зміцненої зони (1,9 мм), що у 1,7 рази більше, ніж при ЛТО. Також спостерігається збільшення мікротвердості на 240 МПа (4840 МПа), порівняно з ЛТО (4640 МПа). Водночас зазначимо, що цей комбінований метод потребує додаткової технологічної операції – об'ємного гартування, тому він є доцільним при зміцненні деталей, які працюють в складних умовах ударних навантажень, зокрема корпусів коронок для буріння. Утім комбінована обробка ДСО + ЛТО є перспективною, адже при ній досягається практично та ж глибина зміцнення, що і при ОГ+ДСО+ЛТО.

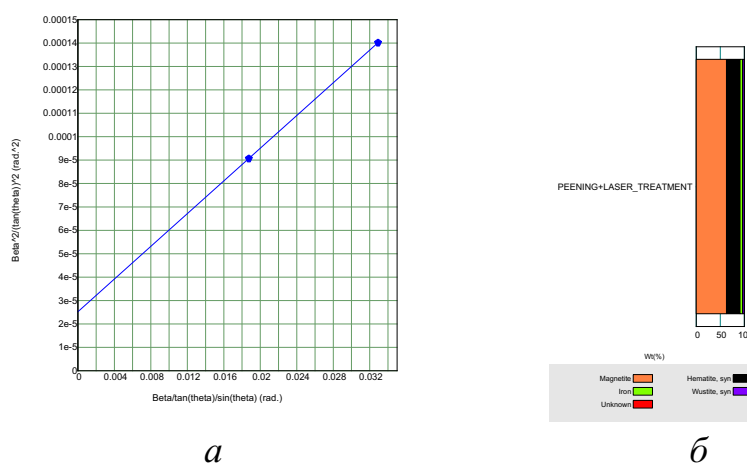


Рис. 4.3.22. Графіки: для визначення розміру кристалітів і деформації решітки (а); результатів кількісного аналізу (б)

4.4. Аналіз зміни залишкових напружень у приповерхневій зоні зміцнених зразків зі сталі 30ХГСА

У таблиці 4.4.1 представлено параметри установки, при яких було здійснено сканування поверхні зразків рентгенівським випромінюванням.

Таблиця 4.4.1

Технічні параметри сканування			
Рентгенівський промінь	Cu / K alpha / 30 kV / 30 mA	Лічильник	Сцинтиляційний лічильник
Діапазон сканування	81,000° – 84,000°	Режим ψ	Фіксований ψ
Метод вимірювання	Метод бокового нахилу	Піковий кут	82,300°
Коливання	Ні		

Визначено (табл. 4.4.2), що в поверхневому шарі вихідного зразка виникає напруження стиску -154.51 МПа внаслідок технологічного виготовлення сталі 30ХГСА – гарячого прокатування між валками. На рис. 4.4.1 зображено графік залежності кута піку від значення $\sin^2\psi$. У табл. 4.4.3 наведено значення (зокрема коефіцієнт Пуассона і модуль Юнга) для розрахунку залишкових макронапружень у поверхневому шарі вихідного матеріалу, глибиною до 450 мкм.

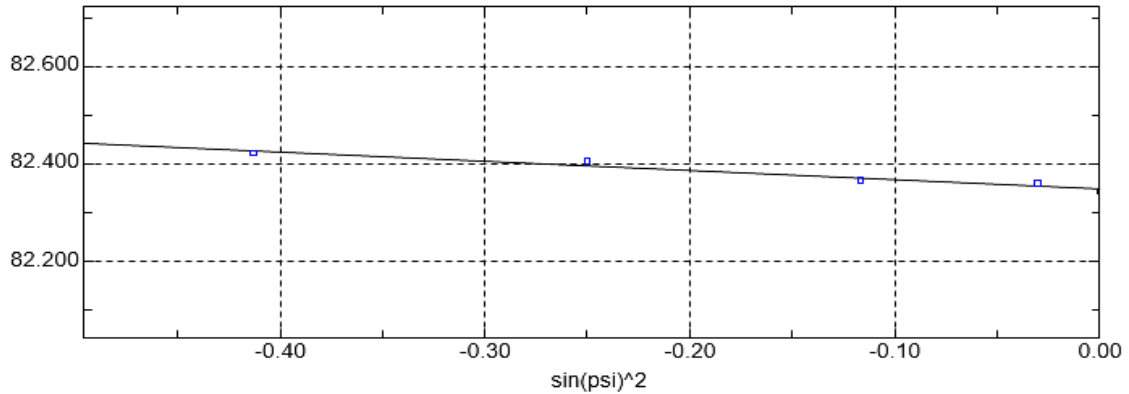
Таблиця 4.4.2

Напруження у вихідному зразку зі сталі 30ХГСА		
	Напруження стиску	Напруження розтягу
Напруження (границя міцності)	-154,51 ((+/-) 48,26) МПа	0,00 ((+/-) 0,00) МПа
Нахил	0,19°	0,00°
2θ ($\psi=0$)	82,350°	0,000°

Результати дослідження показали, що при ДСО в поверхневому зміцненому шарі утворюється залишкове напруження стиску величиною -225,02 МПа, яке на -70,51 МПа більше, ніж у вихідного зразка, і на -124,97 МПа менше, порівняно з ЛТО (-350 МПа). Водночас найбільше значення залишкового напруження стиску (-588,14 МПа) отримано після

комбінованої термомеханічної обробки: ДСО ($p = 0,5$ МПа, $t = 1$ хв) з подальшою ЛТО ($P = 1$ кВт, $v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв).

Центр тяжіння
2theta [град.]



№	Кут ψ	Пік вершини	FWHM	FWHM	Центр тяжіння	Інтенсивність	FWHM
1.	-40,00	82,245	0,000	0,000	82,423	49	0,000
2.	-30,00	82,481	82,299	82,398	82,407	61	0,811
3.	-20,00	82,307	82,247	82,320	82,367	73	0,686
4.	-10,00	82,734	0,000	0,000	82,362	65	0,000
5.	0,00	82,323	82,333	82,327	82,344	97	0,454

Рис. 4.4.1. Графік пошуку піку

Таблиця 4.4.3

Параметри для розрахунку залишкових напружень			
Речовина	SiC-beta	Постійна напруження	-1607,19 МПа/1°
Модуль Юнга	210000,00 МПа	коефіцієнт Пуассона	0,300
Піковий кут	82,509°	Брегівський кут	82,509°
Постійна решітки	a : 2,86136 Å	b : 2,86136 Å	c : 2,86136 Å
	альфа : 90,00°	бета : 90,00°	гамма: 90,00°
h k l	2 1 1	Довжина хвилі	1.540562 Å

Таким чином, використання комбінованої технології покращує фізико-механічні властивості деталі, адже забезпечує формування в поверхневому шарі залишкових напружень стиску, які у $\approx 1,7$ рази перевищують значення напружень стиску, утворених при ЛТО.

4.5. Результати випробувань на зносо- та корозійну стійкість зразків зі сталі 30ХГСА після комбінованої термомеханічної обробки

Не завжди зменшення мікронерівностей поверхні призводить до зменшення сили тертя та сприяє менш інтенсивному зношуванню поверхонь деталей [178-180]. При зниженні шорсткості зменшується механічна складова коефіцієнту тертя, а його адгезійна та молекулярна складові збільшуються. Відповідно, параметри для контролю шорсткості поверхні R_a та R_z (параметрична оцінка) не дають повної оцінки експлуатаційних властивостей адже не враховують форму мікрорельєфу, яка важлива для забезпечення заданих експлуатаційних властивостей деталей. Таким чином, доцільно використовувати непараметричну оцінку форми профілю мікрорельєфу з використанням опорної лінії (кривої Аббота-Фаєрстоуна).

Якщо заздалегідь відомо вплив технологічних параметрів на якість поверхневого шару, можна врахувати умови обробки, які забезпечать досягнення заданих експлуатаційних властивостей деталі. Істотний вплив на умови сухого або граничного тертя між спряженими поверхнями має шорсткість. При низькій шорсткості мастило витискається із зони тертя, спричиняючи сухе тертя. Унаслідок цього в зонах контакту поверхонь утворюються міцні металеві зв'язки, які сприяють інтенсивному зношуванню деталей.

Для визначення особливостей експлуатації деталей та забезпечення необхідної якості поверхневого шару, потрібно правильно обрати геометричні та фізико-хімічні параметри поверхневого шару (рис. 4.5.1), виходячи з прогностичних можливостей теоретичного та емпіричного відображення процесів ДСО та ЛТО.

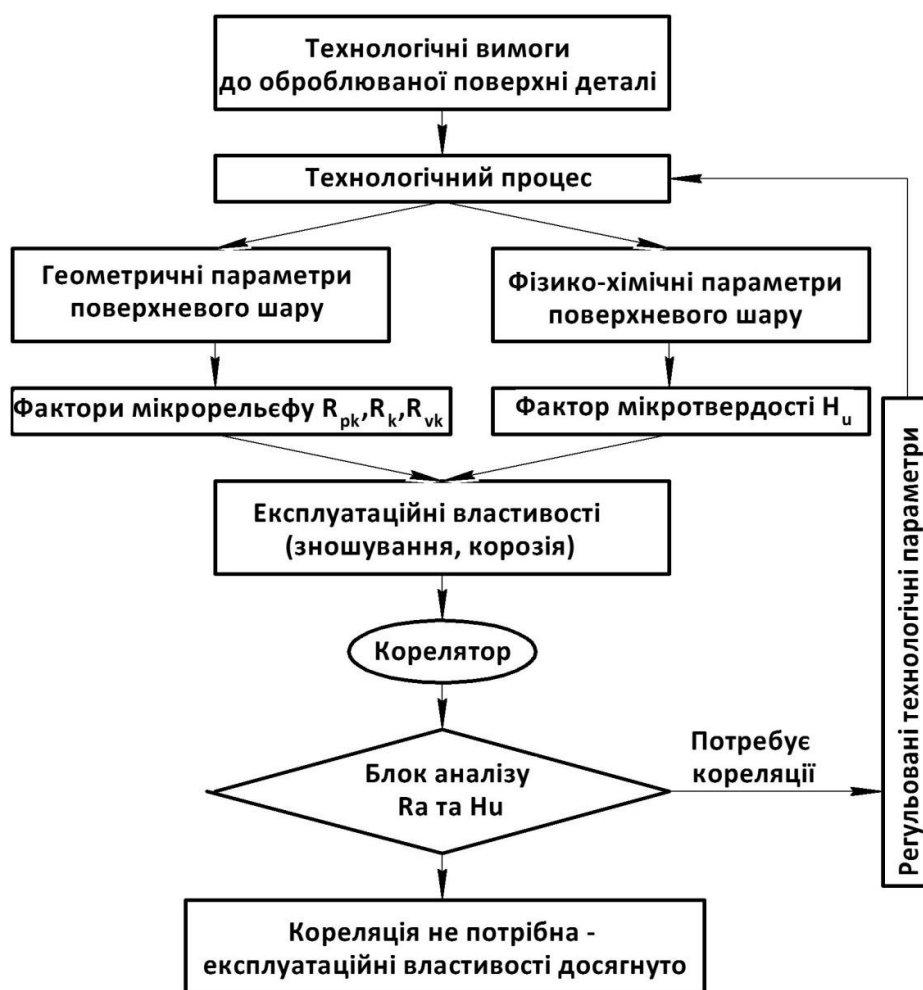


Рис. 4.5.1. Алгоритм встановлення взаємозв'язків між експлуатаційними властивостями та параметрами процесу ДСО + ЛТО [120]

При встановленні взаємозв'язків між експлуатаційними властивостями та параметрами процесу ДСО + ЛТО, геометричними параметрами визначено: параметри співвідношення матеріалу, зокрема середня висота виступів профілю мікрорельєфу R_{pk} , глибина нерівностей профілю мікрорельєфу R_k та середня глибина впадин профілю мікрорельєфу R_{vk} . Параметром фізико-хімічного стану поверхневого шару визначено значення мікротвердості H_u зміцненої зони.

Ураховуючи залежності між експлуатаційними характеристиками можна оцінити зношування поверхонь при різних режимах обробки, зокрема визначити інтенсивність зношування (коефіцієнт зношування), мікротвердість і геометричні величини профілю мікрорельєфу.

Типові опорні криві профілю мікрорельєфу поверхні (рис. 4.5.2) дозволяють спрогнозувати параметри мікрорельєфу поверхні матеріалу [120].

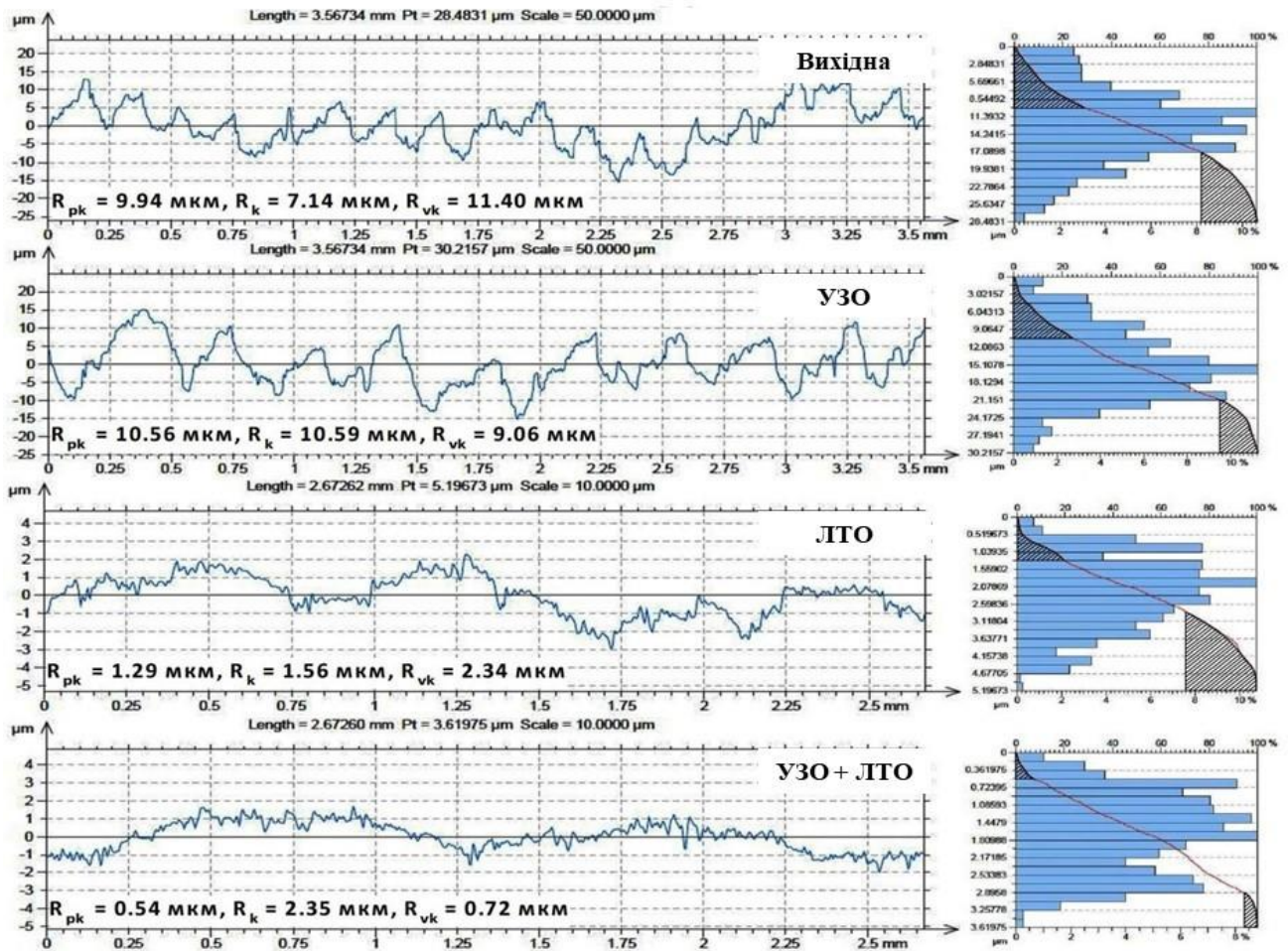


Рис. 4.5.2. Типові величини співвідношення матеріалу мікрорельєфу сталі 30ХГСА в вихідному стані та після УЗО, ЛТО, УЗО + ЛТО

Профіль мікрорельєфу поверхні у вихідному стані та після ЛТО без оплавлення мають близькі параметри та подібну основу, що не дозволяє достовірно визначити величину зношування за опорною лінією мікрорельєфу поверхні при лазерному термозміцненні, адже насправді профіль мікрорельєфу після процесу ЛТО є більш зносостійким порівняно з вихідною поверхнею (табл. 4.5.1).

Процес ППД сталі 30ХГСА формує мікрорельєф поверхні з високими виступами та глибокими впадинами внаслідок інтенсивної поверхнево-пластичної (ударної) деформації матеріалу з низькою пружністю, що забезпечує високу маслоємність поверхонь. Порівняно зі сталлю 45,

мікрорельєф поверхні сталі 30ХГСА має невеликі канавки, адже ця сталь має більш міцну вихідну структуру, яка спричинює опір до зношування поверхні (рис. 4.5.2).

Випробування на зносостійкість. Експериментальні дослідження показали (рис. 4.5.3, табл. 4.5.1), що зразки, зміцнені комбінованим термомеханічним зміцненням ДСО + ЛТО, демонструють найкращий результат (49,92 хв) серед зразків із серцевиною вихідного матеріалу; це на 14,16 хв довше, порівняно з ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт), і на 42,87 хв – порівняно з ДСО (тиск подачі газокуюлькового потоку – 0,5 МПа, $t = 1$ хв). Водночас деталі, зміцнені комбінованими способами НЧУО (подача – 10 мм/хв, оберти – 850 об/хв, 11050 ударів на хвилину) + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт) і статичним ППД (подача – 10 мм/хв, оберти – 350 об/хв) + ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт), зношуються швидше (на 29,5 хв і 36,55 хв відповідно).

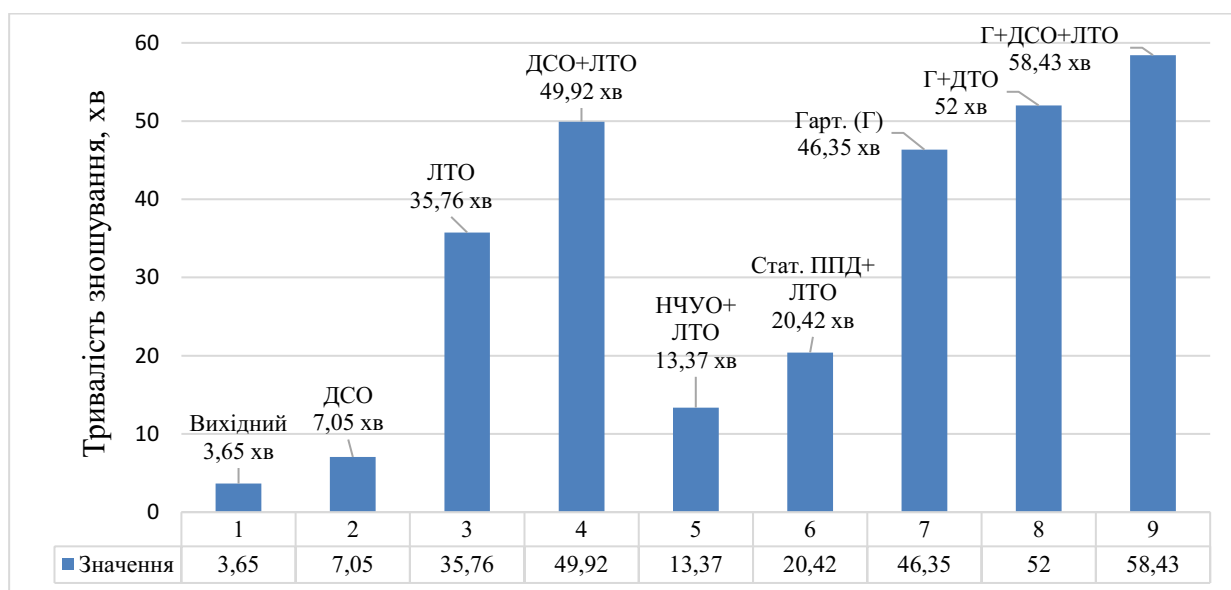


Рис. 4.5.3. Тривалість зносостійкості зразків зі сталі 30ХГСА

ОГ з подальшими ДСО (тиск подачі газокуюлькового потоку – 0,6 МПа, $t = 1,5$ хв) і ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт) показав найкращі результати – 58,43 хв. Однак енергоємність при його застосуванні значно вища, ніж при ДСО + ЛТО, а тому він може бути рекомендований для використання на

особливо навантажених вузлах, зокрема корпусах коронок для буріння; використання комбінованого способу ДСО + ЛТО є найбільш ефективним і доцільним для зміцнення деталей з конструкційної сталі 30ХГСА, зокрема інструментів (молотків) дробарок, зокрема серії А1-ДМ2Р (табл. 4.5.1).

