

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАНИЙ УНІВЕРСИТЕТ НАУКИ І ТЕХНОЛОГІЙ

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

Кривчик Лілія Сергіївна

УДК 669.017: 621.73

ДИСЕРТАЦІЯ

РОЗРОБКА ПАРАМЕТРІВ ЗМІЦНЮЮЧИХ ТЕХНОЛОГІЙ ТРУБНОГО
ІНСТРУМЕНТУ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ГАРЯЧЕПРЕСОВАНИХ І
ХОЛОДНОДЕФОРМОВАНИХ ТРУБ

Спеціальність 132 «Матеріалознавство»

Галузь знань 13 «Механічна інженерія»

Подається на здобуття наукового ступеня
доктора філософії

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

_____ Л.С.Кривчик

Науковий керівник: Хохлова Тетяна Станіславівна, кандидат технічних наук,
доцент

м. Дніпро – 2023

АНОТАЦІЯ

Кривчик Лілія Сергіївна. Розробка параметрів зміцнюючих технологій трубного інструменту для виробництва гарячепресованих і холоднодеформованих труб. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії PhD за спеціальністю 132 - «Матеріалознавство». - Український державний університету науки і технологій. – Дніпро, 2023.

Дисертацію присвячено розробці зміцнюючих технологій інструменту для виробництва гарячепресованих і холоднодеформованих корозійностійких труб. Умови праці цього інструменту складаються зі знакозмінних навантажень, високих температур, інтенсивних динамічних навантажень, значного зносу в умовах тертя і високого питомого тиску. Доцільність підвищення зносостійкості трубного інструменту обумовлена необхідністю підвищення його експлуатаційної стійкості і полягає у встановленні закономірностей формування структури і властивостей дослідного металу за рахунок використання розроблених раціональних режимів термічної та хіміко-термічної обробки; нанесення зносостійких покриттів і покриттів аморфних сплавів на робочу поверхню інструменту.[93]

Одним із основних напрямків сучасного матеріалознавства та термічної обробки є створення інструментальних матеріалів з більш високим комплексом властивостей та розробка нових зміцнювальних покриттів для ефективного застосування їх для виготовлення інструменту. [75]

В роботі розроблені способи проведення зміцнюючих технологій об'ємного загартування з багаторазовим відпуском і азотуванням інструменту та нанесенням багат шарових вакуумно-дугових покриттів TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN, TiN/CrN на азотовані штампові сталі 4X5MФ1С,

5ХЗВЗМФС для виготовлення матричних кілець, голок-оправок трубопрофільних пресів, а також роликів, опорних планок і оправок станів ХПТР при суттєвому скороченні часу отримання дифузійних шарів робочої товщини. [93]

Ці нові методики замість існуючих дозволяють суттєво підвищити міцність, зносостійкість, витривалість, опір крихкому руйнуванню, поверхневу твердість інструменту.

Хіміко-термічна обробка є одним з найбільш ефективних методів підвищення довговічності і надійності інструментів. Це, в першу чергу, визначається тим, що при хіміко-термічній обробці змінюється хімічний склад, структура і властивості поверхневих шарів металу, саме тих, в яких при експлуатації концентруються максимальні напруження, зароджуються і розвиваються тріщини, відбуваються процеси зношування і корозійного розтріскування. Використання сучасних видів ХТО значно прискорює дифузійні процеси, дозволяє отримати дифузійний шар регульованого складу і необхідної будови; характеризується незначними деформаціями виробів і високим класом чистоти поверхні, має велику економічність, підвищує коефіцієнт використання електроенергії, скорочує витрату насичуючих газів; відповідає вимогам щодо захисту навколишнього середовища. [70, 93,75]

Головні переваги хіміко-термічної обробки пов'язані з можливістю ефективно змінювати властивості поверхневого шару шляхом варіювання хімічного складу, створенням прогнозованого поєднання властивостей поверхні виробу та серцевини.

При розробці ефективних технологій ХТО сталей слід враховувати як необхідність забезпечення заданих властивостей поверхні, так і можливість економії дорогих і рідкісних легуючих елементів.