Таблиця 4.5.1

Зносостійкість зразків зі сталі 30 ХГСА

№	Тип зміцнення	Мікротвердість, МПа	Тривалість зняття, хв				Маса зразка, г		Темпе- ратура зразка, °С	
			Глибина, мм							
			0,5	1,0	1,5	2	до	після	До	у процесі
1.	Вихідний	2060	0,883	1,77	2,72	3,65	9,69	6,71	17	82
2.	ДСО	3600	3,1	5,16	6,47	7,05	8,88	6,64	19	76
3.	ЛТО	4640	13,07	23,22	30,48	35,76	8,32	5,77	17	68
4.	ДСО + ЛТО	4670	15,05	27,8	39,86	49,92	9,31	6,37	23	70
5.	НЧУО + ЛТО	6060	4,49	8,74	11,12	13,37	9,53	6,64	21	76
6.	Статичне ППД + ЛТО	5360	7,32	13,56	17,1	20,42	8,86	6,1	21	74
7.	ОГ	4210	11,47	23,83	35	46,35	7,73	5,27	21	71
8.	ОГ + ДСО	5080	15,01	27,38	39,4	52	9,22	6,67	18	72
9.	ОГ + ДСО + ЛТО	4880	16,59	33,66	47,25	58,43	9,42	6,53	18	70

Варто зауважити, що величина зношування зміцнених поверхонь зразків на початковому етапі експлуатації близька до значень зношування зразка з вихідного матеріалу. Це відбувається внаслідок руйнування на поверхні зміцнених зразків оксидного шару після ЛТО та високих вихідних нерівностей мікрорельєфу при ДСО, НЧУО та статичної ППО з обертанням.

На рис. 4.5.4 представлено графік з результатами тривалості зношення поверхневого шару зразків глибиною 2 мм. Значення обране з урахуванням максимально досягнутої глибини – 1,8805 мм, та визначене за результатами експериментальних досліджень зміцнення комбінованою термомеханічною обробкою ОГ + ДСО + ЛТО.

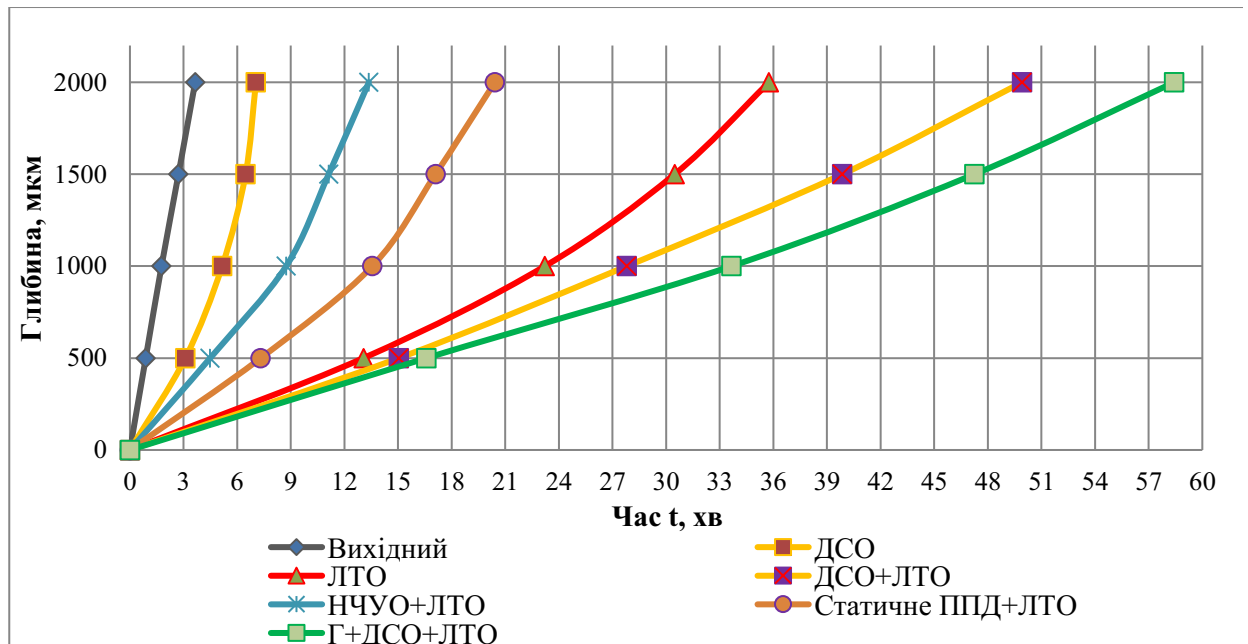


Рис. 4.5.4. Залежність тривалості зносостійкості зразків зі сталі 30ХГСА від глибини

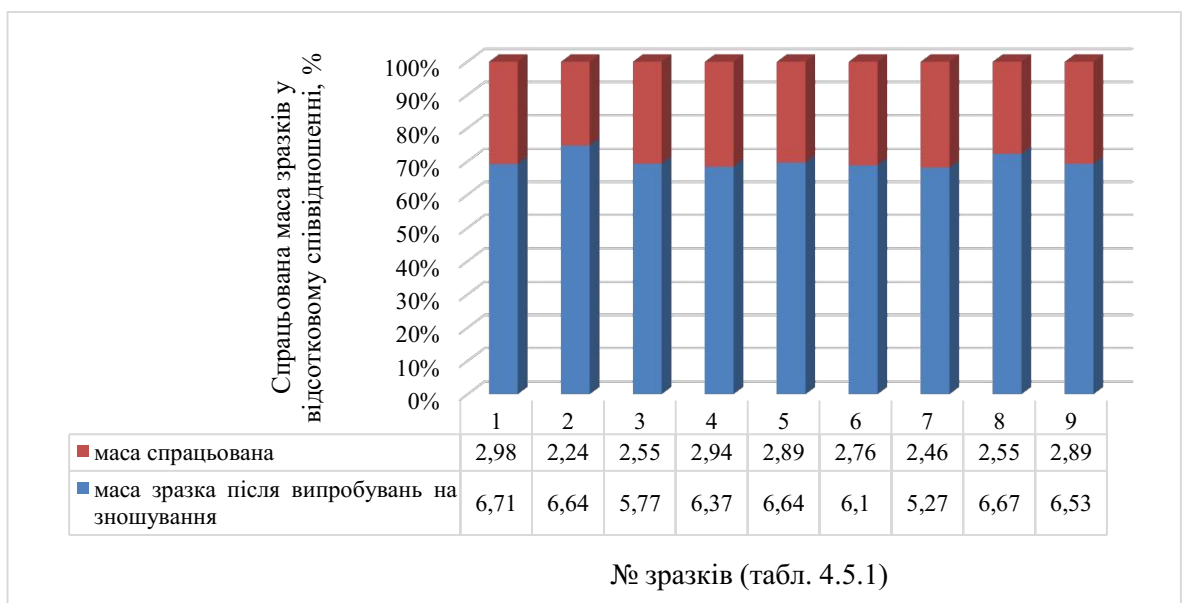


Рис. 4.5.5. Порівняння спрацьованої маси зразків у відсотковому співвідношенні

Для достовірності результатів були обрані зразки однакових геометричних розмірів. Перевірка ваговим методом маси зразків до і після випробувань на зносостійкість показала (рис. 4.5.5), що відхилення втраченої маси зразків мінімальні.

Випробування на корозійну стійкість. Для експериментів на корозійну стійкість обрано зразки, зміцнені такими режимами: ЛТО ($v_{\text{обр.}} = 300$ мм/хв, $P = 1$ кВт), ДСО (тиск подачі газокуюлькового потоку – 0,5 МПа, $t = 1$ хв), ДСО + ЛТО, ОГ, ОГ + ДСО (тиск подачі газокуюлькового потоку – 0,6 МПа, $t = 1,5$ хв), ОГ + ДСО + ЛТО. Результати експериментальних досліджень на корозійну стійкість оброблених поверхонь різними способами дозволяють стверджувати (табл. 4.5.2), що після 24 годин витримки на поверхні зразків утворюється гідроксид заліза. Після 240 годин на вихідному зразку чітко видно місця корозії. Не зважаючи на те, що процес ДСО формує регулярний мікрорельєф на поверхні через нагартування поверхневого шару, сформований макрорельєф поверхні збільшує кількість джерел корозії. Водночас кількість гідроксиду заліза на поверхні матеріалу після комбінованої дії ДСО + ЛТО менша.


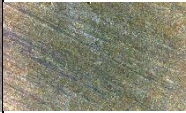
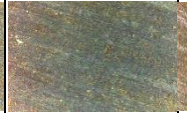











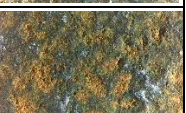
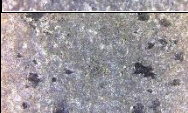






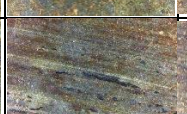
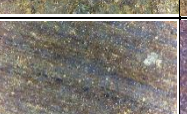

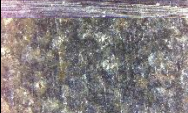


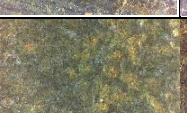
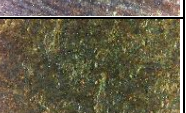
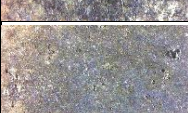

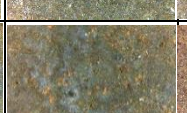
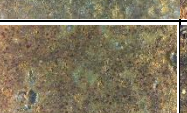
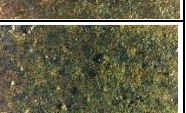
Такими чином, у поверхневому шарі сталі після ППД виникає різниця в енергетичній деформації між зоною, що деформується, і серцевиною; це може негативно впливати на корозійну стійкість [181].

Найкращу корозійну стійкість за результатами випробувань показав зразок зміцнений ОГ. Водночас, необхідно враховувати, що в установках для дроблення вплив корозії на головні інструменти (молотки) мінімальний.

Комбінована технологія (ДСО + ЛТО) апробована на підприємстві ПрАТ «ХМЗ», яке вже має сучасні лазерні установки, але не використовує їх для гартування. Експериментально доведено, що використання комбінованої обробки підвищує продуктивність виготовлення деталей. Установки для ДСО і ЛТО можуть використовуватися для інших технологічних операцій, зокрема для очищення поверхні і розкрою металу. Водночас технологія ЛТО прогресивніша, продуктивніша і економніша, ніж технологія ОГ.

Таблиця 4.5.2

Корозійна стійкість зразків зі сталі 30ХГСА

№	Тип зміцнення	Тривалість, год					Т зразка, °С
		Вихідний	24	48	96	240	
1.	Основа						22
2.	ЛТО						
3.	ДСО						
4.	ДСО + ЛТО						
5.	ОГ						
6.	ОГ + ДСО						
7.	ОГ + ДСО + ЛТО						

4.6. Визначення міцнісних характеристик ударних інструментів зі сталі 30ХГСА дробарки А1-ДМ2Р

Для розрахунку і визначення міцнісних характеристик використано методику М. М. Давиденкова [182] та програмний пакет SolidWorks [183].

Молоток кріпиться шарнірно на вісь діаметром 20 мм. Маса одного молотка становить 0,274 кг. При обертанні ротора на молоток діє відцентрова сила від власної маси, яка спрямована по радіусу обертання і спричинює в контактній поверхні кріплення пластини напруження зминання і розтягнення.

На рис. 4.6.1 зображено напруження, що виникають у деталі при вільному обертанні ротора на частоті 2800 об/хв, і запас міцності по межі плинності матеріалу.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 4

1. Визначено оптимальні технологічні режими комбінованої термомеханічної обробки інструментів зі сталі 30ХГСА, які дозволили збільшити глибину зміцненого шару в 1,5 рази, порівняно з ЛТО, а також забезпечити твердість поверхневого шару (≈ 5400 МПа), що у 2,62 рази більше від вихідного зразка. Найкращий технологічний режим для зміцнення комбінованою термомеханічною ДСО + ЛТО:

- для ДСО: тиск подачі газокуюлькового потоку – 0,5 МПа, час обробки – 60 с, відстань від торця сопла до оброблюваної поверхні – 150 мм, кут нахилу струменевого потоку – 85° ;

- для ЛТО: потужність лазерного променя – 1 кВт, швидкість переміщення зразка – 300 мм/хв.

2. При НЧУО + ЛТО мікротвердість становить 6060 МПа, при цьому глибина зміцненого шару у 1,2 рази більша, порівняно з ЛТО. Найкращим технологічним режимом для комбінованої термомеханічної НЧУО + ЛТО є:

- НЧУО: глибина занурення наконечника у поверхню матеріалу – 0,1 мм, оберти шпинделя – 850 хв^{-1} , подача – 10 мм/хв;

- ЛТО: потужність лазерного променя – 1 кВт, швидкість переміщення зразка – 300 мм/хв.

3. Дослідження мікроструктури зміцненого поверхневого шару виробів зі сталі 30ХГСА показало, що при динамічній дії ДСО розмір кристалітів менший, ніж у вихідного матеріалу без зміни фазового складу. При гартуванні лазерним променем розмір кристалітів заліза менший майже у 2 рази, порівняно з дією ДСО, і майже в 3 рази, порівняно з вихідним станом.

4. Відсутній ефект відпуску матеріалу, порівняно з ЛТО з оплавленням. При комбінованій дії ДСО + ЛТО результатами рентгеноструктурного аналізу виявлено вміст Fe (заліза) – 6,2 %, Fe_2O_3 (оксиду заліза) – 28,5 %; $\text{Fe}_{2,91}\text{O}_4\text{Si}_{0,09}$ (магнетиту) – 62 %, FeO (вюститу) – 3,3 % при незначній деформації решітки та збільшенні розмірів кристалітів заліза до $337 \cdot 10^{-10}$ м, порівняно з простими

обробками: ДСО – $153 \cdot 10^{-10}$ м, ЛТО – $88 \cdot 10^{-10}$ м, вихідний матеріал – $208 \cdot 10^{-10}$ м. Отримано кристали оксидної плівки досить великих розмірів.

5. Більша шорсткість поверхні після ППД, порівняно з вихідною поверхнею зразка, підвищує поглинальну здатність ЛВ, що дозволяє досягти більшої глибини та мікротвердості гартованого шару.

6. Комбіноване термомеханічне зміцнення ДСО + ЛТО забезпечує формування в поверхневому шарі залишкових напружень стиску, які у $\approx 1,7$ рази перевищують значення напружень стиску, утворених ЛТО.

7. Спільна дія динамічних (ДСО, НЧУО) та температурних факторів лазерного променя зумовлюють виникнення деформаційних процесів у поверхневому шарі, які, своєю чергою, сприяють зміні структурного і напруженого станів, та суттєво впливають на зміну глибини, мікротвердості та зношування деталей. Зносостійкість зразка після комбінованої обробки збільшується в більш ніж 13 разів.

8. Комбінована дія ДСО + ЛТО зменшує кількість гідроксиду заліза на поверхні матеріалу після сформованого регулярного мікрорельєфу поверхні після ДСО.

9. Для проведення розрахунків напружень і запасу міцності в тілі ударного інструмента, виготовленого зі сталі 30ХГСА, при вільному обертанні ротора та спільній дії навантажень, використано програмний пакет SolidWorks.

РОЗДІЛ 5. РЕКОМЕНДАЦІЇ ДО ПРАКТИЧНОГО ВИКОРИСТАННЯ

5.1. Технологічна установка для комбінованого/гібридного термомеханічного зміцнення

Розроблена експериментальна технологічна установка для лазерної комбінованої оздоблювально-зміцнювальної обробки металевих виробів (рис. 5.1.1, 5.1.2) може бути використана для обробки валів, осей, зубчастих коліс, фланців, корпусів обшивки, лопаток компресорних машин, які використовуються при високих температурах; важелів, штовхачів, відповідальних зварних конструкцій, які працюють при знакозмінних навантаженнях; кріпильних деталей, що використовуються при низьких температурах, безшовних труб, з яких виготовляють деталі і конструкції в мото- та велобудуванні.



Рис. 5.1.1. Загальний вигляд лазерної технологічної установки з ЧПК:
1 – комп'ютер; 2 – Nd:YAG – лазер «ЛТН-102А»; 3 – свердильний верстат з ЧПК; 4 – пульт керування лазером; 5 – водяний насос внутрішнього контуру охолодження; 6 – установка для зовнішнього контуру охолодження

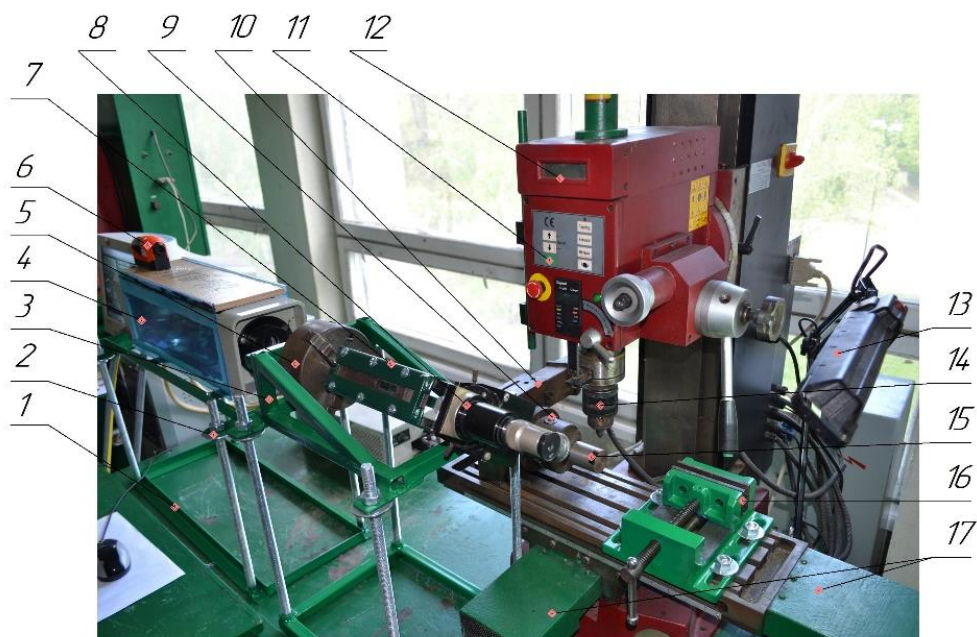


Рис. 5.1.2. Лазерна технологічна установка з ЧПК для комбінованого термомеханічного зміцнення металевих деталей:

- 1 – станина; 2 – пристрій для регулювання висоти лазера; 3 – пристрій і каркас оптичної системи з регулюванням висоти; 4 – резонатор Nd:YAG – лазера «ЛТН-102А»; 5 – трикулачковий патрон; 6 – лазерний рівень для юстирування; 7 – оптична система; 8 – окуляр; 9 – трикулачковий патрон для закріплення циліндричної деталі; 10 – кроковий електродвигун осі А; 11 – пульт керування обертами шпинделя; 12 – свердлильний верстат з ЧПК; 13 – лампа додаткового освітлення; 14 – патрон з наконечником з кубічним нітридом бору на торці; 15 – заготовка для зміцнення; 16 – лещата; 17 – крокові електродвигуни осей Х і Y

Установка також може бути використана для проведення лабораторних і практичних занять, зокрема з навчальних дисциплін «Лазерна поверхнева обробка», «Основи професійної діяльності», «Технологія конструкційних матеріалів», «Системи керування технологічним обладнанням» тощо.

5.2. Рекомендації для практичного застосування ДСО

На рис. 5.2.1 зображено установки для ДСО, конструкція яких передбачає використання води та абразивних засобів для обробки різноманітних прецизійних деталей для покращення якості поверхні та її очистки, видалення ґрату, дробоструминного поверхневого оздоблення та зміцнення тощо. Ці

установки можуть бути впроваджені для ДСО на малих і середніх підприємствах.



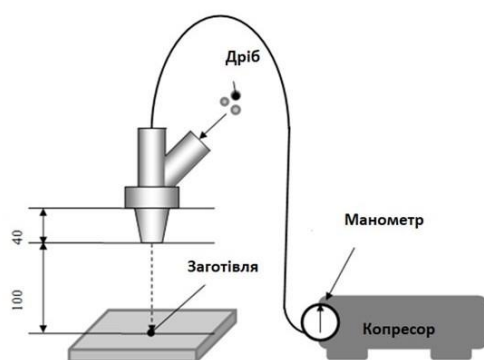
а



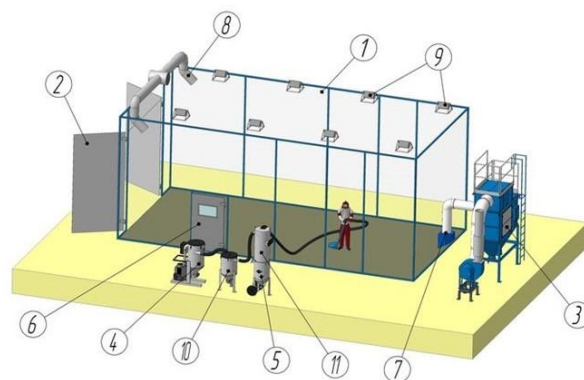
б

Рис. 5.2.1. Установки для ДСО («мокрої»): а – для ручної дробоструминної обробки Rösler VB 150 Н з бічною завантажувальною секцією; б – для ручної дробоструминної обробки Rösler VB 100 Н [185]

На рис. 5.2.2, а показано схему установки ДСО, яку можна використовувати на підприємствах з багатосерійним виробництвом, зокрема для обробки великогабаритних деталей. Конструкція установки передбачає наявність захисної камери для захисту інших працівників від дробу при ДСО (рис. 5.2.2, б).



а



б

Рис. 5.2.2. Камера для ДСО: а – принципова схема ДСО; б – схематичне креслення типової дробоструминної камери: 1 – камера ДСО; 2 – ворота; 3 – фільтровентиляційна установка; 4 – вакуумна система; 5 – абразивноструминна установка; 6 – службовий вхід; 7 – витяжна вентиляція; 8 – приточна вентиляція; 9 – система освітлення; 10 – сепаратор циклонного типу; 11 – каскадний сепаратор [186]

Для підвищення продуктивності процесу статичного ППД рекомендуємо використовувати замість одnobойкового (рис. 3.2.1), багатобойковий наконечник (рис. 5.2.3, б), на торці якого закріплено 7 кульок діаметром 5 мм, виготовлених зі сталі ШХ15.

Зразки після поверхневого зміцнення статичним ППД з обертанням з використанням багатобойкового наконечника зображені на рис. 5.2.3, а.