Наукове значення роботи полягає також в отриманні нових результатів, які розширюють уявлення про характер структуроутворення в матеріалі поверхневих шарів напівтеплостійких вториннотвердіючих штампових

сталей 4X5MФ1С та 5X3В3МФС. В роботі запропоноване іонне азотування загартованого та двічі відпущеного металу трубного інструменту в газовій плазмі дугового розряду. В поверхневому шарі формується структура твердого розчину, в якій знаходяться нітриди $Fe_{2-3}N$ (ϵ -фаза), Fe_4N (γ' -фаза) та аустеніт, насичений азотом. Це дозволяє підняти рівень зміцнення поверхні інструменту до $H_m=8000-12000$ МПа та експлуатаційної стійкості у 1,5 – 2 рази. Така комбінована обробка проводиться вперше для трубного інструменту і захищена патентом № 151611 «Спосіб термічної обробки виробів з легованих інструментальних сталей».

В роботі також запропоновано нанесення одношарових і багатошарових вакуумно-дугових покриттів TiN , $TiZrN$, NbN , $TiZrN/NbN$, TiN/CrN на леговані штампові сталі з використанням вакуумно-дугового розряду низького тиску в єдиному технологічному процесі, що значно підвищує механічні властивості, твердість поверхні трубного інструменту зростає до $23000 \div 25000$ МПа, що дозволяє збільшити ресурс його роботи в 1,5 – 2,5 рази.

В дисертаційній роботі запропоновано проведення для трубопресового інструменту карбонітрації, коли в поверхневому шарі утворюються карбонітридні фази, більш пластичні і менш крихкі, ніж при азотуванні. Процес має беззаперечні переваги в порівнянні з іншими процесами зміцнення поверхні.[95] Перевагою даної технології є висока швидкість дифузії, рівномірність нагріву і насичення в розплаві солей, що призводить до збільшення зносостійкості і корозійної стійкості поверхні, зниження коефіцієнту тертя в 1,5 – 5 разів, підвищується працездатність інструменту, що працює з циклічними навантаженнями, за рахунок створення стискаючих напруг на поверхні; після карбонітрації на поверхні інструменту формується зміцнений шар, що складається з декількох зон (верхній шар являє собою твердий розчин з включеннями ϵ - карбонітриду типу $Fe_3(NC)$, під яким розташовується зона γ' - фази типу $Fe_4(NC)$, під якою знаходиться дифузійна

зона (гетерофазний шар), яка складається з твердого розчину вуглецю і азоту в залізі з включеннями карбонітридних фаз, твердість якої значно вища твердості серцевини.[67, 64, 75] Така обробка трубопресового інструменту проводиться вперше і захищена патентом № 146692 «Спосіб хіміко-термічної обробки трубопресового інструменту з інструментальної сталі».

На підставі експериментальних досліджень в роботі доведено доцільність нанесення порошку аморфного сплаву на основі заліза, нікелю, кремнію та бору, що дозволило забезпечити високу твердість і зносостійкість поверхні матричних кілець, роликів, опорних планок. Така обробка трубного інструменту проводиться вперше і захищена патентом № 148695 «Спосіб зміцнення трубопресового інструменту з інструментальної сталі».

В роботі запропоновано використати для виготовлення опорних планок і роликів станів ХПТР для холодної прокатки особливотонкостінних корозійностійких труб замість сталі 60С2ХФА сталь 4Х5МФ1С, яка має більш високі експлуатаційні властивості після загартування з відпуском, з наступною ХТО (іонне азотування в плазмі ДВДР з нанесенням зносостійких покриттів), що підвищує стійкість роботи інструменту, зменшує простої станів ХПТР, пов'язаних з заміною інструменту.

Проведені реальні дослідження в виробничих умовах зі зміцнення трубопресового інструмента (матричних кілець і голок-оправок) при різних температурних режимах загартування з використанням в якості гартувального середовища замість масла - водного розчину полімерного середовища Aqua-Quench 400, яке успішно використовується, як замінювач масла для загартування інструментів. Розглянуто вплив температури загартування і відпуску на властивості інструменту і запропоновано оптимальний режим загартування з багатократними відпуском та азотуванням для забезпечення необхідних властивостей трубного інструменту.

В роботі побудовано математичну модель розподілу мікротвердості дифузійної зони в поверхневих шарах інструменту після різних видів хіміко-термічної обробки, яка є наслідком адитивного накладання закономірностей кінетики температурних полів, дифузійних потоків та фазових перетворень і вказує на те, що дифузійне насичення йде з поверхні виробу з утворенням в поверхневому шарі фаз з максимальною твердістю.

Результати впровадження на ТОВ «ВО ОСКАР» і «ПрАТ Сентравіс Продакшн Юкрейн» технологій об'ємного зміцнення інструменту з багаторазовим відпуском та азотуванням, карбонітрації трубного інструменту і наступного нанесення покриттів аморфних сплавів на основі Fe-C-Si-B і зносостійких покриттів TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN на робочі поверхні інструменту, дозволили отримати значний економічний ефект, за рахунок зниження витрат на інструмент, скоротити недоліки виробництва, за рахунок зменшення кількості переналадок обладнання, в результаті – збільшити продуктивність праці при пресуванні і прокатці на станах ХПТР корозійностійких труб, при цьому підвищити стійкість інструменту в 1,5 – 2,5 рази. [67]

Результати дисертаційної роботи впроваджені в освітній процес дисциплін «Основи теорії і практики термічної обробки металів», «Особливості технологічних процесів термічної обробки металів», «Інженерія поверхні металовиробів» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» ННІ ІПБТ УДУНТ.

Розраховано економічний ефект від впровадження запропонованих технологій, який становить 424,5 тис. грн.

Ключові слова: інструментальні сталі, азотований шар, іонне азотування, карбонітрація, мартенсит, покриття, зносостійкість, міцність, мікротвердість.

SUMMARY

Lilia Kryvchyk Development of parameters of strengthening technologies of pipe tools for the production of hot-pressed and cold-deformed pipes. - Qualifying scientific work on manuscript rights.

Dissertation for obtaining the scientific degree of Doctor of Philosophy PhD in specialty 132 - "Materials Science". - Ukrainian State University of Science and Technology. - Dnipro, 2023.

The dissertation is devoted to the development of tool strengthening technologies for the production of hot-pressed and cold-formed corrosion-resistant pipes. The working conditions of this tool consist of variable loads, high temperatures, intensive dynamic loads, significant wear in conditions of friction and high specific pressure. The expediency of increasing the wear resistance of the pipe tool is due to the need to increase its operational stability and consists in establishing the regularities of the formation of the structure and properties of the experimental metal due to the use of developed rational modes of thermal and chemical-thermal treatment; application of wear-resistant coatings and amorphous alloys on the working surface of the tool.

In the work, the methods of carrying out strengthening technologies of volumetric hardening with repeated tempering and nitriding of the tool and application of multilayer vacuum-arc coatings TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN, TiN/CrN on nitrided stamp steels X40CrMoV5-1-1, 30WCrV17-2 for the production of matrix rings, needles are developed - mandrels of pipe-profile presses, as well as rollers, support bars and mandrels of KPTR machines with a significant reduction in the time of obtaining diffusion layers of the working thickness.

These new methods, instead of the existing ones, will allow to significantly increase the strength, wear resistance, durability, resistance to brittle destruction, surface hardness of the tool.

Chemical-thermal treatment is one of the most effective methods of increasing the durability and reliability of tools. This is primarily determined by the fact that the chemical composition, structure, and properties of the surface layers of the metal change during HRT, precisely those in which the maximum stresses are concentrated during operation, cracks originate and develop, wear and corrosion cracking processes occur..

The use of modern types of HTO significantly accelerates diffusion processes, allows you to obtain a diffusion layer of adjustable composition and required structure; it is characterized by minor deformations of products and a high class of surface cleanliness, has great economy, increases the coefficient of electricity use, reduces the consumption of saturating gases; meets the requirements for environmental protection.

One of the main directions of modern materials science and heat treatment is the creation of tool materials with a higher complex of properties and the development of new strengthening coatings for their effective use in the manufacture of tools.

The main advantages of HTO are related to the ability to effectively change the properties of the surface layer by varying the chemical composition, creating a predictable combination of properties of the surface of the product and the core.

In the development of effective technologies of HTO of steels, one should take into account both the need to ensure the given surface properties and the possibility of saving expensive and rare alloying elements.

The scientific value of the work also lies in obtaining new results that expand the understanding of the nature of structure formation in the material of the surface layers of semi-heat-resistant secondary hardening stamping steels X40CrMoV5-1-1 and 30WCrV17-2.