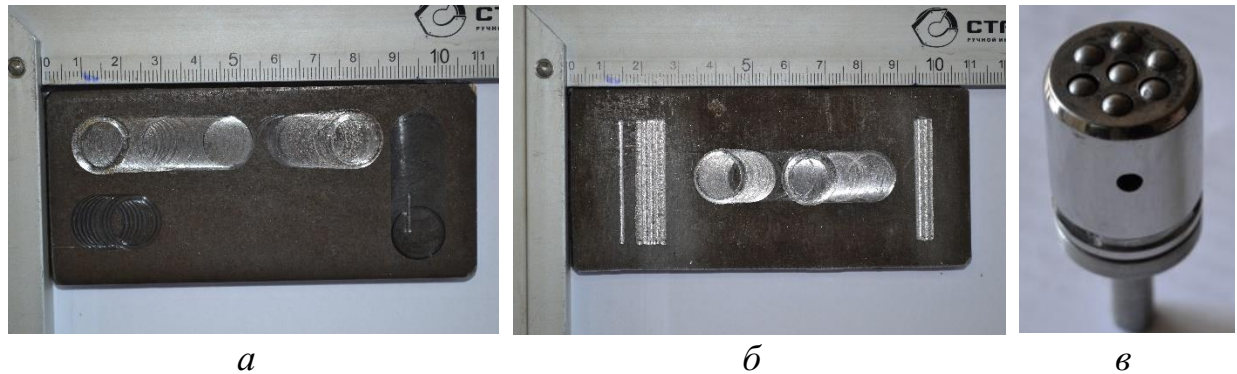


Рис. 5.2.3. Зразки після поверхневого зміцнення багатобойковим (а) та одnobойковим наконечниками (б) з та без перекриття; багатобойковий наконечник (в)

Для підвищення якості зміцненого поверхневого шару розроблено багаторазовий одnobойковий наконечник (рис. 5.2.4) для статичного і низькочастотного ударного ППД. Встановлено, що використання такого наконечника покращує продуктивність процесу поверхневого деформування і підвищує довговічності сталевій кульки.

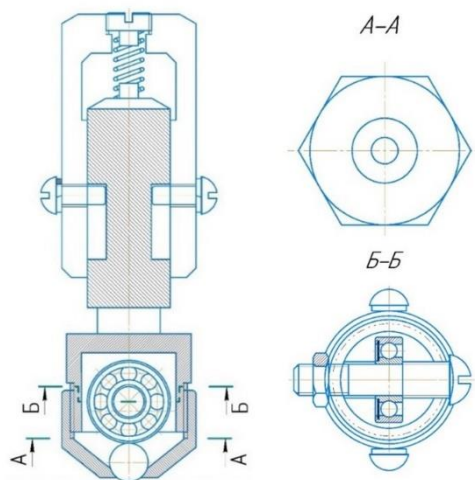


Рис. 5.2.4. Ескіз наконечника для статичного ППД з обертанням

5.3. Структурна схема реалізації лазерної термомеханічної поверхневої обробки

На основі результатів моделювання та експериментальних досліджень запропоновано алгоритм визначення вхідних технологічних режимів для комбінованої термомеханічної обробки з використанням ДСО і подальшою ЛТО сталевих деталей за роздільною схемою (рис. 5.3.1).

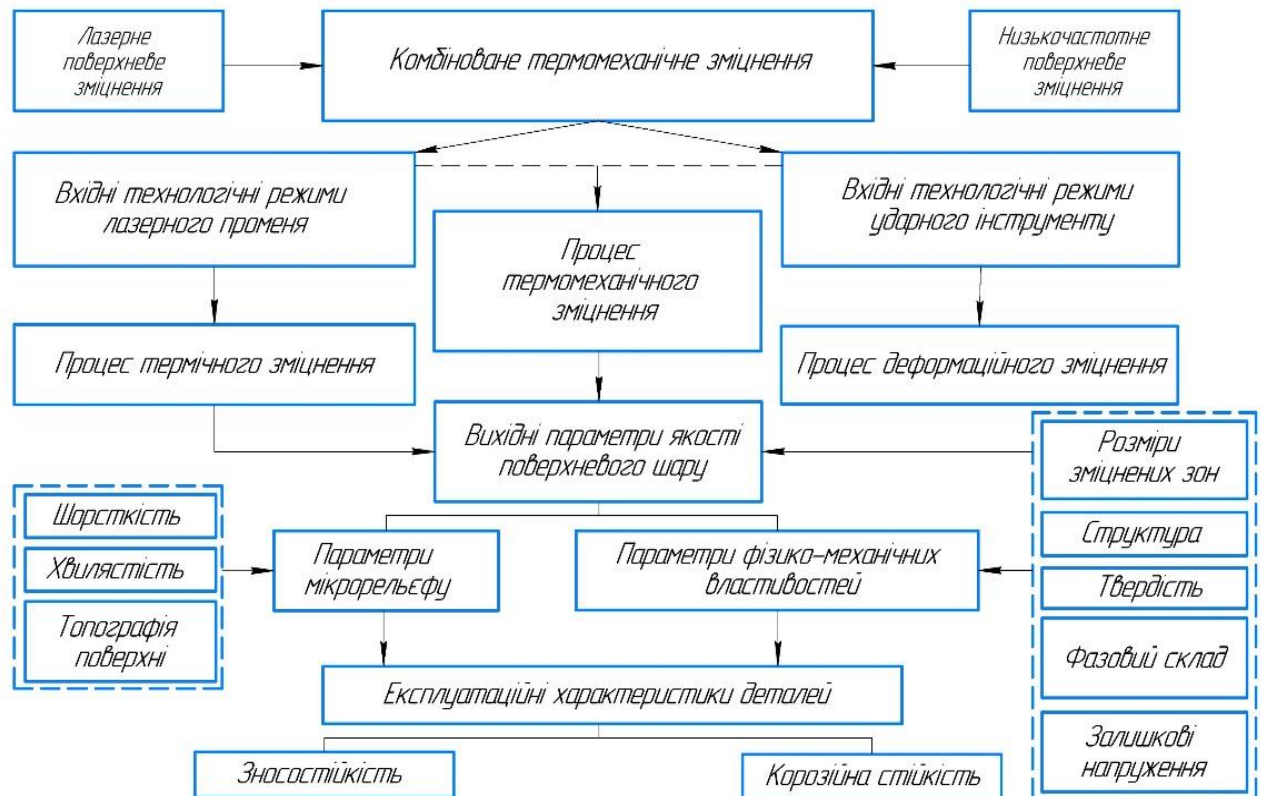


Рис. 5.3.1. Блок-схема алгоритму ДСО + ЛТО

Алгоритм передбачає:

- введення вхідних параметрів оброблюваного матеріалу (хімічний склад);
- введення вхідних параметрів процесу дробоструминного зміцнення (тиск, тривалість та кут обробки), якщо вихідні параметри при ЛТО відповідають заданим;
- вибір струминної установки з відповідними параметрами;
- розрахунок механічної енергії дробу;

- визначення діапазону тривалості ДСО досліджуваних сталей на основі попередніх досліджень;
- розрахунок величини нахилу сопла і швидкості потоку дробу за формулою;
- проведення деформаційного зміцнення досліджуваних сталей;
- фізико-механічні властивості: геометричні розміри та процес лазерного термозміцнення (температура нагрівання, швидкість переміщення зразка, швидкість та ширина сканування лазерного променя);
- попереднє визначення діапазону температури нагрівання (критичних точок температури повної аустенізації досліджуваних сталей) з урахуванням хімічного складу матеріалу згідно діаграми стану Fe-C (Fe-C-Cr), та з обмеженням максимальної температури нагрівання;
- визначення діапазону температури повної аустенізації та перетворення аустеніту в мартенсит згідно термокінетичної моделі, при розрахунках критичних точок температури структурно-фазових перетворень при нагріванні (охолодженні), обмежуючи максимальну температуру нагрівання ($A_{C3} < T_n < T_{пл}$) та тривалість лазерного впливу ($0,01 < t_l [с] < 1.5$);
- проведення процесу лазерного термозміцнення з підтриманням постійної температури нагрівання досліджуваних сталей, за умови $A_{C3} < T_n < T_{пл}$;
- оптимізацію вихідних параметрів при ЛТО згідно експериментальної моделі, якщо параметри не задовольняють необхідні значення;
- оптимізація вихідних параметрів при ЛТО згідно експериментальної моделі, якщо параметри не задовольняють необхідні значення.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 5

1. Спроектовано і виготовлено експериментальну установку для оздоблювально-зміцнювальної обробки металевих виробів комбінованою лазерною термомеханічною поверхневою обробкою.
2. Розроблено для підвищення якості зміцненого поверхневого шару наконечник для статичного і низькочастотного ударного ППД з обертанням.
3. Рекомендовано для підвищення продуктивності термомеханічної поверхневої обробки використовувати обладнання з ЧПК, запропоновано конструкції обладнання для ДСО.
4. Запропоновано алгоритм визначення вхідних технологічних режимів комбінованої термомеханічної обробки сталевих деталей за роздільною схемою.

ВИСНОВКИ

1. Ґрунтовний аналіз праць українських та зарубіжних науковців за темою дисертаційної роботи підтвердив актуальність дослідження та необхідність розробки нових комбінованих методів поверхневої обробки з метою їх подальшого впровадження на українські виробництва для зміцнення конструкційної середньолегованої сталі 30ХГСА. Для визначення найбільш перспективного методу зміцнення, в дисертаційній роботі проведено порівняльний аналіз таких комбінованих способів обробок, зокрема: дробоструминна обробка (ДСО) з подальшою лазерною термічною обробкою (ЛТО), статичне поверхнево-пластичне деформування (ППД) з подальшою ЛТО, низькочастотна ударна обробка (НЧУО) перед ЛТО, зміцнення зразків ДСО об'ємногартованої деталі, а також об'ємногартованої деталі з подальшими ДСО та ЛТО.

2. Теоретично обґрунтовано процеси статичного і динамічного поверхнево-пластичного деформування; застосовано теорію Тейбора для аналізу процесу удару по поверхні зразка, який досліджується при дробоструминній обробці; використано математичні залежності для розрахунку роботи утворення відбитку, визначення глибини зміцненого шару, максимальної швидкості польоту і кута атаки струменя металевими кульками при ДСО.

3. Представлено математичну модель оброблюваної поверхні ДСО як Пуассонівського поля випадкових точок, яка використовується для опису заглиблень, утворених на одиниці площі оброблювальної поверхні, що виникли під дією механічних ударів металевими кульками по поверхні деталі при ДСО. Щільність поля визначається з використанням теорії вірогідності.

4. Для наближеного розв'язання оберненої задачі теплопровідності використано тривимірне нелінійне нестационарне рівняння теплопровідності для передбачення розподілу температури по глибині $T(x, y, z, t)$

в однорідному та ізотропному матеріалі. Для прогнозування діапазону температури повної аустенізації застосовано термодинамічну модель.

5. Здійснено математичне моделювання процесу зміцнення деталей зі сталі 30ХГСА для дослідження впливу комбінованої термомеханічної обробки (ДСО + ЛТО) на якісні параметри поверхневого шару з використанням методу математичного планування експерименту.

6. Представлено результати розрахунків з використанням програмного пакету SolidWorks, зокрема максимальних напружень і коефіцієнта запасу міцності ударного інструмента установки для здрібнення А1-ДМ2Р, виготовленого зі сталі 30ХГСА. Визначено, що максимальні напруження виникають у вушці зовнішнього отвору молотка.

7. Модернізовано установки з ЧПК на базі свердлильного («JMD-3Т») та фрезерного («DYNAMITE 2800») верстатів для проведення експериментальних досліджень зміцнення зразків ППО з обертанням та низькочастотної ударної обробки з обертанням інструмента зі встановленням ударного дреля «Vorskla ПМЗ 1050».

8. Спроектовано і виготовлено експериментальну технологічну установку з ЧПК для оздоблювально-зміцнювальної обробки металевих виробів комбінованою лазерною термомеханічною поверхневою обробкою.

9. Спроектовано та виготовлено експериментальний стенд для випробовування зразків на зносостійкість.

10. Модернізовано пристрої для металографічних досліджень, що дозволяє проводити оцифрування зображень і використовувати їх на комп'ютерній техніці.

11. Запропоновано методику термомеханічної поверхневої обробки металевих виробів за комбінованою схемою, відповідно до якої на першому етапі обробки здійснюється пластична деформація поверхневого шару виробу високошвидкісним потоком зі сферичними дрібнорозмірними частками протягом визначеного часу (для утворення подрібненої активованої структури); на другому етапі проводиться термообробка з високошвидкісним

нагріванням лазерним променем поверхні деталі до температури області стабільного аустеніту та її миттєвим охолодженням зі швидкістю, яка вища критичної швидкості гартування.

12. Розроблено методику для вимірювання глибини зміцнених зон з використанням системи тривимірного проектування КОМПАС-3Dv18.1.

13. Запропоновано методики експериментальних досліджень для визначення структурно-фазового складу, напруженого стану, структури поверхневого шару зміцнених зон, твердості, мікротвердості та вимірювання температури інфрачервоним пірометром.

14. Експериментально визначено оптимальні технологічні режими зміцнення виробів зі сталі 30ХГСА комбінованою термомеханічною обробкою: ДСО ($p = 0,5$ МПа, $t = 1$ хв) + ЛТО ($P = 1$ кВт, $v_{обр.} = 300$ мм/хв); ОГ + ДСО ($p = 0,5$ МПа, $t = 1,5$ хв) + ЛТО ($P = 1$ кВт, $v = 300$ мм/хв).

15. Експериментально підтверджено вплив ДСО на структуру ОГ зразка зі сталі 30ХГСА, результатом якого є здрібнення зерен мартенситу у приповерхневій зоні.

16. Встановлено величини зміни мікротвердості і глибини при термомеханічній обробці інструментів зі сталі 30ХГСА з використанням:

- ДСО + ЛТО, що збільшує глибину зміцненого шару в 1,5 рази, порівнюючи з ЛТО, а також забезпечує твердість поверхневого шару ≈ 5400 МПа, що в 2,62 рази більше, якщо порівняти з вихідним зразком;
- НЧУО + ЛТО, що збільшує глибину зміцненого шару в $\approx 1,2$ рази при мікротвердості 6060 МПа, порівнюючи з ЛТО;
- статичне ППД + ЛТО, що збільшує в $\approx 1,3$ рази глибину зміцненого шару при мікротвердості 5360 МПа, порівнюючи з ЛТО;
- ОГ + ДСО, при якому в приповерхневому шарі, на глибині 0-200 мкм від поверхні, спостерігається значне (5140 МПа) підвищення мікротвердості (порівнюючи з мікротвердістю 4240 МПа вихідного матеріалу);
- ОГ + ДСО + ЛТО, за якого досягається найбільша глибина зміцненої зони – 1,9 мм, яка в 1,7 рази більше ніж при ЛТО. Також спостерігається

підвищення мікротвердості на 240 МПа (4840 МПа), порівнюючи з ЛТО (4640 МПа).

17. Результати рентгеноструктурного аналізу показали:

- при термічній обробці лазерним променем розмір кристалітів заліза менший майже вдвічі, порівнюючи з дією ДСО, і майже втричі, порівнюючи з початковим станом;

- при комбінованій дії ДСО + ЛТО виявлено вміст заліза (Fe) – 6,2 %, оксиду заліза (Fe_2O_3) – 28,5 %, магнетиту ($\text{Fe}_{2,91}\text{O}_4\text{Si}_{0,09}$) – 62 %, вюстити (FeO) – 3,3 %, а також незначну деформацію решітки та збільшення розмірів кристалітів заліза до $337 \cdot 10^{-10}$ м, якщо порівнювати з результатами, одержаними після простих обробок (ДСО – $153 \cdot 10^{-10}$ м, ЛТО – $88 \cdot 10^{-10}$ м, матеріал основи – $208 \cdot 10^{-10}$ м);

- комбінована дія ДСО + ЛТО зменшує кількість гідроксиду заліза на поверхні матеріалу після сформованого регулярного мікрорельєфу поверхні після ДСО;

- комбінована технологія ДСО + ЛТО формує в поверхневому шарі залишкові напруження стиску, які в $\approx 1,7$ разів перевищують значення напружень стиску після ЛТО.

18. Зносостійкість зразка після комбінованої ДСО + ЛТО збільшується в більш ніж 13 разів, порівнюючи з вихідним зразком.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Про затвердження Державної програми розвитку внутрішнього виробництва : Постанова від 12 вересня 2011 р. № 1130 / Верховна рада України. URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/1130-2011-%D0%BF#Text> (дата звернення: 01.03.2020).
2. Закон України Про стимулювання розвитку вітчизняного машинобудування для агропромислового комплексу. *Відомості Верховної Ради України*. 2002. № 24. С. 167.
3. Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Комбіноване лазерно-ультразвукове поверхневе зміцнення деталей і можливості його використання при виробництві та ремонті обладнання. *Збірник наукових праць* (галузеве машинобудування, будівництво). 2014. № 3(42). С. 61-68.
4. Котляров В. П., Киященко О. М. Особливості використання лазерної технології в умовах сучасного стану промисловості України. *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*. 2017. № 1(111). С. 94-105.
5. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання : монографія / за ред. Л. Ф. Головка, С. О. Лук'яненка. Київ : Вістка, 2009. 296 с.
6. Microstructure refinement and properties of 1.0C-1.5Cr steel in a duplex treatment combining double quenching and laser surface quenching / V. Kovalenko et al. *Material Science and Engineering*. 2020. P. 776. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.138994>
7. Применение лазерной технологии для спекания алмазосодержащих композиционных материалов / Л. Ф. Головка, Н. И. Анякин и др. *Автоматическая сварка*. 2008. № 8 (664). С. 15-23.
8. Кривцун И. В., Семенов И. Л., Демченко В. Ф. Численный анализ процессов нагрева и конвективного испарения металла при обработке излучением импульсного лазера. *Автоматическая сварка*. 2010. №1 (681). С. 5-10.

9. Романенко В., Головка Л., Блощин М., Дубнюк В. Виготовлення біметалевих матеріалів із застосуванням спеціальних утримуючих елементів. *Технічні науки та технології*. 2022. № 1(27). С. 82-91.
10. Перспективы применения лазерной и гибридной технологий сварки сталей для повышения эксплуатационного ресурса трубопроводов / Шелягин В. Д. и др. *Автоматическая сварка*. 2010. № 10. С. 37-40.
11. Бернацький А. В. Підвищення фізико-механічних властивостей поверхневих шарів сталей лазерним та комбінованим легуванням. *Східноєвропейський журнал передових технологій*. 2013. № 6/1 (66). С.25-31.
12. Головка Л. Ф., Кагляк О. Д., Романенко В. В., Блощин М. Ф. Застосування лазерного термоцикування для підвищення якості плазмових зносостійких покриттів. *Mechanics and Advanced Technologies*. 2022. № 3. С. 328-341.
13. Формування зносостійких покриттів на кремнієвих зондах для атомносилової мікроскопії термовакuumним випаровуванням / В. С. Антонюк та ін. *Сверхтвердые материалы*. 2015. № 2. С. 60-69.
14. Афтандіянц Є. Г. Лихошва В. П. Оптимізація хімічних складів біметалевих виливків. *Процеси лиття*. 2019. № 2(134). С. 49-54.
15. Лихошва В. П., Надашкевич Р. С. Шатрава О. П. Підвищення сталості процесу поверхневого нагріву пластини рухомим плазмовим джерелом. *Процеси лиття*. 2022. № 2(148). С. 16-23.
16. Костецкий Б. И., Носовский И. Г. Износостойкость и антифрикционность деталей машин. Киев : Киевская книжная фабрика «Октябрь», 1965. 194 с.
17. Крейда Р., Сапон С., Канашевич Г. Аналіз обробки неповних зовнішніх сферичних поверхонь лезовим інструментом. *Технічні науки та технології*. 2020. № 2(20). С. 89-99.
18. Gradient micro-structured surface layer on aluminum alloy fabricated by in situ rolling friction stir welding / Yongxian Huang at al. *Materials and Design*. 2013. Vol. 52. P. 821-827.

19. Підвищення мікротвердості та зносостійкості поверхонь елементів виробів із оптичного скла мікрообробкою електронним потоком у вакуумі / Антонюк В. С. та ін. *Вісник ЖДТУ*. 2015. №1 (72). С. 3-8.

20. Improvement of wear resistance of sprayed layer on 52100 steel by friction stir processing / Amir Rahbar et al. *Applied Surface Science*. 2014. Vol. 316. P. 501-507. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.08.033>

21. Yves Pauleau. Materials surface processing by directed energy techniques. *European materials research society series*. Oxford, United Kingdom: Elsevier Science & Technology, 2006. P. 161.

22. An overview of laser surface modification of die steels / Aqida S. N. et al. *Materials of 25th Int. Manuf. Conf.* (Dublin, 3-5 September 2008). Dublin, 2008. P. 102-128.

23. Визначення оптимальних режимів комбінованого лазерно-ультразвукового зміцнення та оздоблювання інструментальної сталі Х12МФ / Д. А. Лесик та ін. *Вісник НТУ «ХП»*. Сер. Нові рішення в сучасних технологіях. Харків, 2017. № 23 (1245). С. 27.

24. Kato K., Adachi K. Wear Mechanisms. In B. Bhushan (Ed.), *Modern Tribology Handbook*. New York: CRC Press, 2000. P. 273-299.

25. Kovalenko V. S. 50th Anniversary of Laser Technology Development. *Високі технології в машинобудуванні*. Харків : НТУ «ХП», 2011. Вип. 1 (21). С. 3-13.

26. Підвищення стійкості різального інструмента комбінованими методами поверхневого зміцнення / Є. В. Корбут та ін. *Problems of friction and wear*. 2014. № 4 (65). С. 105-109.

27. Спосіб комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки матеріалів: пат. 19551 Україна: МПК С23С8/02. №200607450; заявл. 04.07.2006; опубл. 15.12.2006, Бюл. № 12. 3 с.

28. Хижняк В. Г., Кіндрачук М. В., Загребельний В. В. Комбінований метод поверхневого зміцнення сталі Р6М5 азототитануванням,

азотохромуванням та дискретною лазерною обробкою. *Проблеми трибології*. 2015. № 4. С. 99-104.

29. Лазерное и электро-эрозионное упрочнение материалов / Коваленко и др. Москва : Наука, 1986. С. 5-21.

30. Колмыков Д. В., Гончаров А. Н. Комбинированные методы упрочнения. *Вісник Сумського національного аграрного університету. Серія «Механізація та автоматизація виробничих процесів»*. 2012. № 6 (24). С. 46-50.

31. Рахимьянов Х. М., Семенова Ю. С. Моделирование процесса формирования регулярного микрорельефа при ультразвуковом пластическом деформировании. *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2010. № 2. С. 3-9.

32. Gas-powder laser cladding with slot nozzles / Zhuk R. et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020. № 108 (12). P. 1163-1170.

33. Бородій Ю. П. Розробка технологій та устаткування для нанесення комбінованих зносостійких покриттів на деталі типу валу. *Збірник наукових праць Полтавського національного технічного університету ім. Ю. Кондратюка. Серія «Галузеве машинобудування, будівництво»*. 2014. Вип. 2 (41). С. 139-145.

34. Surface hardening and finishing of metallic products by hybrid laser-ultrasonic treatment / V. Dzhemelinskyi et al. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2018. Vol. 1. № 12 (91). С. 35-41.

35. Гуреев Г. Д., Гуреев Д. М. Совмещение лазерного и ультразвукового воздействия для термообработки поверхности стали. *Вестник Самарского государственного технического университета. Серия «Физико-математические науки»*. 2007. № 1 (14). С. 90-95.

36. Yinggang Tian, Yung C. Shin. Laser-assisted burnishing of metals. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2007. Vol. 47. P. 14-22.

37. Хорольський механічний завод. *Хорольський механічний завод* : веб-сайт. URL: <http://mehzavod.com.ua/> (дата звернення: 14.09.2020).

38. ГОСТ 11108-70. Коронки твердосплавные для колонкового бурения пород средней твердости. Технические условия (71121). [дата введения 01.07.1971]. Москва, 1970. 37 с.

39. Инструмент для колонкового бурения. URL: <http://stroy-technics.ru/article/instrument-dlya-kolonkovogo-bureniya> (дата звернення: 14.09.2020).

40. ДСТУ ISO 10424-1:2013. Нафтова і газова промисловість. Устаткування для роторного буріння. Частина 1. Елементи бурильної колони для роторного буріння (ISO 10424-1:2004, IDT). [Чинний від 2013-11-29]. Київ, 2013. 57 с.

41. Чувилин М. А., Котровский М. Н. Буровой инструмент для колонкового бурения компании ATLAS COPCO Craelius. *Горная Промышленность*. 2000. №2. URL: <https://mining-media.ru/ru/article/burovloe/1955-burovoj-instrument-dlya-kolonkovogo-bureniya-kompanii-atlas-copco-craelius> (Дата звернення: 17.08.20)

42. Типичные повреждения долотчатых и штыревых буровых коронок и варианты устранения неполадок. *Drill equipment & tools*. URL: <http://surl.li/cjbtx> (дата звернення: 03.09.2020).

43. Буровая коронка БКПМ, КДП, БКПМ КМ, КНШ, БУ-43. *Drill equipment & tools*. URL: <http://surl.li/cjbvtv> (дата звернення: 02.09.2020).

44. Добрянський С. С., Круглик М. В. Організація групового виробництва. *Вітчизняна наука на зламі епох: проблеми та перспективи розвитку*. Переяслав-Хмельницький, 2018. Вип. 46. С. 446-448.

45. Poprawe R. Applikationszentrum Laserstrukturierung für den Werkzeug- und Formenbau (Themenbroschüre). Deutschland: Fraunhofer-Institut für Lasertechnik ILT, 2015. URL: https://www.ilt.fraunhofer.de/content/dam/ilt/de/documents/Leistungsangebote/lasermaterialbearbeitung/TB_Applikationszentrum_Laserstrukturierung_fuer_den_Werkzeug-_und_Formenbau_2015.pdf (Last accessed: 10.09.2020).

46. Костромин С. В., Кузьмичёв А. В. Эффективность лазерной закалки зубчатых колес. *SWorld. Scientific researches and their practical application. Modern state and ways of development*. 2014. № 1-12. URL: <https://www.sworld.com.ua/konfer36/627.pdf> (дата обращения: 14.09.2020).

47. Умови отримання однорідної структури поверхневого шару заданої глибини при використанні лазерного термозміцнення сталевих деталей / Данилейко О. О. та ін. *Інновації молоді-машинобудуванню 2018* : матеріали всеукр. наук.-техн. конф. молодих вчених та студентів (м. Київ, 10-18 травня 2018 р.). Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018. С. 1-3. URL: <http://s-konf.mmi.kpi.ua/imm2018/rt/suppFiles/13755/0> (дата звернення: 20.09.2020).

48. Лесик Д. А., Джемелінський В. В. Особливості формування мікрорельєфу та мікротвердості термічно зміцнених зон сканувальним лазерним променем. *Вісник НТУУ «КПІ». Серія «Машинобудування»*. 2015. № 1 (73). С. 100-105.

49. Евдокимов В. Д., Клименко Л. П., Евдокимова А. Н. Технология упрочнения машиностроительных материалов / под ред. В. Д. Евдокимова. Одесса-Николаев : Изд-во НГГУ им. Петра Могилы, 2005. 352 с.

50. Плохотин Н. В. Технология лазерного упрочнения. *Молодёжь и наука*: сб. мат. VIII всерос. научн.-тех. конф. студентов, аспирантов и молодых учёных, посвященной 155-летию со дня рождения К. Э. Циолковского. Красноярск: Сибирский федеральный университет, 2012. URL: <https://core.ac.uk/download/pdf/38638049.pdf> (дата обращения: 02.05.2020).

51. Майоров В. С. Лазерное упрочнение металлов. *Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок* / под ред. В. Я. Панченко. Москва : ФИЗМАТЛИТ, 2009. С. 439-469.

52. Данилейко О. О., Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Вплив швидкості лазерного термічного зміцнення на зміну глибини та мікротвердості поверхні сталі 30ХГСА. *Інновації молоді – машинобудуванню* : матеріали всеукр.

наук.-техн. конф. молодих вчених та студентів, м. Київ, 10-18 травня 2018 р.
Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018. С. 4.

53. Gisario A., Barletta M., Boschetto A. Characterization of laser treated steels using instrumented indentation by cylindrical flat punch. *Surface and Coatings Technology*. 2008. Vol. 202. P. 2557-2569.

54. Бирюков В. Изменение структуры и свойств сталей при лазерном упрочнении. *Фотоника. лазерно-информационные технологии в медицине, биологии и геоэкологии*. 2012. № 3/33. С. 22-26.

55. Данилейко О. О., Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Поліпшення якості поверхневого шару сталі 30ХГСА комбінованою лазерно-деформаційною обробкою. *Прогресивні технології в машинобудуванні* : матеріали VII міжнар. наук.-техн. конф., м. Львів-Звенів, 5-9 лютого 2018 р. С. 41-43.

56. Цимбал А. Л. Лазерная закалка сталей. СПбГУ ИТМО, 2010. URL: http://marbo.spb.ru/articles/Lazernaya_zakalka_stali.pdf (дата обращения: 14.09.2020).

57. Костромин С. В., Шатилов И. Р. Влияние скорости лазерной закалки на структуру и свойства стали 30ХГСА. *SWorld*. 2013. Т. 7. № 3. С. 44-47.

58. Сігова В. І., Руденко П. В. Методи локальної поверхневої обробки деталей машин. Суми : Вид-во СумДУ, 2008. С. 34.

59. Максименко А. В., Мышковец В. Н., Баевич Г. А. Влияние длительности импульсов лазерного излучения на свойства наплавляемых высокопрочных сталей. *Вестник ГГТУ им. П. О. Сухого*. Гомель, 2013. № 2. С. 61-66.

60. Dinesh B. P, Balasubramanian K. R., Buvashekar G. N. Laser surface hardening: A review. *Laser surface hardening International Journal of Surface Science and Engineering*. 2011. № 5(2/3). P. 131-151
doi: 10.1504/ijsurfse.2011.041398

61. Костюк Г. И., Руденко Н. В. Лазерное упрочнение легированных сталей. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2012. № 2 (89). С. 23-27.

62. Исследование влияния режимов лазерной закалки на изменение свойств сталей / Алаа Фадил I Идан и др. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2016. № 2/5 (80). URL: <http://journals.uran.ua/eejet/article/viewFile/65455/62668> (дата обращения: 10.09.2020).

63. Гончарук А. А., Головки Л. Ф., Каглык А. Д. Влияние лазерного нагрева на прочность кубического нитрида бора при статическом нагружении. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2010. 1/6 (43). С. 4-10.

64. Пинахин И. А., Тоешкин С. А., Ягмуров М. А. Повышение физико-механических свойств конструкционных сталей методом объёмного импульсного лазерного упрочнения. *Альманах современной науки и образования*. Тамбов : Грамота, 2013. № 3 (70). С. 129-131.

65. Кардаполова М. А., Лапковский А. С., Кавальчук О. Н. Лазерное упрочнение инструментальных твердых сплавов. *Инновационные технологии, автоматизация и мехатроника в машино- и приборостроении* : материалы международн. н.-практич. конф. (Минск, 11 апреля, 2012 г.). Минск: Бизнесофсет, 2012. С. 102-103.

66. Лазерное многолучевое термоупрочнение поверхности стальных изделий / С. М. Аракелян и др. *Современные наукоемкие технологии*. 2016. № 5. С. 9-13.

67. Korotkov V. A. Surface Hardening Equipment. *Chemical and Petroleum Engineering*. 2013. № 48. P. 705-708.

68. Danyleiko O., Dzhemelinskyi V., Lesyk D. Increasing wear and corrosion resistance of steel products by combined laser thermomechanical treatment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2021. № 6 (1-114). P. 72-80. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.247552>.

69. Спосіб виготовлення та відновлення металевих виробів лазерним наплавленням в поєднанні з інтенсивним імпульсним зміцненням: пат. 135798 Україна: МПК C21D 10/00, B22D 19/10 (2006.01). №201808165; заявл. 24.07.2018; опубл. 25.07.2019, Бюл. № 14. 4 с.

70. Спосіб газолазерної обробки заготовок із горючих металів: пат. 100324 Україна: МПК (2015.01) B26K 26/00. №201414038; заявл. 29.12.2014; опубл. 27.07.2015, Бюл. № 14. 3 с.

71. Shehata G. Development of Hard Cutting Tools by Laser Processing : Ph.D. Dissertation / Helwan University. Cairo, Egypt, 1992.

72. Pantsar H., Kujanpää V. Effect of Processing Parameters on the Microstructure and Hardness of Laser Transformation Hardened Tool Steel. *Proceedings of the 23rd International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics (ICALEO 2004)*. San Francisco, California, USA : Laser Institute of America, 2004. P. 565-573.

73. Elnewishy M. Study on Laser Surface Treatment of Different Tool Steels : MSc. Dissertation / Cairo University. Egypt, 2006.

74. Котляров В. П. Технологія лазерної обробки (операції розмірної обробки) : підручник. Ніжин : Видавництво НДУ ім. М. Гоголя, 2010. 308 с.

75. Effects of Laser-Beam Defocus on Microstructural Features of Compositionally Graded WC/ Co-Alloy Composites Additively Manufactured by Multi-Beam Laser Directed Energy Deposition / T. Kunimine et al. *Scientific Reports*. 2020. Vol. 10(1). P. 1-11.

76. Grum, J. Comparison of different techniques of laser surface hardening. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2017. URL: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.879.9289&rep=rep1&type=pdf>. (Last accessed: 04.06.2020).

77. Пшибыльский В. Технология поверхностной пластической обработки / под. ред. А. Ф. Пименова. Москва : Металлургия, 1991. 479 с.

78. Mechanical Surface Treatments of AISI 304 Stainless Steel: Effects on Surface Microrelief, Residual Stress, and Microstructure / D. Lesyk at al. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. Vol. 28. P. 5307-5322.

79. ДСТУ 2328-93. Швидкісне деформування матеріалів. Терміни та визначення. [Чинний від 1995-01-01]. Вид. офіц. Київ, 1993. 14 с.

80. Wied, J. Oberflächenbehandlung von Umformwerkzeugen durch Festklopfen; Ph.D. Dissertation / Technischen Universität Darmstadt. Darmstadt, 2011. S. 128.

81. Johnson K. Contact Mechanics. England : *Cambridge University Press*. 1985. 452 p.

82. Stronge W. Impact Mechanics. England : *Cambridge University Press*. 2004. 280 p.

83. Optimierung des Abrieb- und Verschleißverhaltens von Werkzeugoberflächen durch Randschichtverfestigung / P. Groche at al. Hannover : Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB). 2009. S. 152.

84. Wied J. Machine polishing of metal forming dies. Stockholm : Royal Institute of Technology, 2006.

85. Schuhbauer H-G, Bäuerle H, Müller-Stock H-W. Schwingfestigkeitssteigerung schwerer Maschinenbauteile durch Schlagverfestigen. *Moderne Fertigungs-technologien zur Lebensdauersteigerung*, 17 : Konferenz-Einzelbericht Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Betriebsfestigkeit. 1991. S. 53-64.

86. Hassan A. Further improvements in some properties of shot peened components using the burnishing process. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2000. Vol. 40. P. 1775-1786.

87. Virkus U. Oberflächengestaltung durch die Verfahrensfolge Spanen Glattwalzen unter stofflichen, geometrischen und kinematischen Aspekten: Dr.-Ing Dissertation / Fakultät Maschinenwesen der Technischen Universität Dresden. Dresden, 2000.

88. Hertz H. Über die Berührung fester elastischer Körper. *Journal für die reine und angewandte. Mathematik*. Vol. 92. S. 156-171.
89. ДСТУ EN ISO 6506-1:2019. Матеріали металеві. Випробування на твердість по Брінеллю. Частина 1. Метод випробування (EN ISO 6506-1:2014, IDT; ISO 6506-1:2014, IDT). [Чинний від 2019-11-01]. Вид. офіц. Київ, 2019. 25 с.
90. Childs T. The persistence of asperities in indentation experiments. *Wear*. 1973. Vol. 25. P. 3-16.
91. Matthews J. Indentation hardness and hot pressing. *Acta Metallurgica*. 1980. Vol. 28. P. 311-318.
92. Дащенко О., Лимаренко О. Напружено-деформований стан базових деталей гідравлічних пресів. *Машинознавство*. 2013. №1-2. С. 33-38
93. Лупкин Б. В. Упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. *Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии*. 2013. № 58. С. 40-48.
94. Дослідження і розробка технології зміцнення канатних блоків обкатуванням роликами / О. В. Диха та ін. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2018. Т. 2. № 2/1(92). С. 1-11.
95. Способ комбинированной обработки точением и поверхностным пластическим деформированием: пат. 2503532: МПК В24В 39/04. № 2012127925/02; заявл. 03.07. 12; опубл. 10.01.2014, Бюл. № 1.
96. Surface microrelief and hardness of laser hardened and ultrasonically peened AISI D2 tool steel / D. Lesyk at al. *Surface & Coating Technology*. 2015. Vol. 278. P. 108-120.
97. Степанова Т. Ю. Технологии поверхностного упрочнения деталей машин. Иваново: Иван. гос. хим.-технол. ун-т., 2009. 64 с.
98. Праведников И. С. Определение напряжений в пластически деформируемых деталях. *Нефтегазовое дело*. 2005. № 1. С. 1-8.

99. Установка для ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки металів: пат. 101708 Україна: МПК 2015.01. №201503250; заявл. 07.04.2015; опубл. 25.09.2015, Бюл. № 18. 6 с.

100. Лебедев В. А., Мищенко Р. А. Методологические основы проектирования эффективных технологических систем поверхностного пластического деформирования свободнодвижущимися инденторами. *Вестник Донского государственного технического университета*. 2013. Т. 13. № 3-4. С. 72-78.

101. Lebedenko V. G. The mathematical description of process of formation of geometrical parameters of the superficial layer and hardening at processing details in fraction. *Вестник ДГТУ*. 2008. Т.8. № 4 (39). С. 202-212.

102. Ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование / В. Ф. Казанцев и др. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. 2009 № 46. URL: <http://surl.li/cjbvw> (дата звернення: 18.07.2020).

103. Джемелінський В. В., Данилейко О. О. Комбіноване термодетформаційне зміцнення поверхні виробів із сталі 30ХГСА. *Інновації молоді – машинобудуванню* : матеріали всеукр. наук.-техн. конф. молодих вчених та студентів (м. Київ, 19 квітня 2016 р.). Київ : НТУУ «КПІ», 2016. С. 31-34.

104. Дослідження процесів модифікування поверхні сталей та нанесення покриттів з використанням комбінації лазерного випромінювання та високочастотного індукційного розряду / Бернацький А. В. та ін. *Матеріали для роботи в екстремальних умовах – б* : матеріали міжнар. наук. конф. (м. Київ, 1-2 грудня 2016 р.). Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2016. С. 174-175.

105. Дослідження процесів дугового, лазерного та гібридного зварювання високоміцних сталей / Шелягін В. Д. та ін. *Інновації молоді – машинобудуванню* : матеріали всеукр. наук.-техн. конфер. молодих вчених та студентів (м. Київ, 19 квітня 2016 р.). Київ : НТУУ «КПІ», 2016. С. 18-20.

106. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., Данилейко О. О. Поліпшення якості поверхневого шару сталі 30ХГСА комбінованою лазерно-деформаційною обробкою. *Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта* : матеріали XVIII міжнар. наук.-техн. конф. Київ : НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського», 2017. С. 239-240.
107. Таровик А. Б., Михайлов А. Н. Классификация комбинированных методов обработки тонкостенных цилиндрических изделий. *Инженер. Донецьк: ДонНТУ*, 2012. № 13. С. 62-66.
108. Спосіб термомеханічної поверхневої обробки металевих виробів: пат. 142704 Україна: МПК C21D 8/00. №201911672; заявл. 05.12.2019; опубл. 25.06.2020, Бюл. №12. 5 с.
109. Физические основы электротермического упрочнения стали / В. Н. Гриднев и др. Киев : Наукова думка, 1973. 334 с.
110. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах : монография. Москва : Металлургия, 1982. 128 с.
111. Медников С. И., Гуреев Д. М. К вопросу о снижении температуры начала фазового превращения в сталях под действием пластической деформации. *Письма в журнал технической физики*. 1992. № 5. Т. 18. С. 25-28.
112. Підвищення ефективності поверхневого зміцнення металевих виробів комбінованою термодформаційною обробкою / Джемелінський В. В. та ін. *Вібрації в техніці та технологіях*. 2020. № 1 (96). С. 103-110.
113. Tabor D. The hardness of metals. New York : Oxford University Press 2000. 175 p.
114. Effects of the combined laser-ultrasonic surface hardening induced microstructure and phase state on mechanical properties of AISI D2 tool steel / D. Lesyk at al. Lecture Notes in Mechanical Engineering. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing II*. DSMIE 2019 / ed. by V. Ivanov. Switzerland: Springer International Publishing, 2020. P. 188-198.

115. Лущик П. Е., Рафальский И. В. Расчет двухфазной зоны в интервале кристаллизации алюминиевых сплавов с использованием термического анализа. *Литье и металлургия*. 2012. № 1 (64). С. 79-83.
116. Виноградов В. В., Тяжельникова И. Л. О теоретических аспектах формирования макро- и микроструктуры в затвердевающем металлическом слитке. *Вестник УдГУ. Серия «Физика. Химия»*. 2008. № 1. С. 37-56.
117. Larry J. Segerlind. *Applied Finite Element Analysis*. NY : John Wiley and Sons, 1984. 427 p.
118. Santhanakrishnan S., Dahotre N. B. Laser surface hardening / ed. by J. Dossett & G. Totten. *Steel Heat Treating Fundamentals and Processes*. USA : ASM International, 2013. Vol. 4A. P. 476-503.
119. Santhanakrishnan S., Kong F., Kovacevic R. An experimentally based thermo-kinetic phase transformation model for multi-pass laser heat treatment by using high power direct diode laser. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2013. Vol. 64. P. 219-238.
120. Лесик Д. А. Технологічне забезпечення якості поверхневого шару деталей комбінованою лазерно-ультразвуковою обробкою : дис. канд. техн. наук : 05.03.07 / НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського». Київ, 2016. 188 с.
121. Tailored Light 2. *Laser Application Technology* / ed. by R. Poprawe. London, NY : Springer, 2011. 623 p.
122. Д. А. Лесик, В. В. Джемелінський, О. О. Данилейко, В. В. Хижевський. Дослідження мікрорельєфу та структури поверхневого шару при лазерній та ультразвуковій термодетформаційній обробці інструментальної сталі. *Вісник НТУУ «КПІ». Серія «Машинобудування»*. 2016. № 3 (78). С. 58-64.
123. Kasatkin O. G., Vinokur B. B., Pilyushenko V. L. Calculation models for determining the critical points of steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 1984. № 26. P. 27-31.