Due to ionic nitriding of the hardened and twice tempered metal of the tube tool in the gas plasma of the arc discharge, a solid solution structure is formed in the surface layer, in which there are nitrides Fe_{2-3}N (ϵ -phase), Fe_4N ((γ') -phase) and

austenite saturated with nitrogen. This allows to raise the level of strengthening of the surface of the tool to $H=8000 - 12000$ MPa and operational stability by 1,5 – 2 times. Such combined treatment is carried out for the first time for a pipe tool and is protected by patent No. 151611 "Method of heat treatment of products made of alloyed tool steels".

The paper also shows that the application of single-layer and multi-layer vacuum-arc coatings TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN, TiN/CrN on alloyed stamp steels using a low-pressure vacuum-arc discharge in a single technological process significantly increases the mechanical and tribological properties of the surface pipe tool up to 23000-25000 MPa, which will increase its service life by 1,5 – 2,5 times.

The thesis shows the effectiveness of carbonitriding for a pipe press tool, when carbonitride phases are formed in the surface layer, which are more plastic and less brittle than during nitriding. The process has indisputable advantages in comparison with other surface strengthening processes. The advantage of this technology is the high speed of diffusion, uniformity of heating and saturation in molten salts, which leads to increased wear resistance and corrosion resistance of the surface, a reduction in the coefficient of friction by 1,5 – 5 times, and increased performance a tool that works with cyclic loads due to the creation of compressive stresses on the surface; after carbonitriding, a hardened layer consisting of several zones is formed on the surface of the tool (the upper layer is a solid solution with inclusions of ϵ - carbonitride of the $Fe_3(NC)$ type, under which there is a zone of the γ' - phase of the $Fe_4(NC)$ type, under which there is a diffusion zone (heterophase layer), which consists of a solid solution of carbon and nitrogen in iron with inclusions of carbonitride phases, the hardness of which is much higher than the hardness of the core

This treatment of a pipe press tool is carried out for the first time and is protected by patent No. 146692 "Method of chemical and thermal treatment of a pipe press tool made of tool steel".

On the basis of experimental studies, the feasibility of applying an amorphous alloy powder based on iron, nickel, silicon, and boron was proven in the work, which made it possible to ensure high hardness and wear resistance of the surface of matrix rings, rollers, and support bars. This treatment of a pipe tool is carried out for the first time and is protected by patent No. 148695 "Method of strengthening a pipe press tool from tool steel".

In the work, it is proposed to use X40CrMoV5-1-1 steel instead of 60S2KHFA steel for the manufacture of support bars and rollers of XIITP mills for cold rolling of especially thin-walled corrosion-resistant pipes, which has higher operational properties after tempering with tempering and subsequent HTO (ionic nitriding in the plasma of DDR with the application of wear-resistant coatings) and stability in work, reduces the idle state of KPTR, associated with the replacement of the tool.

Real research was carried out in production conditions on the strengthening of pipe press tools (matrix rings and needle mandrels) at different temperature regimes of hardening using as a hardening medium instead of oil an aqueous solution of the polymer medium Aqua-Quench 400, which is successfully used as an oil substitute for hardening tools. The effect of tempering and tempering temperature on the properties of the tool is considered and the optimal mode of tempering with multiple tempering and nitriding to ensure the required properties of the pipe tool is proposed.

In the work, a mathematical model of the distribution of the microhardness of the diffusion zone in the surface layers of the tool after various types of chemical and thermal processing is built, which is a consequence of the additive superimposition of the laws of the kinetics of temperature fields, diffusion flows, and phase transformations and indicates that diffusion saturation proceeds from the surface of the product with the formation in the surface layer of phases with maximum hardness.

The results of the implementation at "VO OSKAR" LLC and "PJSC

Centravis Production Ukraine" of the technologies of volume hardening of the tool with repeated tempering and nitriding, carbonitridation of the pipe tool and the subsequent deposition of coatings of amorphous alloys based on Fe-C-Si-B and wear-resistant TiN coatings, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN on the working surfaces of the tool, made it possible to obtain a significant economic effect by reducing tool costs, reduce production defects by reducing the number of equipment adjustments, and increase labor productivity during pressing and rolling on KPTR mills of corrosion-resistant pipes, while stability of the instrument increased by 1,5 – 2,5 times.

The results of the dissertation work are implemented in the educational process of the disciplines "Fundamentals of theory and practice of heat treatment of metals", "Peculiarities of technological processes of heat treatment of metals", "Engineering of the surface of metal products" for students of the specialty 132 "Materials Science" of the National Institute of Physics and Technology of USUNT.