124. Steven W., Haynes A. G. The temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1956. Vol. 183, No. 8. P. 349-359.
125. Kung C. Y., Rayment J. J. An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of MS temperature. *Lawrence Berkeley Laboratory*, 1981. P. 328-331. URL: <https://escholarship.org/uc/item/9mh7k297>
126. Hojerslev C. Tool steels. Denmark : Riso National Laboratory, 2001. 25 p.
127. Phase transformations in ferrous alloys / ed. by A. Marder & J. Goldstein. New York : Metallurgical Society of AIME, 411 p.
128. Koistinen D. P., Marburger R. E. A general equation prescribing the extent of the austenite–martensite transformation in pure iron-carbon alloys and carbon steels. *Acta Metallurgica*. 1959. № 7 (1). P. 59-60.
129. Hardenability concepts with applications to steels / ed. by D. V. Doane & J. S. Kirkaldy. New York : Metallurgical Society of AIME, 1978. 626 p.
130. Zhang Z., Delagnes D., Bernhart G. Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements. *Materials Science and Engineering*. 2004. Vol. 380. P. 222-230.
131. Ritesh S., Ying C., Matthew J. Predictive modeling of multi-track laser hardening of AISI 4140 steel. *Physics Procedia*. 2008. Vol. 480. P. 209-217.
132. Tani G., Orazi L., Fortunato A. Prediction of hypo eutectoid steel softening due to tempering phenomena in laser surface hardening. *Manufacturing Technology : CIRP Annals*. 2008. Vol. 57. P. 209-212.
133. Исаченко В. П., Осипова В. А., Сухомел А. С. Теплопередача. Москва : Энергия, 1969. 439 с.
134. Панченко В. Я. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. Москва : ФИЗМАТЛИТ, 2009. 664 с.
135. Capello E., Castelnovo M., Previtali B., Vedani M. Surface treatment of welded duplex stainless steels by diode laser. *J Laser Appl*. 2007. № 19. P. 133-140.

136. Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н. Методы поверхностной лазерной обработки. Москва : Высшая школа, 1987. 191 с.
137. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. Москва : Наука, 1976. 279 с.
138. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. Москва : Машиностроение, 1980. 304 с.
139. Ляшок А. В. Планування багатofакторного експерименту при дослідженні процесу ультразвукового розпилення в тонкому шару. *Вісник НТУУ «КПІ»*. 2013. № 3 (69). С. 13-17.
140. Laser modification of the materials surface layer / J. Kusinski at al. *Technical Sciences*. 2012. Vol. 60. P. 710-728.
141. Kimura Y. Surface asperity deformation under bulk plastic straining conditions. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1999. Vol. 41. P. 283-307.
142. Dürr A. Zur Ermüdungsfestigkeit von Schweißkonstruktionen aus höherfesten Baustählen bei Anwendung von UIT-Nachbehandlung : Dr.-Ing. Dissertation / Institut für Konstruktion und Entwurf der Universität Stuttgart. Stuttgart, 2007. S. 196.
143. Numerical prediction of the residual stress state after shot peening / M. Klemenz et al. *High Performance Computing in Science and Engineering*. 2006. P. 437-448.
144. Кудрявцев И. В., Минков Я. Л., Дворникова Е. Э. Повышение прочности и долговечности крупных деталей машин поверхностным наклепом. Москва : *Информтяжмаш*, 1970. № 12-69-18. 145 с.
145. Савельев И. В. Курс общей физики. Механика. Молекулярная физика. Москва : Наука, 1982. Т. 1. 432 с.
146. Schulze V. Mechanische Oberflächenbehandlungen. 2015. S. 42. URL: <http://surl.li/cjbwj> (Last accessed: 09.04.2020).

147. Лебеденко В. Г. Математическое моделирование процесса формирования геометрических параметров поверхностного слоя и параметров упрочнения при обработке деталей дробью. *Вестник ДГТУ*. Дагестан, 2008. Т. 8. № 4 (39). С. 202-212.
148. Михин Н. М. Внешнее трение твёрдых тел. Москва : Наука, 1977. 222 с.
149. Непомнящий Е. Ф. Трение и износ под воздействием струи твердых сферических частиц. Контактное взаимодействие твердых тел и расчет сил трения и износа. Москва : Наука, 1971. С. 190-200.
150. Розрахунок температурно-швидкісних параметрів частинок при холодному газодинамічному напилюванні / О. В. Шорінов та ін. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2019. №7 (159). С. 139-144.
151. Чукова Ю. П. Распределение Пуассона. *Квант*. Москва : Наука, 1988. № 8. С. 15-18.
152. Югов В. И. Высокоэффективная технология ресурсосбережения: лазерная поверхностная обработка. *Фотоника*. 2012. № 4 (34). С. 12-20.
153. ДСТУ 3684-98. Прокат із якісної конструкційної нелегованої та легованої сталі для холодного видавлювання та висаджування. Технічні умови. [Чинний від 1999-01-01]. Вид. офіц. Київ, 1998. 33 с.
154. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов и др. Москва: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. 648 с.
155. Полянсков Ю. В., Табаков В. П., Тамаров А. П. Технологические методы повышения износостойкости режущего инструмента и деталей машин. Ульяновск : УЛГУ, 1999. 69 с.
156. ГОСТ 8233-56. Сталь. Эталоны микроструктур. [Действителен от 1957-07-01]. Изд. оф. Москва : ИПК Издательство стандартов, 2004. 12 с.
157. Rozmus-Gornikowska M., Kusinski L., Blicharski M. Laser shock processing of an austenitic stainless steel. *Archives of Metallurgy*. 2010. Vol. 55. P. 635-639.

158. Дробоструминна обробка. *UkrMinGlass*. URL: <http://surl.li/cjbwn> (дата звернення: 15.05.2019).
159. Deepanshu Prasad. Review on Shot Blasting Processes. *IJSRD – International Journal for Scientific Research & Development*. 2018. Vol. 6. Issue 2. P. 515-517.
160. Interminglass : веб-сайт. URL: <http://interminglass.polandtrade.ru/> (дата звернення: 15.05.2019).
161. Звягинцев Д. С. Разработка методики и средств ремонта кузовных деталей автомобилей с помощью дробеструйной обработки. *Молодой ученый*. 2012. № 5 (40). С. 20-22.
162. Коваленко В. С., Головки Л. Ф., Черненко В. С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. Киев, 1990. 192 с.
163. Гаращук В. П. Основи фізики лазерів : навчальний посібник. Київ : Пульсари, 2012. 343 с.
164. Пирометр ЭПИР-1350: руководство по эксплуатации и паспорт. Харьков: Эталон-Прибор. 13 с.
165. Принцип работы пирометра, его устройство и основные виды. *PhotoFast i-FlashDrive* : веб-сайт. URL: <http://surl.li/cjbwr> (дата звернення: 12.07.2020).
166. Таблицы коэффициентов в термографии для различных материалов. *Група ICS* : веб-сайт. URL: <http://surl.li/cjbxk> (дата звернення: 12.07.2020).
167. Nikon. *Nikon* : веб-сайт. URL: <http://surl.li/cjbwu> (дата звернення: 20.06.2020).
168. Григорович В. К. Твердость и микротвердость металлов : монография. Москва : Наука, 1976. 230 с.
169. ДСТУ ISO 6508-1:2013. Металеві матеріали. Визначення твердості за Роквеллом. Частина 1. Метод випробування (шкали А, В, С, D, E, F, G, H, K, N, T) (ISO 6508-1:2005, IDT). [Чинний від 2014-07-01]. Вид. офіц. Київ, 2013. 22 с.

170. ДСТУ ISO 6507-1:2007. Матеріали металеві. Визначення твердості за Віккерсом. Частина 1. Метод випробування (ISO 6507-1:2005, IDT). [Чинний від 2018-02-01]. Вид. офіц. Київ, 2018. 20 с.

171. Центр рентгеноструктурного аналізу Rigaku. *Інженерно-фізичний факультет КІІ ім. Ігоря Сікорського* : веб-сайт. URL: <http://surl.li/cjbwww> (дата звернення: 17.09.2020).

172. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Металлургия. Москва, 1970. 366 с.

173. ДСТУ 2823-94. Зносостійкість виробів. Тертя, зношування та мащення. Терміни та визначення. [Чинний від 1993-01-01]. Вид. офіц. Київ, 1992. 33 с.

174. ГОСТ 30480-97. Обеспечение износостойкости изделий. Методы испытаний на износостойкость. Общие требования. [Действителен от 1997-04-25]. Изд. оф. Минск, 1998. 15 с.

175. Новий довідник: Математика. Фізика / Г. Дяченко та ін. Київ : ТОВ «Казка», 2007. 880 с.

176. ДСТУ EN ISO 8044:2018. Корозія металів та сплавів. Основні терміни та визначення понять (EN ISO 8044:2015, IDT; ISO 8044:2015, IDT). [Чинний від 2018-11-01]. Вид. офіц. Київ, 2018.

177. ГОСТ Р 9.905-2007 (ИСО 7384:2001, ИСО 11845:1995). Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Методы коррозионных испытаний. Общие требования (Переиздание). [Действителен от 2009-07-01]. Изд. оф. Москва, 2007. 20 с.

178. Крагельский И. В., Добычин М. Н., Комбалов В. С. Основы расчета на трение и износ. Москва : Машиностроение, 1977. 526 с.

179. Бернацкий А. В. Лазерное поверхностное легирование стальных изделий. *Автоматическая сварка*. 2013. № 12 (727). С. 3-9.

180. Тамаркин М. А., Тищенко Э. Э., Лебеденко В. Г. Повышение качества поверхностного слоя деталей при обработке поверхностным

пластическим деформированием в гибких гранулированных средах. *Вестник ДГТУ*, 2009. № 3 (42). Т. 9. С. 213-224.

181. Інженерія поверхні / К. А. Ющенко та ін. Київ : Наукова думка, 2007. 559 с.

182. Кукляк М. Л., Гаврилов Г. В. Залишкові напруження в сталевих деталях, зміцнених за комплексною технологією. *Lviv Polytechnic National University Institutional Repository*. 2002. С. 102-107.

183. Чигрин В. С. Исследование напряженно-деформированного состояния агрегата «Дробилка» при действии эксплуатационных нагрузок. Харьков : ХАИ, 2012. С. 13-15.

184. Прочность материалов и конструкций / под ред. Г. С. Писаренко. Киев : Наукова думка, 1975. 384 с.

185. Мокрая дробеструйная обработка на установках RÖSLER: когда вода и абразивный материал идеально дополняют друг друга. *Rösler* : веб-сайт. URL: <http://surl.li/cjbxd> (дата звернення: 11.08.2020).

186. Выбор источника сжатого воздуха для дробеструйной камеры. *АОКС. Дробеструйные технологии* : веб-сайт. URL: <http://surl.li/cjbxf> (дата звернення: 11.08.2020).

ДОДАТКИ

ДОДАТОК А

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці, в яких представлені основні наукові результати дисертації

Статті у періодичних наукових виданнях, проіндексованих у базі Scopus:

1. Lesyk D., Matrinez S., Mordyuk B., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.** Combined laser-ultrasonic surface hardening process for improving the properties of metallic products. *Lecture Notes in Mechanical Engineering. Advances in Design, Simulation and Manufacturing*. Switzerland: Springer International Publishing, 2018. P. 97-107. https://doi.org/10.1007/978-3-319-93587-4_11. (*Scopus*, Q3)

(Дисертантом розроблено програму поверхневого зміцнення багатобойковим інструментом з використанням обладнання з числовим програмним керуванням та проведено експериментальні дослідження).

2. Dzhemelinskyi V., Lesyk, Goncharuk D., **Danyleiko O.** Surface hardening and finishing of metallic products by hybrid laser-ultrasonic treatment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2019. № 1(12-91). P. 35-42. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.124031>. (*Scopus*, Q3)

(Дисертантом визначено температуру початку деформаційної дії високочастотним ударним інструментом у процесі лазерного термореформаційного зміцнення сталевих деталей).

3. Lesyk D., Matrinez S., Mordyuk B., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.** Effects of the combined laser-ultrasonic surface hardening induced microstructure and phase state on mechanical properties of AISI D2 tool steel. *Lecture Notes in Mechanical Engineering. Advances in Design, Simulation and Manufacturing II*. Switzerland: Springer International Publishing, 2020. P. 188-198. https://doi.org/10.1007/978-3-030-22365-6_19. (*Scopus*)

(Дисертантом визначено мікротвердість інструментальної сталі AISI D2, зміцненої лазерною термообробкою).

4. **Danyleiko O.**, Dzhemelinskyi V., Lesyk D. Increasing wear and corrosion resistance of steel products by combined laser thermomechanical treatment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2021. № 6 (1-114). P. 72-80. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.247552>.

(Дисертантом проведено експерименти лазерної та дробоструминної поверхневої обробок, зносо- так корозійної стійкості; здійснено аналіз отриманих результатів, підготовлено текст, графіки та ілюстрації). (*Scopus, Q2*)

5. Lesyk D., Hruska M., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.**, Honner M. Selective surface modification of complexly shaped steel parts by robot-assisted 3D scanning laser hardening system. *Lecture Notes in Networks and System. New Technologies, Development and Application V*. Switzerland: Springer International Publishing, 2022. V. 472. P. 30-36. https://doi.org/10.1007/978-3-031-05230-9_3. (*Scopus*)

(Дисертантом проведено аналіз результатів експериментальних досліджень по зміцненню зразків лазерним гартуванням, здійснено підбір та аналіз літературних джерел за темою дослідження).

Статті у виданнях, включених до переліку наукових фахових видань України:

1. Джемелінський В. В., Лесик Д. А., Салій С. С., **Данилейко О. О.** Забезпечення якості поверхневого шару дрібнорозмірних деталей комбінованою оздоблювально-зміцнювальною обробкою. *Вібрації в техніці та технологіях*. 2016. № 1(81). С. 81-85.

(Дисертантом проведено дослідження параметрів шорсткості та топографії мікрорельєфу поверхні, визначено мікротвердість досліджуваних зразків).

2. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.**, Хижевський В. В. Дослідження мікрорельєфу та структури поверхневого шару при лазерній та ультразвуковій термдеформаційній обробці інструментальної сталі. *Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»*. Серія «Машинобудування». 2016. № 3(78). С. 58-64.

(Дисертантом визначено мікротвердість в приповерхневих шарах досліджуваних зразків, а також досліджено вплив деформаційної дії на зміну текстури поверхні інструментальної сталі).

3. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., Мордюк Б. М., Прокопенко Г. І., **Данилейко О. О.** Визначення оптимальних режимів комбінованого лазерно-ультразвукового зміцнення інструментів сталі Х12МФ. *Вісник Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»*. Серія «Нові рішення

в сучасних технологіях». 2017. № 23(1245). С. 27-35. <https://doi.org/10.20998/2413-4295.2017.23.05>.

(Дисертантом проведено аналіз літературних джерел).

4. Lesyk D., Dzhemelinskyi V., Martinez S., Lamikiz A., **Danyleiko O.**, Hyzhevskiy V. Laser transformation hardening effect on hardening zone features and surface hardness of tool steel AISI D2. *Mechanics and Advanced Technologies*. 2017. №1(79). P. 26-33. <http://dx.doi.org/10.20535/2521-1943.2017.79.95851>.

(Дисертантом визначено взаємозв'язок між вхідними технологічними режимами лазерного термозміцнення та поверхневою мікротвердістю сталевих зразків з використанням багатфакторного експерименту).

5. Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**, Бернацький А. В. Підвищення ефективності поверхневого зміцнення металевих виробів комбінованою термодетонаційною обробкою. *Вібрації в техніці та технологіях*. 2020. № 1(96). С. 103-110. <http://dx.doi.org/10.37128/2306-8744-2020-1-11>.

(Дисертантом проведено експерименти лазерної та дробоструминної поверхневої обробок, здійснено аналіз одержаних результатів, підготовлено текст та ілюстративний матеріал).

Патенти:

1. Установка для лазерного термодетонаційного зміцнення та оздоблювання великогабаритних поверхонь деталей складної форми: пат. 119671 Україна: МПК В23К 26/08 (2014.01), В24В 39/00, С21D 10/00. №201611320 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 09.11.2016; опубл. 10.10.2017, Бюл. № 19. 3 с.

(Дисертантом розроблено елемент коливальної системи, виготовлено креслення установки).

2. Спосіб лазерно-ультразвукового легування та оздоблювання металевих поверхонь: пат. 121637 Україна: МПК С21D 10/00. №201706447 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 23.06.2017; опубл. 11.12.2017, Бюл. № 23. 3 с.

(Дисертантом запропоновано схему комбінованого зміцнення статичним ППД з використанням твердотілого наконечника).

3. Спосіб комбінованого лазерно-гідроструменевого зміцнення та оздоблювання металевих поверхонь складної форми: пат. 127865 Україна: МПК С21D 10/00, В23К

26/352 (2014.01), В23К 103/00. №201802226 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 05.03.2018; опубл. 27.08.2018, Бюл. № 16. 4 с.

(Дисертантом запропоновано здійснювати інтенсивне пластичне деформування перед термічною дією лазерним променем).

4. Спосіб адитивного виробництва металевих виробів селективним лазерним плавленням в поєднанні з інтенсивним поверхнево-пластичним деформуванням: пат. 127866 України, МПК С21D 10/00. №201802227 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 05.03.2018; опубл. 27.08.2018, Бюл. № 16. 3 с.

(Дисертантом модернізовано установку з числовим програмним керуванням для інтенсивного поверхневого пластичного деформування, підготовлено опис винаходу та реферат).

5. Спосіб зміцнення та оздоблювання поверхонь виробів складної форми виготовлених селективним лазерним плавленням: пат. 132835 Україна: МПК С21D 10/00. №201810339 / Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.**; заявл. 19.10.2018; опубл. 11.03.2019, Бюл. № 5. 4 с.

(Дисертантом запропоновано для зміцнення виробів складної форми використати високошвидкісний потік дрібнорозмірних металевих часток, підготовлено креслення).

6. Спосіб виготовлення та відновлення металевих виробів лазерним наплавленням в поєднанні з інтенсивним імпульсним зміцненням: пат. 135798 Україна: МПК С21D 10/00, В22D 19/10 (2006.01). №201808165 / Джемелінський В. В., Лесик Д. А., **Данилейко О. О.**; заявл. 24.07.2018; опубл. 25.07.2019, Бюл. № 14. 4 с.

(Дисертантом запропоновано дробоструминну обробку для інтенсивного імпульсного зміцнення поверхонь виробів та методику для визначення максимальної швидкості деформаційної дії металевих кульок).

7. Спосіб термомеханічної поверхневої обробки металевих виробів: пат. 142704 Україна: МПК С21D 8/00. №201911672; заявл. 05.12.2019 / **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А.; опубл. 25.06.2020, Бюл. № 12. 5 с.

(Дисертантом запропоновано методики комбінованої термомеханічної обробки металевих виробів, проведено експериментальне підтвердження дії дробоструминної, низькочастотної ударної та лазерної обробок, підготовлено опис).

Публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

1. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Поліпшення якості поверхневого шару сталі 30ХГСА комбінованою лазерно-деформаційною обробкою. *Прогресивні технології в машинобудуванні* : матеріали VII міжнар. наук.-техн. конф., м. Львів-Звенів, 5-9 лютого 2018 р. С. 41-43.

(Дисертантом здійснено експериментальні дослідження комбінованого поверхневого лазерно-деформаційного зміцнення, проаналізовано одержані результати, підготовлено тези доповіді, ілюстративний матеріал та схеми).

2. Lesyk D., Mordyuk B., Dzhemelinskyi V., Prokopenko G., **Danyleiko O.** Influence of ultrasonic impact treatment on surface topography and microstructure of AISI 321 stainless steel. *International trends in Science and Technology* : Proceedings of 2nd International Scientific and Practical Conference, Warsaw. 2018. № 3(10). V. 2. P. 3-8.

(Дисертантом визначено мікротвердість зразків після ультразвукової ударної обробки, підготовлено ілюстративний матеріал).

3. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.**, Скляр А. Можливості відновлення поверхонь деталей автомобілів комбінованою лазерно-деформаційною адитивною технологією. *Сучасні технології на автомобільному транспорті та машинобудуванні* : матеріали міжнар. наук.-практ. конф., м. Харків, 15-18 жовтня 2019 р. Харків, 2019. С. 164-166.

(Дисертантом розроблено схему сопла для відновлення зношених поверхонь металевих деталей комбінованою лазерно-деформаційною адитивною технологією).

4. Lesyk D., Dzhemelinskyi V., **Danyleiko O.**, Salii S. Surface finishing of complexly shaped metal parts by vibratory treatment combined with magnetic treatment. *International Trends in Science and Technology* : Proceedings of the XVII International Scientific and Practical Conference, Warsaw, September 30, 2019. Warsaw, Poland : RS Global Sp. Z O. O., 2019. V. 1. P. 16-20.

(Дисертантом проведено експериментальні дослідження, визначено режими поверхневого зміцнення, оздоблювання та мікротвердість досліджуваних зразків).

5. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Технологічне забезпечення якості поверхневого шару сталі 45 комбінованою лазерно-ультразвуковою обробкою. *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем* : матеріали IX

міжнар. наук.-практ. конф., м. Чернігів, 14-16 травня 2019 р. Чернігів : ЧНТУ, 2019. Т. 1. С. 94-95.

(Дисертантом проведено аналіз літературних джерел, виконано розрахунки).

6. Лесик Д. А., Джемелінський В. В., **Данилейко О. О.** Перспективи використання комбінованої лазерно-гідроструменевої обробки металевих деталей. *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем* : матеріали Х міжнар. наук.-практ. конф., м. Чернігів, 29-30 квіт. 2020 р. Чернігів : ЧНТУ, 2020. Т. 1. С. 165-166.

(Дисертантом проведено експериментальні дослідження зміцнення поверхневого шару зразків зі сталі 45 гідроструменевою обробкою).

7. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Лесик Д. А. Підвищення зносостійкості металевих виробів комбінованою термдеформаційною обробкою. *Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта* : матеріали ХХІ міжнар. наук.-техн. конф., м. Київ, 6-9 жовтня 2020 р., Київ, 2020. С. 110-113.

(Дисертантом проведено експериментальні дослідження зміцнення зразків зі сталі 30ХГСА комбінованою термдеформаційною обробкою, випробування на зносостійкість, побудовано графіки).

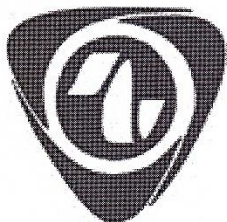
8. **Данилейко О. О.**, Джемелінський В. В., Бернацький А. В., Лесик Д. А. Вплив дробоструминного зміцнення з наступним лазерним термозміцненням на якість поверхневого шару сталі 30ХГСА. *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем* : матеріали ХІІ міжнар. наук. практ. конф., м. Чернігів, 25-26 травня 2023 р. Чернігів : ЧНТУ, 2023. Т. 2. С. 111.

(Дисертантом проаналізовано вплив послідовного застосування ДСО та ЛТО на якість поверхневого шару сталі 30ХГСА).

Відомості про апробацію результатів дисертації

1. VII міжнародна науково-технічна конференція «Прогресивні технології у машинобудуванні», 5-9 лютого 2018 р., Львів, Звенів – *опубліковано тези*;
2. II міжнародна науково-практична конференція «International Trends in Science and Technology», березень 2018 р., Варшава, Польща – *опубліковано тези*;
3. Міжнародна науково-практична конференція «Сучасні технології на автомобільному транспорті та машинобудуванні», 15-18 жовтня 2019 р., Харків – *опубліковано тези*;
4. XVII міжнародна науково-практична конференція «International Trends in Science and Technology», 30 вересня 2019 р., Варшава, Польща – *опубліковано тези*;
5. IX міжнародна науково-практична конференція «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 14-16 травня 2019 р., Чернігів – *опубліковано тези*;
6. X міжнародна науково-практична конференція «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 29-30 квітня 2020 р., Чернігів – *опубліковано тези*;
7. XXI міжнародна науково-технічна конференція «Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта», 6-9 жовтня 2020 р., Київ – *опубліковано тези*;
8. XIII міжнародна науково-практична конференція «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 25-26 травня 2023 р., Чернігів – *опубліковано тези*.

ДОДАТОК Б



ДЕРЖАВНИЙ КОНЦЕРН
«УКРОБОРОНПРОМ»

ДЕРЖАВНЕ ПІДПРИЄМСТВО ЗАВОД

ГЕНЕРАТОР

Адреса: Україна, 04080,
м. Київ,
вул. Новокосянтинівська, 18
тел.: +38 (044) 425-00-28
факс: +38 (044) 205-97-27
e-mail:
generator@ukroboronprom.com

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор ДП Завод «Генератор»

 В. О. Ольшанський

19 жовтня 2020 р.

АКТ

впровадження результатів дисертаційної роботи Данилейка Олександра
Олександровича за напрямком підвищення якості поверхневого шару молібденових
деталей комбінованою термодетформаційною обробкою.

Дисертація присвячена вирішенню задачі підвищення фізико-механічних властивостей, зносо- та корозійностійкості, поліпшення мікрогеометрії поверхні металевих виробів (інструментів), зокрема з молібдену методом механотермічної поверхневої обробки металевих виробів без оплавлення.

На підставі проведених випробувань розробленої методики на базі ДП Завод «Генератор», встановлено, що її використання забезпечує: поліпшення якості поверхневого шару деталей, зменшує шорсткість поверхні, що в умовах подальшої експлуатації не схильний до розтріскування та відшарування; підвищення глибини зміцнення у 1,8 разів, порівняно з лазерно-термічною обробкою; покращення фізико-механічних властивостей поверхні деталі, зокрема: збільшення мікротвердості у 2,6 разів, а також зростання зносостійкості у понад 13 разів, порівняно з матеріалом, який не проходив додаткову комбіновану термодетформаційну обробку.

Впровадження запропонованого комбінованого способу зміцнення без оплавлення на ДП Завод «Генератор» сприятиме підвищенню якості поверхневого шару молібденових деталей, їх чистоти, ефективності виробництва за рахунок

автоматизації процесу термообробки по контуру деталей складної форми, виготовлених із молібдену, а також із металевих сплавів, зокрема молібденового.

На підставі результатів досліджень, які підтверджують ефективність використання розробленого способу зміцнення, фахівцями ДП Завод «Генератор» прийнято рішення про використання результатів дисертаційної роботи, зокрема впровадження комбінованого способу поверхневого термодетонаційного зміцнення без оплавлення, який дозволить підвищити фізико-механічні властивості, поліпшити мікрогеометрію. Таким чином, результати роботи рекомендовані для впровадження у виробництво.

Головний інженер

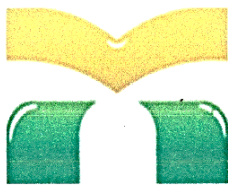


В. П. Ярмошик

Начальник відділу технічного контролю



В. В. Ситник



Приватне акціонерне товариство тел./факс: +380 (5362) 3-22-04
 „Хорольський механічний завод“ e-mail: office@mehzavod.com.ua
 Адреса: Україна, 37800,
 Полтавська обл., м. Хорол,
 вул. Небесної Сотні, 106



ЗАТВЕРДЖУЮ

Голова правління

М. І. Міщенко

19 лютого 2020 р.

АКТ

впровадження результатів дисертаційної роботи Данилейка Олександра
 Олександровича за напрямком підвищення експлуатаційних властивостей металевих
 деталей комбінованою термдеформаційною обробкою

Дисертація присвячена вирішенню задачі підвищення фізико-механічних властивостей, зносо- та корозійностійкості, поліпшення мікрогеометрії поверхні виробів (інструментів) із сталі 30 ХГСА, які використовуються у дробарках ударного типу А1-ДМ2Р.

На основі проведеного аналізу теоретичних та експериментальних досліджень, запропоновано комбінований метод термдеформаційного зміцнення з використанням енергії лазерного променя і поверхневого пластичного деформування.

Використання запропонованого комбінованого методу дозволило, за рахунок ГПД, утворити в поверхневих шарах деталей залишкових напружень стиснення і сприятливі зміни мікрогеометрії поверхні за рахунок підвищення мікротвердості на 990 МПа, порівняно із мікротвердістю матеріалу основи (2060 МПа). Наступне лазерне високошвидкісне гартування зміцненого поверхневого шару (за рахунок формування в зернах мартенситу блокової структури) дозволило значно підвищити мікротвердість та глибину зміцненого шару. Зокрема, мікротвердість локальних об'ємів деталей в місцях їх зносу підвищилася у 2,35 раз (4850 МПа) порівняно з вихідною, а глибина зміцненого шару у 1,43 рази.

Використання запропонованого комбінованого способу термодформаційного зміцнення також забезпечило поліпшення якості поверхневого шару, який не схильний до розтріскування та відшарування, а також підвищення зносо- та корозійностійкості.

Впровадження запропонованого способу сприятиме підвищенню ефективності виробництва за рахунок автоматизації процесу термообробки по контуру деталей складної форми.

Отримані в дисертаційній роботі результати проведених досліджень по визначенню оптимальних режимів комбінованого способу поверхневого термодформаційного зміцнення для підвищення фізико-механічних властивостей, поліпшення мікрогеометрії та відновлення поверхні, а також запропоновані рекомендації, будуть використані на виробництві.

Начальник технічного відділу



В. М. Сурмач





УКРАЇНА



ПАТЕНТ

НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ

№ 142704

СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ПОВЕРХНЕВОЇ ОБРОБКИ
МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи
і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на корисні
моделі **25.06.2020**.

Заступник Міністра розвитку
економіки, торгівлі та сільського
господарства України

Д.О. Романович



ДОДАТОК В

Таблиця В.1

Дисперсійний аналіз глибини зміцнення при ЛТО

Factor	Sum of squares	df	Mean square	F value	p-value Prob>F
Model	1.136·10 ⁵	5	22712.63	155.98	0.0008
A(x ₁) – temperature	86400.00	1	86400.00	593.35	0.0002
B(x ₂) – feed rate	19888.65	1	19888.65	136.58	0.0013
AB	4563.16	1	4563.16	31.34	0.0113
A ²	3821.05	1	3821.05	26.24	0.0144
B ²	200.00	1	200.00	1.37	0.3258
Residual SS	436.84	3	145.61		
Cor Total SS	1.140·10 ⁵	8			
Std. Dev.	12.07		R-Squared	0.9962	
Mean	223.33		Adj R-Squared	0.9898	
C.V. %	5.40		Pred R-Squared	0.9537	
PRESS	5281.52		Adeq Precision	36.084	

Таблиця В.2

Позначення	Пояснення
<i>factor</i>	фактор
<i>model</i>	модель
<i>temperature</i>	температура
<i>feed rate</i>	швидкість переміщення
<i>Sum of squares (SS)</i>	квадратичне відхилення середнього експерименту
<i>df</i>	число ступенів свободи <i>F</i> -критерія
<i>Mean square</i>	середньоквадратична дисперсія
<i>F value</i>	значення <i>F</i> -критерія, зокрема порівняння дисперсії із похибкою дисперсії
<i>p-value [Prob>F]</i>	значення значимості, що пов'язане зі значенням <i>F</i> -критерію. Якщо значення моделі < 0.05, то вона є адекватною, а якщо значення коефіцієнтів регресії > 1, то коефіцієнти є не значимими
<i>Residual</i>	похибка квадратичного відхилення середнього експерименту
<i>Corrected Total</i>	сума квадратичного відхилення середнього експерименту
<i>Standard deviation</i>	стандартне відхилення, яке пов'язане з похибкою експерименту, зокрема є мірою розпорошування результатів спостереження відносно кривої регресії
<i>Mean</i>	середнє значення відгуку

<i>Coefficient of variation (C.V.)</i>	коефіцієнт варіювання моделі, зокрема похибка, яка виражена у відсотках від середнього
<i>Predicted Residual Sum of Squares for the model (PRESS)</i>	передбачена похибка квадратичного відхилення моделі
<i>R-squared (R^2)</i>	квадрат коефіцієнту множинної кореляції, який називається коефіцієнтом детермінації, який вказує наскільки отримані спостереження підтверджують модель
<i>Adjusted R-squared (R^2)</i>	скоригований коефіцієнт детермінації
<i>Predicted R-squared (R^2)</i>	передбачений коефіцієнт детермінації, який показує наскільки добре модель прогнозує значення відгуку ($0 \leq R^2 \leq 1$)
<i>Adequate Precision</i>	є мірою діапазону у передбаченні відгуку по відношенню пов'язаної похибки моделі. Діапазон бажаних значень дорівнює 4 або більше

Таблиця В.3

Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів при ЛТО

Factor	$y_1 (h_3)$	$y_2 (b_3)$	$y_3 (HRC)$	$y_4 (H_\mu)$
Sum of squares	$1.136 \cdot 10^5$	$1.654 \cdot 10^6$	133.02	13.46
df	5	5	5	5
Mean square	22712.63	$3.309 \cdot 10^5$	26.60	2.69
F value	155,98	125.5	93.89	218.06
p-value prob.>F	0.0008	0.0011	0.0017	0.0005
Residual (error) SS	436.84	7909.36	0.85	0.037
Corrected Total SS	$1.140 \cdot 10^5$	$1.662 \cdot 10^6$	133.87	13.50
Standard deviation	12.7	51.5	0.53	0.11
Mean	223.33	9544.44	52.99	8.82
C.V. %	5.4	0.54	1	1.26
PRESS	5281.52	91634.3	9.70	0.35
R^2	0.9962	0.9952	0.9937	0.9973
Adjusted R^2	0.9898	0.9873	0.9831	0.9927
Predicted R^2	0.9537	0.9449	0.9275	0.9739
Adequate precision	36.08	34.492	26.693	38.693

Таблиця В.4

Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів при ППО

Factor	$y_1 (R_a)$	$y_2 (W_a)$	$y_3 (S_a)$	$y_4 (\text{HRC})$
Sum of squares	0.034	0.51	3.89	5.90
df	5	5	5	5
Mean square	$6.829 \cdot 10^{-3}$	0.10	0.78	1.18
F value	1843.80	61.12	34.20	79.71
p-value prob.>F	<0.0001	0.0032	0.0076	0.0022
Residual (error) SS	$1.111 \cdot 10^{-5}$	$4.975 \cdot 10^{-3}$	0.068	0.044
Corrected Total SS	0.034	0.51	3.95	5.95
Standard deviation	1.925E-003	0.041	0.15	0.12
Mean	0.33	0.97	1.91	25.59
C.V. %	0.58	4.20	7.90	0.46
PRESS	$8.265 \cdot 10^{-5}$	0.046	0.83	0.41
R^2	0.9997	0.9903	0.9828	0.9925
Adjusted R^2	0.9991	0.9741	0.9540	0.9801
Predicted R^2	0.9976	0.9096	0.7904	0.9311
Adequate precision	121.976	24.587	14.624	24.485

ДОДАТОК Г

Програма для розрахунку параметрів деформації при ППО

```

PROGRAM US-shock;
  type
    sig=array[1..3500,1..2] of real;
    sigm=array[1..3500] of real;
  CONST
    a=1.2e-2;
    wt0=0;wtf=20;h1=0.05;
    h2=0.5;
  var
    n,i,k,p,g,l:INTEGER;

  alfa,gamma,b,wt,x,S,sr,f1f,f2f,sigma,sigma5,ep,sigma4,epp,dedp:real;
    f1,f2,f3:TEXT;
    t:sig;
    f:sigm;

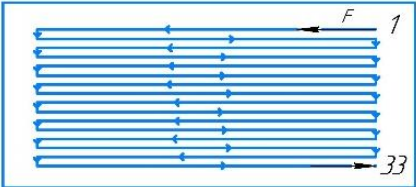
  LABEL
    NACH,lb2;
  FUNCTION hewiside (wt:real):real;
    BEGIN
      IF SIN(wt) > 0.0 THEN hewiside:=1.0 ELSE hewiside:=0.0;
    END;
  PROCEDURE sigmaro(wt,ep:real;var sr:real);
    const
      g=0.350e-4;
    begin
      if wt<=1.57 then sr:=0 else
        sr:=g*sqrt(ep*wt);
      end;
  PROCEDURE rightpart (wt:real; VAR SIGMA,f1f:real;
hewiside:real);
    BEGIN
      f1f:=A*cos(wt)*hewiside-GAMMA*(EXP(alfa*(SIGMA-sr))-exp(-
alfa*(sigma-sr)));
    END;
  PROCEDURE rungekutt (wt,H1:real; VAR SIGMA,f1f:real);
    VAR I: INTEGER;
    H,HH,Q,SIGMA0,SIGMA1:real;
    BEGIN
      H:=0.0; HH:= H1/2.0;
      SIGMA0:= SIGMA; SIGMA1:= SIGMA;
      FOR I:= 1 TO 4 DO
        begin rightpart (wt+h,SIGMA,f1f,hewiside(wt));
          IF I=3 THEN H:=H1 ELSE H:=HH;
          Q:=H*f1f; SIGMA:=SIGMA0+Q;
          IF I=2 THEN Q:=2*Q;
          SIGMA1:= SIGMA1 + Q/3.0;
        end;
        SIGMA:=SIGMA1;
        if sigma<0 then sigma:=0.0;
      end;
  procedure ff (sigma5:real; var f2f,sr:real);
    BEGIN f2F:=exp(alfa*sigma5)*exp(-alfa*sr);
    END;
  PROCEDURE rektangle (a,wt:real; l:integer; VAR
ep,sr:real;f:sigm);
    var n:integer;
    H1,x,s:real;
    BEGIN h1:=0.05;
      n:=round((wt-a)/h1);
      x:=0.0; S:= 0.0;
      FOR l:= 1 TO n DO
        BEGIN s:=s + f[l];
          x:=x+h1;
          .....;

```


ДОДАТОК Д

Таблиця Д.1

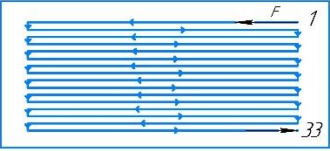
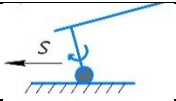
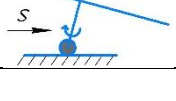
Режими статичної ППО (30ХГСА)

Схема обробленого зразка	№ доріжки	Оберти шпинделя, $\frac{об}{хв}$	Температура, °С			
			T _п	T _с	T _к	T _з
	1	330	14,2	27,3	28	
	2		28,4	33,2	35,4	
	3		35,6	36,4	37,6	35,9
	4		38,4	39	41	
	5		41,5	42,5	42,3	
	6		42,1	42,8	43	
	7		43,7	44,3	45,8	37,3
	8		41,3	41,2	43	36,9
	9		41,4	42,1	41,7	30,7
	10		41,7	41,4	41,1	32,5
	11		42,8	43,5	43,4	31,8
	12		41,3	42	42,5	33,6
	13		42,6	42,7	38	35,9
	14		32,1	31,9	33,2	
	15		33,4	32,7	26,6	
	16		27,4	27,9	28	
	17		28,4	35,7	36,5	
	18		36,7	18,3	16,7	
	19		20,2	25,2	26,6	
	20		24,8	23,1	23,2	
	21		22,7	24,5	25,1	
	22		21,2	19,2	22,3	
	23	350	21,6	21,7	22	18,2
	24	360	20,3	20,4	20,7	
	25		20,6	26,8	27,4	
	26		27	22,5	23	
	27	340	23,9	24	24,8	
	28	360	24,7	25,1	21,3	
	29	350	19,5	22,4	24,9	
	30	340	23,6	29,2	28	
	31	350	27	28,7	28,6	
	32		27,9	28,5	26,3	
	33	340	26,1	30,3	31,9	
	33 ^I		26,5	27,6	33,4	

Таблиця Д.2

Роз'яснення до таблиці Д.1
<p>Перекриття доріжок (проходів) – 50%</p> <p>Подача $s=10 \frac{\text{мм}}{\text{хв}}$; Оберти: х/х – 370 об/хв; робочі – 340 об/хв</p> <p>Глибина $h=0,3\text{мм}=300\text{мкм}$ (задана у програмі Mach3)</p> <p>Тривалість обробки однієї доріжки (проходу) – $8,31 \text{ хв} + 10 \text{ с} = 8,41 \text{ хв}$;</p> <p>Тривалість зміцнення (34 доріжки) – $34 \times 8,41 = 285,94 \text{ хв} = 4,7657 \text{ год}$</p> <p>$T_0=2,7^\circ\text{C}$ – температура зразка перед зміцненням (нульова);</p> <p>T_z – температура зразка;</p> <p>T_n – початкова температура біля зони зміцнення (на початку доріжки);</p> <p>T_c – температура біля зони зміцнення на середині доріжки;</p> <p>T_k – кінцева температура біля зони зміцнення (в кінці доріжки).</p>
Роз'яснення до таблиці Д.3
<p>Перекриття доріжок (проходів) – 50%</p> <p>Подача $s=2 \frac{\text{см}}{\text{хв}} = 20 \frac{\text{мм}}{\text{хв}}$ (щоб нівелювати вимушене збільшення обертів шпинделя);</p> <p>Оберти: х/х – 1200 об/хв; робочі – 700 об/хв</p> <p>Кількість ударів: $15 \text{ ударів/оберт} \times 700 \text{ об/хв} = 10\,500 \text{ ударів/хв}$ $15 \text{ ударів/оберт} \times 900 \text{ об/хв} = 13\,500 \text{ ударів/хв}$</p> <p>Глибина $h=0,1 \text{ мм}=100 \text{ мкм}$ (задана у програмі Mach3)</p> <p>Тривалість обробки однієї доріжки (проходу) – 4,21 хв;</p> <p>Тривалість зміцнення (35 доріжок) – $35 \times 4,21 = 147,35 \text{ хв} = 2,456 \text{ год}$</p> <p>$T_0=2,7^\circ\text{C}$ – температура зразка перед зміцненням (нульова);</p> <p>T_z – температура зразка;</p> <p>T_n – початкова температура біля зони зміцнення (на початку доріжки);</p> <p>T_c – температура біля зони зміцнення на середині доріжки;</p> <p>T_k – кінцева температура біля зони зміцнення (у кінці доріжки).</p>

Таблиця Д.3

Схема обробленого зразка	№ доріжки	Оберти шпинделя, $\frac{\text{об}}{\text{хв}}$	Температура, °C				Примітки
			$T_{\text{п}}$	$T_{\text{с}}$	$T_{\text{к}}$	$T_{\text{з}}$	
	1	700	15,9	17,4	22,7	12	
	2		36,5	55	60,5	34,7	
	3		61,3	59,3	59,6		
	4		61,6	59,7	58	38,6	
	5		57,7	61	62	64,6	Наконечник припіднявся
	6		61,3	62	61,8		
	7		56,4	57	58,1		
	8		58,7	59,4	60,2		
	9		59	60	61		
	10		59,7	59,9	60,7		
	11		60,2	61	62,1		
	12		62,8	63,5	64,1	45,5	Пауза 10 хв
	13		30,8	42,4	44	17,8	Початок
	14		45,3	46,9	48,3		
	15		49,1	56,4	56		
	16		58,6	61,9	63		
	17		63,6	59,9	65,5		
	18		64,8	64	65		Пауза 10 хв
	19		49	50	54,1		Початок
	20		57	57,9	59	34,4	
	21		61,5	62,1	60,2		
	22		61,2	61,5	62,1		
	23		61,7	61,2	61,5		
	24		61,9	62,3	62,5		Пауза 10 хв
	25		41,7	46,2	45,9		Початок
	26		42,5	43,6	54,3		
	27		55,1	55,9	56,2	24,2	
	28		55,2	52,8	53,9		
	29		51	48,1	48,8	25,1	
	30	900	49,5	49,2	46,1		
	31		48,2	52	50,1		
	32		46	47,6	48		
	33		48,4	47,7	49		
	34		48,3	49,6	52,3	19,8	
	35		52,6	53	52,9		

Режими НЧУО (30ХГСА)

Таблиця Д.4

Керуюча програма

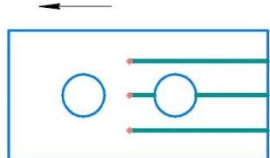


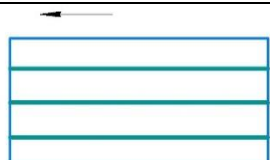
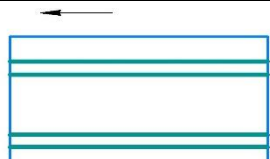
1	2	3
%		
N1G90G21F300;	N44G04P5;	N88G04P5;
N2G00X0Y0Z1;	N45G01X-2Z0,5F10;	N89G01X-4,2Z0,5F10;
N3G01X0Y0Z-0,3F10;	N46G01X-2,2Z0,5F100;	N90G01X-4,4Z0,5F100;
N4G04P5;	N47G01X-2,2Z-0,3F10;	N91G01X-4,4Z-0,3F10;
N5G01X0Y0Z0,5F100;	N48G04P5;	N92G04P5;
N6G01X-0,2Y0Z0,5F100;	N49G01X-2,2Z0,5F10;	N93G01X-4,4Z0,5F10;
N7G01X-0,2Y0Z-0,3F10;	N50G01X-2,4Z0,5F100;	N94G01X-4,6Z0,5F100;
N8G04P5;	N51G01X-2,4Z-0,3F10;	N95G01X-4,6Z-0,3F10;
N9G01X-0,2Y0Z0,5F10;	N52G04P5;	N96G04P5;
N10G01X-0,4Z0,5F100;	N53G01X-2,4Z0,5F10;	N97G01X-4,6Z0,5F10;
N11G01X-0,4Z-0,3F10;	N54G01X-2,6Z0,5F100;	N98G01X-4,8Z0,5F100;
N12G04P5;	N55G01X-2,6Z-0,3F10;	N99G01X-4,8Z-0,3F10;
N13G01X-0,4Z0,5F10;	N56G04P5;	N100G04P5;
N14G01X-0,6Z0,5F100;	N57G01X-2,6Z0,5F10;	N101G01X-4,8Z0,5F10;
N15G01X-0,6Z-0,3F10;	N58G01X-2,8Z0,5F100;	N102G01X-5Z0,5F100;
N16G04P3;	N59G01X-2,8Z-0,3F10;	N103G01X-5Z-0,3F10;
N17G01X-0,6Z0,5F10;	N60G04P5;	N104G04P5;
N18G01X-0,8Z0,5F100;	N61G01X-2,8Z0,5F10;	N105G01X-5Z0,5F10;
N19G01X-0,8Z-0,3F10;	N62G01X-3Z0,5F100;	N106G01X-5,2Z0,5F100;
N20G04P5;	N63G01X-3Z-0,3F10;	N107G01X-5,2Z-0,3F10;
N21G01X-0,8Z0,5F10;	N64G04P5;	N108G04P5;
N22G01X-1Z0,5F100;	N65G01X-3Z0,5F10;	N109G01X-5,2Z0,5F10;
N23G01X-1Z-0,3F10;	N66G01X-3,2Z0,5F100;	N110G01X-5,4Z0,5F100;
N24G04P5;	N67G01X-3,2Z-0,3F10;	N111G01X-5,4Z-0,3F10;
N25G01X-1Z0,5F10;	N68G04P5;	N112G04P5;
N26G01X-1,2Z0,5F100;	N69G01X-3,2Z0,5F10;	N113G01X-5,4Z0,5F10;
N27G01X-1,2Z-0,3F10;	N70G01X-3,4Z0,5F100;	N114G01X-5,6Z0,5F100;
N28G04P5;	N71G01X-3,4Z-0,3F10;	N115G01X-5,6Z-0,3F10;
N29G01X-1,2Z0,5F10;	N72G04P5;	N116G04P5;
N30G01X-1,4Z0,5F100;	N73G01X-3,4Z0,5F10;	N117G01X-5,6Z0,5F10;
N31G01X-1,4Z-0,3F10;	N74G01X-3,6Z0,5F100;	N118G01X-5,8Z0,5F100;
N32G04P5;	N75G01X-3,6Z-0,3F10;	N119G01X-5,8Z-0,3F10;
N33G01X-1,4Z0,5F10;	N76G04P5;	N120G04P5;
N34G01X-1,6Z0,5F100;	N77G01X-3,6Z0,5F10;	N121G01X-5,8Z0,5F10;
N35G01X-1,6Z-0,3F10;	N78G01X-3,8Z0,5F100;	N122G01X-6Z0,5F100;
N36G04P5;	N79G01X-3,8Z-0,3F10;	N123G01X-6Z-0,3F10;
N37G01X-1,6Z0,5F10;	N80G04P5;	N124G04P5;
N38G01X-1,8Z0,5F100;	N81G01X-3,8Z0,5F10;	N125G01X-6Z0,5F10;
N39G01X-1,8Z-0,3F10;	N82G01X-4Z0,5F100;	N126G01X-6,2Z0,5F100;
N40G04P5;	N83G01X-4Z-0,3F10;	N127G01X-6,2Z-0,3F10;
N41G01X-1,8Z0,5F10;	N84G04P5;	N128G04P5;
N42G01X-2Z0,5F100;	N85G01X-4Z0,5F10;	N129G01X-6,2Z0,5F10;
N43G01X-2Z-0,3F10;	N86G01X-4,2Z0,5F100;	N130G01X-6,4Z0,5F100;
N132G04P5;	N87G01X-4,2Z-0,3F10;	N131G01X-6,4Z-0,3F10;
N133G01X-6,4Z0,5F10;	N179G01X-8,8Z-0,3F10;	
N134G01X-6,6Z0,5F100;	N180G04P5;	
N135G01X-6,6Z-0,3F10;	N181G01X-8,8Z0,5F10;	
N136G04P5;	N182G01X-9Z0,5F100;	
	N183G01X-9Z-0,3F10;	

N137G01X-6,6Z0,5F10; N138G01X-6,8Z0,5F100; N139G01X-6,8Z-0,3F10; N140G04P5; N141G01X-6,8Z0,5F10; N142G01X-7Z0,5F100; N143G01X-7Z-0,3F10; N144G04P5; N145G01X-7Z0,5F10; N146G01X-7,2Z0,5F100; N147G01X-7,2Z-0,3F10; N148G04P5; N149G01X-7,2Z0,5F10; N150G01X-7,4Z0,5F100; N151G01X-7,4Z-0,3F10; N152G04P5; N153G01X-7,4Z0,5F10; N154G01X-7,6Z0,5F100; N155G01X-7,6Z-0,3F10; N156G04P5; N157G01X-7,6Z0,5F10; N158G01X-7,8Z0,5F100; N159G01X-7,8Z-0,3F10; N160G04P5; N161G01X-7,8Z0,5F10; N162G01X-8Z0,5F100; N163G01X-8Z-0,3F10; N164G04P5; N165G01X-8Z0,5F10; N166G01X-8,2Z0,5F100; N167G01X-8,2Z-0,3F10; N168G04P5; N169G01X-8,2Z0,5F10; N170G01X-8,4Z0,5F100; N171G01X-8,4Z-0,3F10; N172G04P5; N173G01X-8,4Z0,5F10; N174G01X-8,6Z0,5F100; N175G01X-8,6Z-0,3F10; N176G04P5; N177G01X-8,6Z0,5F10; N178G01X-8,8Z0,5F100;	N184G04P5; N185G01X-9Z0,5F10; N186G01X-9,2Z0,5F100; N187G01X-9,2Z-0,3F10; N188G04P5; N189G01X-9,2Z0,5F10; N190G01X-9,4Z0,5F100; N191G01X-9,4Z-0,3F10; N192G04P5; N193G01X-9,4Z0,5F10; N194G01X-9,6Z0,5F100; N195G01X-9,6Z-0,3F10; N196G04P5; N197G01X-9,6Z0,5F10; N198G01X-9,8Z0,5F100; N199G01X-9,8Z-0,3F10; N200G04P5; N201G01X-9,8Z0,5F10; N202G01X-10Z0,5F100; N203G01X-10Z-0,3F10; N204G04P5; N205G01X-10Z0,5F10; N206G01X-10Z10F100; M30 %	
---	--	--

ДОДАТОК Е


Таблиця Е.1

Режими лазерного гартування

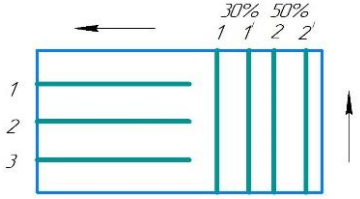


Вид обробки	Зразок №	Потужність, кВт	Вид попередньої обробки	№ доріжки	Швидкість обробки, $\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$		Глибина, мм	Темпера тура, °C		Маса, г		Схема обробленого зразка
								до	(3 с після)	до	після	
ППД + ЛТО	16	1	ДСО (гартована)	1	400		1,2873	24,2	52,1	209,5		
				2	300		1,7805	32,1	53			
				3	500		1,3483	51	59,6		209,5	
	17		Статична	1	500		0,8086	35,8	43,6	194,96		
				2	300		1,4241	37	62,4			
				3	400		1,1111	39,8	56,9		194,96	
	25		перекриття	1	400	50%	0,9133	26,4	30,3			
				2	400		1,0785	38,6	44,2			
	18		НЧУО	1	500		0,8315	35,8	43,6	206,09		
				2	300		1,3118	37	62,4			
				3	400		1,0574	39,8	56,9		206,09	
	24		перекриття	1	400	50%	0,9738	26,4	30,3			
				2	400		1,0785	39,6	44,2			

Таблиця Е.2

Вид обробки	Зразок №	Вид попередньої обробки	Доріжка №	Швидкість обробки, $\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$		Глибина, мм	Темпера тура, °С		Маса, г		Схема обробленого зразка	
							до	після (3 с)	до	після		
ППД + ЛТО	9	ДСО 4 атм	1	500		0,8455	35,2	41,5				
			2	300		1,4505	38,6	65,9				
			3	400		1,0618	35,3	47,6				
	28	перекриття	4	400	50%	0,9133	25,2					
			4 ^I			1,0785						
	20	ДСО 5 атм	1	500		0,8621	35,2	41,5				
			2	300		1,3970	38,6	65,9				
			3	400		0,9567	35,3	47,6				
	29	перекриття	4	400	50%	1,0227	25,2	42,5				
			4 ^I			1,0873						
	21	ДСО 6 атм	1	500		0,8499	35,2	41,5				
			2	300		1,3497	38,6	65,9				
			3	400		1,0518	35,3	47,6				
	30	перекриття	4	400	50%	0,9614	25,2					
			4 ^I			1,0873						
	19	ДСО 6 атм (перекриття) Бров.№1	1	400	70%	1,0609	24,2	56				
			1 ^I	400	70%	1,1729	45,2	68,4				
			2	400	30%	1,1359	41,4	81				
			2 ^I	400	30%	1,1359	38,3	76,3				
ЛО	14	Широкий	1	500		1,0529	35,2	69	335,76			

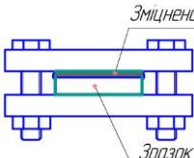
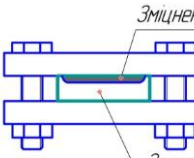
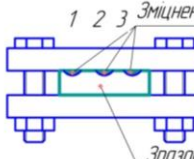
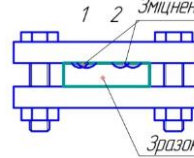
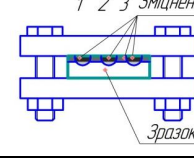
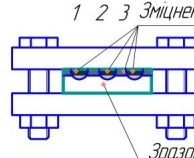
		(темний)	2	300	1,5956	25,6	98,5			
			3	400	1,3716	30,5	63,1		335,05	

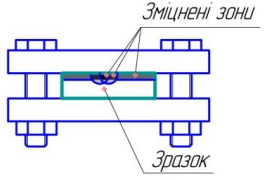
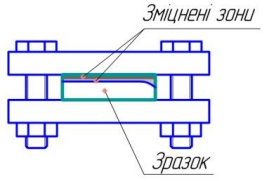
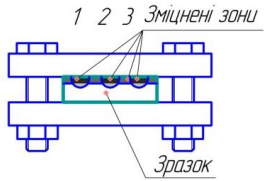
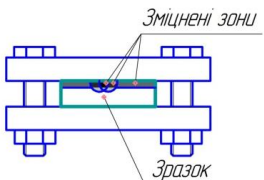
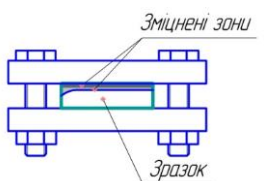
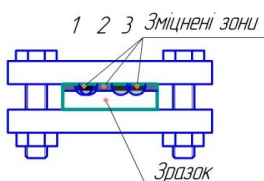
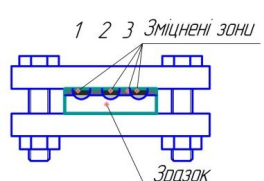
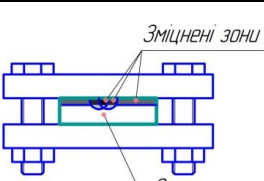
Таблиця Е.3

Вид обробки	Зразок №	Вид попередньої обробки	Доріжка №	Швидкість обробки, $\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	Глибина, мм	Темпера тура, °С		Маса зразків, г		Схема обробленого зразка
						до	після (3 с)	до	після	
ЛТО	12	Без перекриття	1	500	0,5219	25,2	25,8	251,42		
			2	300	1,0155	19,2	26,8			
			3	400	0,9197	25,7	30,8		251,42	
	23	Перекриття 30%	1	400	0,7588	17,4	24	251,42		
			1'	400	0,8798	19,2	32		251,42	
		Перекриття 50%	1	400	0,7193	14,1	30,2	251,42		
			2'	400	0,9945	15,3	28,2	251,42	251,42	
	13	Широкий	1	500	1,1254	23,2	45,2	332,27		
			2	300	1,5497	19,2	40,1			
			3	400	1,3418	34,7	59,8		332,27	
	15	Широкий (перекриття)	1	400	70%	1,2723	17,9	43	339,12	
			1'	400		1,2723	17,9	45		
			2	400	30%	1,0165	32,9	46,3		
			2'	400		1,1457	33,2	47,7		
			3	400	50%	1,2523	43,2	46,5		
			3'	400		1,3414	43,7	46,1	339,10	

ДОДАТОК Ж

Розміщення зразків у струбцинах

Вид обробки			Зразок			Час травлення, с	Схема розміщення зразка
			№	Великий	Малий		
ППД	ДСО (сталь 45) (6 атм)	1 хв	1		+	5+2	
		2 хв	2		+	5	
		3 хв	3		+	7	
	ДСО (сталь 45) (1 хв)	4 атм	4		+	8	
		5 атм	5		+		
		6 атм	22		+		
	ДСО (сталь 30ХГСА) (1 хв)	4 атм	6	+		8	
		5 атм	7	+			
		6 атм	8	+		8	
	1,5 хв	6 атм (гартована)	16	+		7 (дуже окислявся)	
Статична ППД	0,3 мм	11	+		12		
	НЧУО	0,1 мм	10	+			12
ЛТО	3 режими		12	+		10	
	перекриття 30 % і 50%		23		+	10	
ДСО ППД + ЛТО	3 режими (сталь 30ХГСА) (1,5 хв)	6 атм (гартована)	16	+		7	
Статичне ППД + ЛТО	3 режими		17	+		8	

	перекриття 50%		25	+	8	
	повздовжній		26	+	5	
НЧУО + ЛТО	3 режими		18	+	5	
	перекриття 50%		24	+	5	
	повздовжній		27	+	8	
ДСО (Бров. №1) + ЛТО	перекриття 70% і 30%		19	+	8	
ДСО + ЛТО		4 атм	9	+	8	
		5 атм	20	+	8	
		6 атм	21	+	12	
ДСО + ЛТО	перекриття 50%	4 атм	28	+	10	
		5 атм	29	+	10	
		6 атм	30	+	10	

ДОДАТОК И

Таблиця И.1

Таблиця глибин зміцнених зон (Andonstar 160, МИМ-6)

Вид обробки		Значення	Розмірність	Зразок №	Доріжка №	Виміри	Еталон		Коефіцієнт, ×10 ⁻³	Глибина, мм
							Виміри	Еталон, мм		
ППД	ДСО (сталь 45) (6 атм)	1	хв	1		352,88	196	0,1	0,51	0,1800
		2		2	2-1	410,2				0,2092
					2-2	513,2				0,2617
		3		3		447,88				0,2284
	ДСО (сталь 45) (1 хв)	4	атм	4		261,38				0,1333
		5		5		261,38				0,1333
		6		22		195,31				0,0996
	ДСО (сталь 30ХГСА) (1 хв)	4	атм	6		58,3				0,0297
		5		7		188,02				0,0959
				6	8	8-1				205,16
					8-2	306,53				0,1563
	1,5 хв	6 (гарт)	16		149,88	0,0764				
	Статична	0,3	мм	11		240,96				0,1229
	НЧУО	0,1		10		143,96				0,0734
ЛТО	3 режими	500	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	12	12-1	21,19	4,06	0,1	24,63	0,5219
		300			12-2	41,23				1,0155
		400			12-3	37,34				0,9197
	перекриття 400 мм/хв	30	%	23	23-1	30,35	4	0,1	25	0,7588
		50				35,19				0,8798
					23-2	28,77				0,7193
						39,78				0,9945
ДСО + ЛТО	3 режими (гартована) 6 атм (1,5 хв)	400	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	16	16-1	39,26	4	0,1	25	1,2873
		300			16-2	54,3				1,7805
		500			16-3	41,12				1,3483
Статичне ППД + ЛТО	3 режими	500	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	17	17-1	32,83	4,06	0,1	24,63	0,8086
		300			17-2	57,82				1,4241
		400			17-3	45,11				1,1111
	Перекриття 400 мм/хв	50	%	25		31,14	3,41	0,1	29,33	0,9133
						36,77				1,0785

	поздовжній	400	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	26	26-1	22,77				0,6678	
					26-3	22,77				0,6678	
						31,12				0,9127	
НЧУО + ЛТО	3 режими	500	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	18	18-1	33,76	4,06	0,1	24,63	0,8315	
		300			18-2	53,26				1,3118	
		400			18-3	42,93				1,0574	
	перекриття 400 мм/хв	50	%	24		33,2	3,41	0,1	29,33	0,9738	
						36,77				1,0785	
	поздовжній	400	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	27	27-1	33,6				0,9855	
						38,02				1,1151	
					27-3	33,6				0,9855	
	ДСО (Бров.№1) + ЛТО	перекриття 400 мм/хв	70	%	19	19-1	31,83	3	0,1	33,33	1,0609
35,19							1,1729				
30			%	19-2		34,08	1,1359				
						34,08	1,1359				
ДСО + ЛТО	4 атм	500	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	9	9-1	34,33	4,06	0,1	24,63	0,8455	
		300			9-2	58,89				1,4505	
		400			9-3	43,11				1,0618	
	5 атм	500	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	20	20-1	36,64	4,25	0,1	23,53	0,8621	
		300			20-2	59,37				1,3970	
		400			20-3	40,66				0,9567	
	6 атм	500	$\frac{\text{мм}}{\text{хв}}$	21	21-1	36,12				0,8499	
		300			21-2	57,36				1,3497	
		400			21-3	44,7				1,0518	
	ДСО+ЛТО (перекрит-тя)	4 атм 400	50	%	28		31,14	3,41	0,1	29,33	0,9133
							36,77				1,0785
		5 атм 400			29		34,87				1,0227
37,07							1,0873				
6 атм		30				32,78	0,9614				
						37,07	1,0873				

Таблиця И.2

Розрахунок коефіцієнтів зменшенняЗразки №1-5, 22, 6-8, 16,
10-11

$$196x=0,1$$

$$x = \frac{0,1}{196} = 0,51 \cdot 10^{-3}$$

Зразки №12, 17, 18, 9

$$4,06x=0,1$$

$$x = \frac{0,1}{4,06} = 24,63 \cdot 10^{-3}$$

Зразки №13-16,

$$3,05x=0,1$$

$$x = \frac{0,1}{3,05} = 32,79 \cdot 10^{-3}$$

Зразки №19

$$3x=0,1$$

$$x = \frac{0,1}{3} = 33,33 \cdot 10^{-3}$$

Зразки №20-21

$$4,25x=0,1$$

$$x = \frac{0,1}{4,25} = 23,53 \cdot 10^{-3}$$

Зразки №23

$$4x=0,1$$

$$x = \frac{0,1}{4} = 25 \cdot 10^{-3}$$

Зразки №25-26, 24, 27-30

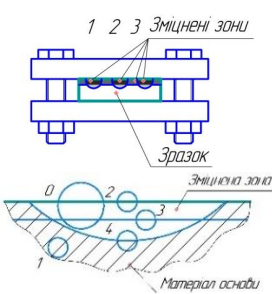
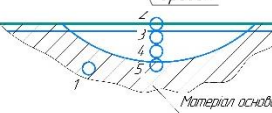
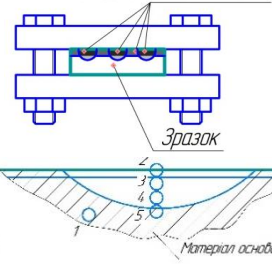
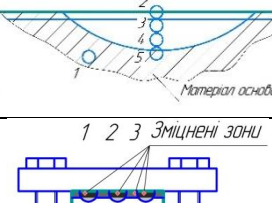
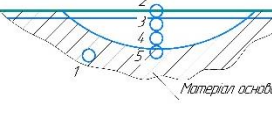
$$3,41x=0,1$$

$$x = \frac{0,1}{3,41} = 29,33 \cdot 10^{-3}$$

ДОДАТОК К

Таблиця глибин зміцнених зон Neophot-32

Вид обробки				Виміри	Коефіцієнт, $\times 10^{-3}$	Глибина, мкм	Зона №	Збільшення	Фото №	Схема розміщення зразка
	ДСО (сталь 45) (1 хв)	5 атм			0,4		2	$\times 500$	42	
							1	$\times 500$	43	
		6 атм	128		0,2	51,2	2	$\times 500$	37	
							2	$\times 1000$	40	
		5 атм			0,4		2	$\times 500$	9	
					0,2		2	$\times 1000$	10	
	ДСО (сталь 30ХГСА) (1 хв)	6 атм			0,4		2	$\times 500$	11	
					0,2		2	$\times 1000$	12	
		6 атм			0,4		1	$\times 500$	13	
							0	$\times 500$	5	
							0	$\times 1000$	7	
				125			2	$\times 500$	6	
	1,5 хв	6 атм (гарто вана)	70		0,4	28	2	$\times 500$	34	
							2	$\times 800$	36	
					0,4		2	$\times 500$	16	
							2	$\times 1000$	17	
				192			2	$\times 1000$	18	
							2	$\times 1000$	18	
	Статична	0,3 мм			0,4		2	$\times 500$	14	
					0,2		2	$\times 1000$	15	
			117		0,4	46,8	2	$\times 500$	14	
					0,2	18,66	2	$\times 1000$	15	
ЛТО	3 режи ми	1	500 мм/хв		0,4		3	$\times 500$	44	
							5	$\times 500$	45	
					0,2		3	$\times 500$	46	
							3	$\times 1000$	51	
		2	300 мм/хв		0,4		4	$\times 500$	47	
							5	$\times 500$	48	
					0,4		6	$\times 500$	49	
							7	$\times 500$	50	
		3	400 мм/хв	75,7		30,28	3	$\times 500$	52	
				51	0,2	10,2	3	$\times 1000$	56	
					0,4		4	$\times 500$	53	
							6	$\times 500$	54	
							7	$\times 500$	55	
							7	$\times 500$	55	

ДСО + ЛТО	300 мм/хв (сталь 30ХГСА) (1,5 хв)	6 атм (гартована)	81,6		32,64	2	×500	20	
						2	×800	26	
			194	0,2	38,8	2	×1000	27	
			0,4			3	×500	2	
						4	×500	3	
						1	×500	30	
						1	×500	32	
						1	×500	8	
						2	×500	57	
						2	×1000	61	
						2	×1000	69	
Статичне ППД + ЛТО	300 мм/хв		0,2			3	×500	58	
						4	×500	59	
						5	×500	60	
			0,4			3	×500	62	
						2	×1000	66	
НЧУО + ЛТО	300 мм/хв		117	0,2	46,8	2	×500	62	
						2	×1000	66	
			237		47,6	2	×1000	68	
			0,4			3	×500	63	
						4	×500	64	
ДСО + ЛТО	300 мм/хв	5 атм	0,4			5	×500	65	
						1	×500	67	
						2	×500	70	
						2	×1000	74	
						3	×500	71	
						4	×500	72	
						5	×500	73	
						6	×500	75	
						8	×500	76	
		6 атм	0,4						
						2	×500	77	
						2	×1000	81	
						2	×1000	82	
						3	×500	78	
						4	×500	79	
						5	×500	80	

Вихідна: Сталь 45 – збільшення ×500, фото №43

Сталь 30 ХГСА – збільшення ×500, фото №30, 32, 8 (ОГ); № 13

×1000 (0,01 мм) – фото № А (14)

×500 (0,01 мм) – фото № Б (15)

ДОДАТОК Л

Таблиця Л.1

Значення піків							
№	2-theta(deg)	d (ang.)	Висота (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Розмір (ang.)	Назва фази
1.	44.96(2)	2.0147(10)	151(11)	71.9(14)	0.47(4)	285(23)	Iron(1,1,0)
2.	65.23(2)	1.4292(4)	20(4)	13.8(5)	0.68(17)	183(12)	Iron(2,0,0)
3.	82.43(6)	1.1690(7)	30(5)	22.0(8)	0.74(15)	199(17)	Iron(2,1,1)
4.	99.0378	1.0127	14.9416	9.27312	0.620623	237.751	Iron(2,2,0)

Таблиця Л.2

Значення піків							
№	2-theta(deg)	d (ang.)	Висота (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Розмір (ang.)	Назва фази
1.	44.74(3)	2.0240(11)	123(10)	59.3(15)	0.48(5)	250(13)	Iron(1,1,0)
2.	65.05(4)	1.4327(7)	43(6)	40.1(11)	0.94(16)	118(4)	Iron(2,0,0)
3.	82.35(6)	1.1700(7)	34(5)	27.6(9)	0.82(16)	174(12)	Iron(2,1,1)
4.	98.9003	1.01374	9.8205	6.51099	0.663000	201.386	Iron(2,2,0)

Таблиця Л.3

Константи решітки							
Назва фази	a (Å)	b (Å)	c (Å)	альфа (deg)	бета (deg)	гамма (deg)	V (Å ³)
Залізо	2,866357	2,866357	2,866357	90,000000	90,000000	90,000000	23,549996

Таблиця Л.4

Значення піків							
№	2-theta(deg)	d (ang.)	Висота (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Розмір (ang.)	Назва фази
1.	24.160(18)	3.681(3)	23(4)	4.9(4)	0.21(6)	482(43)	Hematite, syn(0,1,2)
2.	30.16(2)	2.961(2)	25(5)	5.5(5)	0.22(6)	512(83)	Magnetite(2,2,0)
3.	33.223(11)	2.6944(8)	114(10)	22.9(6)	0.20(2)	530(32)	Hematite, syn(1,0,4)
4.	35.511(9)	2.5259(6)	164(12)	44.3(15)	0.27(3)	432(20)	Hematite, syn(1,1,0), Magnetite (3,1,1)
5.	37.0589	2.42385	7.94847	1.73264	0.217984	355.175	Magnetite(2,2,2)
6.	41.001(15)	2.1995(8)	12(3)	2.8(3)	0.22(8)	461(80)	Hematite, syn(1,1,3)
7.	42.06(2)	2.1464(11)	20(4)	4.4(4)	0.22(7)	639(169)	Wustite, syn(2,0,0)
8.	43.08(2)	2.0979(11)	60(7)	19.6(8)	0.32(5)	398(72)	Magnetite(4,0,0)
9.	44.726(18)	2.0245(8)	145(11)	53.7(11)	0.37(4)	345(27)	Iron(1,1,0)
10.	49.57(4)	1.8375(13)	16(4)	4.5(4)	0.29(9)	371(65)	Hematite, syn(0,2,4)
11.	53.47(10)	1.712(3)	5(2)	2.2(4)	0.4(2)	233(58)	Magnetite(4,2,2)
12.	54.08(3)	1.6944(9)	24(4)	7.2(6)	0.30(8)	331(28)	Hematite, syn(1,1,6)
13.	56.89(4)	1.6172(9)	35(5)	16.2(8)	0.46(9)	261(26)	Magnetite(5,1,1)
14.	61.1356	1.51464	7.62089	2.10767	0.276565	342.394	Wustite, syn(2,2,0)
15.	62.50(4)	1.4847(8)	28(5)	11.0(7)	0.39(9)	264(19)	Hematite, syn(2,1,4), Magnetite (4,4,0)
16.	64.0481	1.45261	6.93801	2.33944	0.337192	270.427	Hematite, syn(3,0,0) Iron(2,0,0), Hematite
17.	65.12(13)	1.431(2)	5(2)	6.1(6)	1.2(6)	86(10)	Hematite, syn(1,2,5), Magnetite (5,3,1)

18.	70.941	1.32742	9.05525	3.16187	0.349175	281.521	Magnetite(6,2,0)
19.	72.106	1.30881	4.97327	1.74715	0.351309	283.59	Hematite, syn(1,0,10)
20.	73.9506	1.28066	3.85271	1.36672	0.354743	286.99	Magnetite(5,3,3)
21.	75.0185	1.26506	6.72979	2.40092	0.356760	289.031	Hematite, syn(2,2,0),Magnetite (6,2,2)
22.	82.29(7)	1.1707(8)	17(4)	14.1(7)	0.8(2)	153(11)	Iron(2,1,1),Magnetit e(7,1,1)
23.	86.8627	1.12043	4.8829	1.85524	0.379946	315.719	Magnetite(6,4,2)
24.	89.63(4)	1.0929(4)	5(2)	3.6(5)	0.7(4)	221(56)	Magnetite(7,3,1)
25.	94.34(19)	1.0503(16)	3.7(18)	3.6(5)	1.0(6)	134(19)	Hematite, syn(2,1,10),Magnetit e(8,0,0)
26.	99.1923	1.01154	9.30895	3.74899	0.402729	353.726	Iron(2,2,0)

Таблиця Л.5

Константи решітки

Назва фази	a (Å)	b (Å)	c (Å)	альфа (deg)	бета (deg)	гамма (deg)	V (Å ³)
Залізо	2,863093	2,863093	2,863093	90,000000	90,000000	90,000000	23,469641
Гематит	5,041873	5,041873	13,699336	90,000000	90,000000	120,000000	301,587919
Магнетит	8,388097	8,388097	8,388097	90,000000	90,000000	90,000000	590,187847
Вюстит	4,290900	4,290900	4,290900	90,000000	90,000000	90,000000	79,003292

Таблиця Л.6

Значення піків

№	2-theta(deg)	d (ang.)	Висота (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Розмір (ang.)	Назва фази
1.	24.22(4)	3.672(5)	18(4)	4.2(5)	0.24(8)	382(44)	Fe2 O3(0,1,2)
2.	30.080(11)	2.9684(10)	42(6)	10.4(5)	0.25(5)	398(28)	Magnetite(2,2,0)
3.	33.192(18)	2.6969(14)	89(9)	19.6(8)	0.22(3)	471(31)	Fe2 O3(1,0,4)
4.	35.410(7)	2.5328(5)	159(12)	48.1(15)	0.30(3)	385(19)	Magnetite(3,1,1),Fe2
5.	37.2014	2.4149	11.2495	2.68365	0.238557	330.947	Magnetite(2,2,2)
6.	39.4198	2.28395	4.70114	1.13696	0.241848	333.18	Fe2 O3(0,0,6)
7.	40.9727	2.2009	17.8547	4.36037	0.244214	334.837	Fe2 O3(1,1,3)
8.	42.14(3)	2.1427(15)	16(4)	3.9(6)	0.24(9)	521(130)	Wustite, syn(2,0,0)
9.	43.07(2)	2.0983(11)	45(6)	16.0(6)	0.35(6)	312(18)	Magnetite(4,0,0)
10.	44.663(18)	2.0272(8)	51(7)	15.5(6)	0.30(5)	373(31)	Iron(1,1,0)
11.	49.52(5)	1.8392(18)	14(3)	4.0(4)	0.29(10)	345(43)	Fe2 O3(0,2,4)
12.	53.378(13)	1.7150(4)	10(3)	3.6(5)	0.34(14)	329(70)	Magnetite(4,2,2)
13.	54.06(3)	1.6950(10)	21(4)	7.9(6)	0.38(10)	309(32)	Fe2 O3(1,1,6)
14.	57.00(3)	1.6144(7)	42(6)	16.8(7)	0.40(7)	344(55)	Magnetite(5,1,1)
15.	61.12(7)	1.5150(15)	10(3)	3.3(4)	0.33(13)	325(60)	Wustite, syn(2,2,0)
16.	62.52(3)	1.4845(7)	47(6)	20.8(9)	0.44(8)	246(15)	Magnetite(4,4,0),Fe2
17.	64.1553	1.45044	12.1848	3.50563	0.287706	357.08	Fe2 O3(3,0,0)
18.	65.1536	1.43061	13.3541	3.86236	0.289226	359.054	Iron(2,0,0)
19.	71.0324	1.32594	5.15293	1.56634	0.303971	361.395	Magnetite(6,2,0)
20.	72.0307	1.31	6.92091	2.1133	0.305351	363.67	Fe2 O3(1,0,10)
21.	73.90(5)	1.2814(8)	8(3)	2.0(4)	0.27(15)	518(156)	Magnetite(5,3,3)
22.	75.1365	1.26336	4.81418	1.4895	0.309399	371.118	Magnetite(6,2,2),Fe2
23.	76.9113	1.23858	2.72604	0.849259	0.311535	375.638	Wustite, syn(2,2,2)
24.	78.9078	1.21217	3.78999	1.1892	0.313775	380.967	Magnetite(4,4,4),Fe2
25.	82.33(4)	1.1702(4)	20(4)	8.9(6)	0.44(12)	435(88)	Iron(2,1,1)
26.	84.8976	1.14127	3.99045	1.27459	0.319409	398.653	Fe2 O3(0,0,12)

27.	86.7833	1.12125	4.18768	1.3436	0.320845	404.8	Magnetite(6,4,2)
28.	89.64(10)	1.0928(9)	9(3)	5.2(5)	0.6(2)	213(28)	Magnetite(5,5,3)
29.	94.42(17)	1.0497(15)	4.2(19)	4.4(5)	1.0(6)	125(16)	Magnetite(8,0,0),Fe2

Таблиця Л.7

Константи решітки

Назва фази	a (Å)	b (Å)	c (Å)	альфа (deg)	бета (deg)	гамма (deg)	V (Å ³)
Залізо	2,866119	2,866119	2,866119	90,000000	90,000000	90,000000	23,544128
Fe ₂ O ₃	5,040708	5,040708	13,721800	90,000000	90,000000	120,000000	301,942831
Магнетит	8,395671	8,395671	8,395671	90,000000	90,000000	90,000000	591,788102
Вюстит	4,285883	4,285883	4,285883	90,000000	90,000000	90,000000	78,726500

Таблиця Л.8

Значення піків

N.	2-theta(deg)	d (ang.)	Висота (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Розмір (ang.)	Назва фази
1.	24.2341	3.66959	25.0268	6.35035	0.253742	300.482	Hematite, syn(0,1,2)
2.	30.15(4)	2.962(4)	18(4)	4.7(4)	0.27(8)	390(57)	Magnetite(2,2,0)
3.	33.213(8)	2.6952(6)	77(8)	16.1(5)	0.21(3)	631(51)	Hematite, syn(1,0,4)
4.	35.468(17)	2.5289(12)	116(10)	39.7(11)	0.34(4)	308(13)	Hematite,
5.	37.2622	2.41109	7.23167	1.98502	0.274490	306.385	Magnetite(2,2,2)
6.	40.9506	2.20204	18.6788	5.21117	0.278988	309.908	Hematite, syn(1,1,3)
7.	42.11(10)	2.144(5)	20(4)	6.9(8)	0.35(11)	367(135)	Wustite(2,0,0)
8.	43.09(2)	2.0973(11)	60(7)	19.5(9)	0.33(5)	312(18)	Magnetite(4,0,0)
9.	44.792(10)	2.0217(4)	62(7)	29.0(10)	0.47(7)	251(16)	Iron(1,1,0)
10.	49.502(15)	1.8398(5)	14(3)	3.5(4)	0.26(9)	450(101)	Hematite, syn(0,2,4)
11.	53.4711	1.71222	8.88803	2.63569	0.296544	325.082	Magnetite(4,2,2)
12.	54.14(2)	1.6925(6)	23(4)	7.9(6)	0.34(9)	445(132)	Hematite, syn(1,1,6)
13.	56.97(4)	1.6151(10)	41(6)	17.5(8)	0.43(8)	296(51)	Magnetite(3,3,3)
14.	61.085	1.51577	6.19342	1.91086	0.308531	337.1	Wustite(2,2,0)
15.	62.55(6)	1.4837(13)	28(5)	13.1(8)	0.46(11)	252(26)	Hematite,
16.	64.00(9)	1.4537(18)	4.0(18)	1.8(5)	0.4(3)	281(86)	Hematite, syn(3,0,0)
17.	65.1457	1.43076	6.3539	2.17005	0.341530	308.821	Iron(2,0,0)
18.	82.22(4)	1.1715(5)	9(3)	8.3(6)	0.9(3)	151(15)	Iron(2,1,1),Magnetite(7,1,1)
19.	89.57(18)	1.0935(18)	4.3(19)	3.8(5)	0.9(5)	153(28)	Magnetite(7,3,1)
20.	94.49(18)	1.0491(15)	4.0(18)	4.5(6)	1.1(7)	116(15)	Hematite,

Таблиця Л.9

Константи решітки

Назва фази	a (Å)	b (Å)	c (Å)	альфа (deg)	бета (deg)	гамма (deg)	V (Å ³)
Залізо	2,861360	2,861360	2,861360	90,000000	90,000000	90,000000	23,427039
Гематит	5,044508	5,044508	13,693075	90,000000	90,000000	120,000000	301,765220
Магнетит	8,388659	8,388659	8,388659	90,000000	90,000000	90,000000	590,306610
Вюстит	4,287673	4,287673	4,287673	90,000000	90,000000	90,000000	78,825156

Таблиця Л.10

Значення піків

№	2-theta(deg)	d (ang.)	Висота (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Розмір (ang.)	Назва фази
1.	44.719(14)	2.0248(6)	288(15)	130.8(16)	0.45(3)	274(12)	Iron(1,1,0)
2.	64.93(5)	1.4349(9)	19(4)	19.1(7)	1.0(2)	110(4)	Iron(2,0,0)
3.	82.30(5)	1.1706(6)	40(6)	35.2(10)	0.88(15)	155(7)	Iron(2,1,1)
4.	98.78(9)	1.0147(6)	12(3)	6.6(7)	0.5(2)	252(34)	Iron(2,2,0)

Таблиця Л.11

Константи решітки

Назва фази	a (Å)	b (Å)	c (Å)	альфа (deg)	бета (deg)	гамма (deg)	V (Å^3)
Залізо	2,865391	2,865391	2,865391	90,000000	90,000000	90,000000	23,52620

Таблиця Л.12

Значення піків

№	2-theta(deg)	d (ang.)	Висота (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Розмір (ang.)	Назва фази
1.	24.22(3)	3.672(4)	18(4)	4.4(4)	0.24(7)	558(136)	Hematite, syn(0,1,2)
2.	30.10(2)	2.967(2)	35(5)	8.5(5)	0.24(5)	413(33)	Magnetite(2,2,0)
3.	33.251(7)	2.6922(5)	87(9)	18.6(6)	0.21(3)	518(24)	Hematite, syn(1,0,4)
4.	35.477(18)	2.5282(13)	134(11)	45.2(13)	0.34(4)	323(16)	Magnetite(3,1,1),Hematite, syn(1,1,0)
5.	37.18	2.41623	8.95459	2.19785	0.245444	289.436	Magnetite(2,2,2)
6.	38.4543	2.33905	5.41283	1.33481	0.246601	290.54	Unknown
7.	39.3854	2.28587	3.23287	0.800047	0.247473	291.376	Hematite, syn(0,0,6)
8.	41.008(12)	2.1991(6)	12(3)	2.9(4)	0.24(9)	387(52)	Hematite, syn(1,1,3)
9.	42.17(4)	2.1409(19)	15(3)	3.8(4)	0.26(9)	380(52)	Wustite, syn(2,0,0)
10.	43.10(3)	2.0969(12)	45(6)	13.8(7)	0.31(6)	334(23)	Magnetite(4,0,0)
11.	44.72(5)	2.025(2)	25(5)	11.6(7)	0.46(11)	266(49)	Iron(1,1,0)
12.	49.50(3)	1.8399(9)	14(3)	4.6(4)	0.34(11)	290(28)	Hematite, syn(0,2,4)
13.	53.48(7)	1.712(2)	10(3)	3.5(3)	0.37(14)	272(43)	Magnetite(4,2,2)
14.	54.14(5)	1.6927(14)	20(4)	6.5(5)	0.33(9)	301(31)	Hematite, syn(1,1,6)
15.	57.02(2)	1.6137(6)	34(5)	15.2(7)	0.45(9)	269(18)	Magnetite(5,1,1),Hematite, syn(1,2,2)
16.	61.076(17)	1.5160(4)	10(3)	3.3(4)	0.32(13)	319(45)	Wustite, syn(2,2,0)
17.	62.57(4)	1.4833(8)	42(6)	19.8(9)	0.47(9)	233(15)	Magnetite(4,4,0),Hematite, syn(2,1,4)
18.	65.08(10)	1.432(2)	6(2)	5.3(7)	0.9(5)	174(39)	Iron(2,0,0)
19.	70.9667	1.327	5.38235	1.67596	0.311381	298.104	Magnetite(6,2,0)
20.	74.0195	1.27964	7.66207	2.42657	0.316699	303.984	Magnetite(5,3,3)
21.	79.2115	1.20828	6.94326	2.26347	0.325994	315.065	Magnetite(4,4,4),Hematite, syn(1,3,1)
22.	82.47(14)	1.1686(16)	9(3)	7.7(6)	0.8(3)	175(35)	Magnetite(7,1,1),Iron(2,1,1)
23.	89.60(3)	1.0931(3)	7(2)	4.2(5)	0.6(3)	219(36)	Magnetite(7,3,1)
24.	94.4(2)	1.0494(17)	3.6(17)	3.5(5)	1.0(6)	138(23)	Magnetite(8,0,0),Hematite, syn(2,1,10)

Таблиця Л.13

Константи решітки

Назва фази	a (Å)	b (Å)	c (Å)	альфа (deg)	бета (deg)	гамма (deg)	V (Å^3)
Залізо	2,863093	2,863093	2,863093	90,000000	90,000000	90,000000	23,477044
Гематит	5,041873	5,041873	13,699336	90,000000	90,000000	120,000000	301,177551
Магнетит	8,388097	8,388097	8,388097	90,000000	90,000000	90,000000	590,172751
Вюстит	4,290900	4,290900	4,290900	90,000000	90,000000	90,000000	78,634810