The economic effect of the introduction of the proposed technologies was calculated, which amounts to UAH 424.5 thousand.

Key words: tool steels, nitrided layer, ion nitriding, carbonitridation, martensite, coating, wear resistance, strength, microhardness.

Публікації, в яких опубліковано основні наукові результати дисертації:

1. Kryvchuk L., Pinchuk V.L., Khokhlova T.S., Ivanov I.V., Mohylenets M.V., Dumenko K.A., Article title. Journal of Engineering Sciences. THE CARBONITRATION OF THE TOOL FOR THE STAINLESS STEEL PIPES PRESSING. 2020. Vol.7(1). P. 1–5, doi:10.21272/jes.2020.7(1).e1.
2. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Столбовий В.О., Могиленець М.В., Думенко К.О. Використання хіміко-термічної обробки з метою зміцнення трубного інструменту для виробництва нержавіючих труб, Металургійна і гірничорудна промисловість. 2020. №4, С. 52-71.
3. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Головачов А.М., Сребрянський Г.О., Носенко В.К., Загородній О.Б. Зміцнення трубного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб нанесенням покриттів аморфних сплавів. Науково-технічний журнал «Вопросы атомной науки и техники» ХФТІ. 2021. №5. С. 131-138, (SCOPUS), doi:org /10.46813/ 2021-135-131.
4. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Столбовий В.О., Сребрянський Г.О. Зміцнення інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб за допомогою сучасних видів хіміко-термічної обробки, Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2022. №4, С.40-47.
5. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Дейнеко Л.М., Столбовий В.О. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб шляхом нанесення зносостійких нанопокриттів. Збірник наукових праць «Наносистеми, нанотехнології і наноматеріали», Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України. 2022. №3, т.20., С.693-714.
6. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Дейнеко Л.М., Столбовий В.О. Дослідження структури і властивостей штампових сталей для виготовлення трубного інструменту після проведення зміцнюючої

термічної і хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів, *Металургійна та гірничорудна промисловість*. 2021. №2, С. 71-88.

7. Кривчик Л.С., Романова Н.С. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб за допомогою хіміко-термічної обробки. Побудова математичної моделі розподілу мікротвердості дифузійної зони в поверхневих шарах інструменту після різних видів хіміко-термічної обробки, *Науково-технічний журнал «Металознавство та термічна обробка металів»*, Придніпровська державна Академія будівництва і архітектури. 2022. №3, С. 42-59.

Отримано патенти за темою дисертації:

1. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л. Спосіб термічної обробки інструментальної сталі: пат. 143032 Україна: МПК С21D 9/00, С21D 9/26, С23С 8/24; заяв.26.12.2019 р., опубл. 10.07.2020 р.

2. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Могиленець М.В., Думенко К.О. Спосіб хіміко-термічної обробки трубопресового інструменту з інструментальної сталі: пат. 146692 Україна: МПК С21D 9/22, С23С 8/00; заяв. 16.10.2020 р., опубл. 11.03.2021 р.

3. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Срібрянський Г.О., Загородній О.Б. Спосіб зміцнення трубопресового інструменту з інструментальної сталі: пат. 148695 Україна: МПК С21D 1/00, С23С 8/72, С23С 4/134, С21D 9/08; заяв. 09.09.2021 р., опубл. 19.02.2021 р.

4. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Столбовий В.О., Думенко К.О., Перчун Г.І. Спосіб термічної обробки виробів з легованих інструментальних сталей: пат. 151611 Україна: МПК С21D 9/22, С23С 8/24; заяв. 14.04.2022 р., опубл. 18.08.2022 р.

Публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації.

Основні результати роботи викладені:

1. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Карпова Т.П. Інструмент для пресування нержавіючих труб і технологія його термічної

обробки // Матеріали III Міжнародної конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» Нідерланди, м. Амстердам, 12-14 листопада 2019 р., С. 252-258.

2. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. Використання хіміко-термічної обробки для покращення експлуатаційних властивостей трубопресового інструменту // Матеріали Всеукраїнської конференції «Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку» Національна металургійна академія України, м. Дніпро, 18 грудня 2019 р., С. 72-76.

3. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Сребрянський Г.О. Методи підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик трубопресового інструменту // Матеріали XI Міжнародної конференції «Молоді вчені 2020 – від теорії до практики» Національна металургійна академія України, м. Дніпро, С. 65-73

4. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л. Шляхи термозміцнення трубопресового інструменту для виробництва нержавіючих труб // Матеріали Всеукраїнської науково-технічної конференції студентів і молодих вчених “Молода академія 2020” (м. Дніпро, 21-22 травня 2020 р.). – Т. 1. – Дніпро, НМетАУ, 2020.

5. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., студенти НТ НМетАУ Подгібалов О., Юрков М. Методи зміцнення трубопресового інструменту // Матеріали Всеукраїнської науково-практичної конференції для творчої молоді України Маріуполь, 26 квітня 2020 р.

6. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. Вибір зміцнюючої технології трубопресового інструмента для виробництва нержавіючих труб // VIII Міжнародна науково-практична конференція «Modern problems in science», Прага, Чехія, 9-12 листопада 2020 р., С. 699-707

7. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. Використання хіміко-термічної обробки з метою покращення експлуатаційних властивостей інструмента для пресування нержавіючих труб // XI Міжнародна науково-практична інтернет-

конференція «Сучасний рух науки» м. Дніпро. 8-9 жовтня 2020 р., С. 347-353

8. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. Зміцнення трубопресового інструменту карбонітрацією. Переваги процесу в порівнянні з газовим азотуванням // II Всеукраїнська конференція «Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку», 18 грудня 2020 р. С. 88-97

9. Пінчук В.Л., Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Сребрянський Г.О. Зміцнення матричних кілець горизонтального трубопрофільного пресу для виробництва нержавіючих труб шляхом нанесення нанопокриттів аморфних сплавів // XII-й міжнародній конференції «Молоді вчені 2021 – від теорії до практики» Національна металургійна академія України, м. Дніпро. 25 березня 2021 р., С. 65-73

10. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. Зміцнення трубного інструменту для холодної роликової прокатки тонкостінних корозійностійких труб // XVIII Міжнародна науково-практична конференція «Research and development results », Афіни, Греція, 6-9 квітня 2021 р. С. 186-192

11. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Столбовий В.О. Зміцнення інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб шляхом проведення хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів //XVI-а міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» Болгарія Технічний університет м. Варна, 31 травня – 03 червня 2021 р. С. 88-95

12. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Столбовий В.О., Дейнеко Л.М. Зміцнення трубного інструменту шляхом проведення комбінованої обробки – іонного азотування з нанесенням зносостійких покриттів // IV Міжнародній конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» м. Гельсінкі, Фінляндія. Листопад 2021 р.

13. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. «Шляхи зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою

покращення його експлуатаційних характеристик» // V Международная научно- практическая конференция THEORY AND PRACTICE OF SCIENCE: KEY ASPECTS. Рим. Італія. 7-8 ноября, 2021, С. 349-371

14. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. «Комбінована обробка трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб» // I Міжнародна науково-практична інтернет-конференція «Механізми розвитку науково-технічного потенціалу» м. Дніпро, 11-12 листопада 2021 р., С. 144-150

15. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л. «Хіміко-термічна обробка трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб – ефективний сучасний засіб термозміцнення з метою покращення експлуатаційних властивостей інструменту» // IX International Scientific and Practical Conference INTERNATIONAL FORUM: PROBLEMS AND SCIENTIFIC SOLUTIONS Australia. Melbourne, February 6-8, 2022 С. 583-597

16. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л., Сребрянський Г.О. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб шляхом нанесення покриттів зносостійких аморфних сплавів» XIII International Scientific and Practical Conference «Multidisciplinary academic research, innovation and results», Prague, Czech Republic. 05-08 April 2022, С. 736-748

17. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Родін Д., Акчурін О., Сахно Д. Удосконалення технології термозміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення його експлуатаційних характеристик» // Всеукраїнська науково-практична конференція «Інтеграція науки, суспільства, виробництва та промисловості: проблеми та перспективи розвитку» серед педагогічних працівників та здобувачів освіти закладів фахової передвищої освіти», м. Кривий Ріг, 17-18 лютого 2022 р.

18. Кривчик Л.С. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб шляхом нанесення зносостійких покриттів // Конференція «Інформаційні технології в галузі», м. Кривий Ріг, 17.03.2022 р., ВСП «КТФК УДУНТ».

19. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л. Сучасні шляхи зміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб» Proceedings of the 12th International Scientific and Practical Conference SCIENTIFIC RESEARCH IN XXI CENTURY OTTAWA, CANADA 16-18.07.2022. С. 368-380

20. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л., Столбовий В.О. Зміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення його механічних і трибологічних властивостей», V-а міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід», 29 листопада 2022 р.

21. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., студенти гр. ОТ-19 ВСП «Нікопольський фаховий коледж УДУНТ» Бушева А.П., Пендюков П.Д., Харченко К.В. Науково-дослідна робота «Зміцнення трубного інструменту для виробництва гарячепресованих і холоднодеформованих корозійностійких труб» (секція – «експериментальні технології»), обласний конкурс науково-пошукових робіт здобувачів освіти «STEM - підхід до прогресивних технологій» на базі ВСП «Криворізький технічний фаховий коледж УДУНТ», грудень 2022 р.

22. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. Зміцнення трубного інструменту для виробництва гарячепресованих і холоднодеформованих корозійностійких труб, Конкурсна робота на отримання Премії НАН України, грудень 2022 р.

23. Кривчик Л.С. « Карбонітрація – засіб зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення його експлуатаційних характеристик», обласна науково-методична онлайн-конференція «Інноваційні технології в галузі» на базі ВСП «Криворізький

технічний фаховий коледж УДУНТ». 26 січня 2023 р.

24. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Цеханський Д.Н., Пінчук В.Л. Особливості виробництва труб пресуванням. Шляхи підвищення стійкості трубопресового інструменту, XIII-а Всеукраїнська конференція «Молоді вчені 2023 – від теорії до практики» м. Дніпро 23 березня 2023 р.

25. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Андрусенко Л.С., студенти гр. ОТ-20 ВСП «Нікопольський фаховий коледж УДУНТ» Запаснюк В., Шевченко Р. Науково-дослідна робота Удосконалення технології термічної обробки голки трубопрофільного преса зусиллям 44 МН для пресування корозійностійких труб в умовах «ПрАТ Сентравіс Продакшн Юкрейн», Міжрегіональна науково – творча очно-заочна конференція «Україна єдина – творчість молодих», 16 березня 2023 р.

26. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Очеретько Л.В. Особливості виробництва труб холодною роликовою прокаткою. Шляхи підвищення стійкості трубного інструменту», XVII-а міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» Болгарія, м. Варна 5-8 червня 2023 р.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ, ЯКІ ВИКОРИСТАНІ В РОБОТІ	21
ВСТУП	22
Розділ I СТАН ПИТАННЯ І ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ	31
1.1 Шляхи підвищення зносостійкості деталей машин	31
1.2 Шляхи підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик інструменту	40
1.3 Види трубопресового інструменту, вибір сталей для виготовлення інструменту, особливості зношування і шляхи підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик.	44
1.4 Види трубопрокатного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб, вибір сталей для виготовлення інструменту і види його зношування	59
Висновки по розділу	65
Розділ 2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ	67
2.1 Матеріали і методика дослідження трубопресового інструменту після проведення хіміко-термічної обробки	67
2.2 Матеріали і методика дослідження трубопресового інструменту після нанесення зносостійких покриттів	72
2.3 Матеріали і методика дослідження інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб після проведення хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів	77
2.4 Матеріали і методика дослідження трубного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб шляхом нанесення покриттів аморфних сплавів	86
Висновки по розділу	92
Розділ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РІЗНИХ ВИДІВ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛЕЙ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ІНСТРУМЕНТУ	93
3.1 Дослідження впливу видів зміцнення трубопресового інструменту на його експлуатаційні властивості	93

3.2 Дослідження впливу видів зміцнення трубного інструменту для холодної роликової прокатки на його експлуатаційні властивості	131
Висновки по розділу	150
Розділ 4 ПОБУДОВА МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ РОЗПОДІЛУ МІКРОТВЕРДОСТІ ДИФУЗІЙНОЇ ЗОНИ В ПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ ПІСЛЯ РІЗНИХ ВИДІВ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ	153
Висновки по розділу	170
Розділ 5 ПРАКТИЧНЕ ВИКОРИСТАННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕННЯ У ВИРОБНИЧИХ УМОВАХ	171
5.1 Проведення випробувань трубопресового інструменту в виробничих умовах	171
5.2 Проведення випробувань трубного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб у виробничих умовах	174
Висновки по розділу	178
Загальні висновки за результатами роботи	180
ЛІТЕРАТУРА	186
ДОДАТКИ	

ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ, ЯКІ ВИКОРИСТАНІ В РОБОТІ

ТО – термічна обробка

ХТО – хіміко-термічна обробка

ВТМО – високотемпературна термомеханічна обробка

НТМО – низькотемпературна термомеханічна обробка

СВЧ – струм високої частоти

ЦТО – циклічна термічна обробка

ЛХТО – лазерна хіміко-термічна обробка

Метод КІБ – метод катодно-іонного бомбардування

ХПТР – холодна прокатка труб роликками

ННЦ ХФТІ – Національно-науковий центр Харківський фізико-технічний інститут

ДВДР – двоступеневий вакуумно-дуговий розряд

АМС – аморфні металеві сплави

СШО – піч опору шахтна з окислюючою атмосферою

СВС – соляна електродна піч-ванна

БАК – блок автоматичного керування

США – шахтна піч опору для азотування

РЕМ – растровий електронний мікроскоп

СШЗ – піч опору шахтна с захисною атмосферою

СВМ – піч опору-ванна масляна

ВСТУП

Обґрунтування вибору теми дослідження. Актуальність теми обумовлена необхідністю створення високопродуктивних і стійких в експлуатації інструментів для виробництва гарячепресованих і холоднодеформованих корозійностійких труб, що пов'язане, в першу чергу, з доцільністю одержання й обробки таких матеріалів, які могли б протистояти жорстким умовам роботи інструменту (високим температурам, інтенсивним швидкостям ковзання і значному питомому тиску, знакозмінним навантаженням, динамічним ударам).[163, 92]

Тому розробка нових способів або покращення вже існуючих зміцнюючих технологій, що підвищують міцність, зносостійкість, в'язкість, опір крихкому руйнуванню, витривалість та інші механічні та експлуатаційні характеристики матеріалів, безумовно, потрібна та актуальна.

Таким чином, певну зацікавленість представляє розробка й коректування методів термічної обробки і нанесення спеціальних покриттів для підвищення зносостійкості та експлуатаційних характеристик інструменту. Особливо велике значення набувають комбіновані обробки, поєднанні з процесами хіміко-термічної обробки.

Таким чином, робота спрямована на розробку параметрів зміцнюючих технологій трубного інструменту для пресування і холодної прокатки високолегованих корозійностійких сталей, з метою покращення експлуатаційних характеристик інструменту і якості поверхні труб.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Виконання дисертаційної роботи пов'язано з тематичними планами наукових досліджень кафедри «Матеріалознавства і термічної обробки металів» Українського державного університету науки і технологій. Дослідження виконані згідно пріоритетного напрямку розвитку «Зміцнення інструменту» відповідно до Закону України №2519 -17 від 12.10.2010 р. і укладених договорів (№1/К-20

від 10.05.2020 р.) між Національною металургійною академією України, підприємством ТОВ «Карбаз» (м. Суми), підприємством ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь) та підприємством ТОВ «ВО ОСКАР» (м. Нікополь і м. Дніпро), № 2/К-20 від 10.05.2020 р. між Національною металургійною академією України, підприємством ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь), підприємством ТОВ «ВО ОСКАР» та Інститутом фізики твердого тіла, матеріалознавства і технологій ННЦ ХФТІ НАН України, № 3/К-20 від 12.05.2020р. між Національною металургійною академією України, підприємством ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь), підприємством ТОВ «ВО ОСКАР» та Інститутом фізики твердого тіла, матеріалознавства і технологій ННЦ ХФТІ НАН України). Автор була виконавцем вказаних робіт.

Мета і завдання дослідження. Метою роботи є розробка параметрів зміцнюючих технологій трубного інструменту і дослідження закономірностей структуроутворення в металі основного трубного (трубопресового) інструменту – матричних кілець і голок-оправок для пресування корозійностійких труб на трубопресових установках та інструменту для холодної роликової прокатки тонкостінних труб з корозійностійких сталей (оправок, опорних планок і роликів станів ХПТР) та їх вплив на механічні властивості для підвищення якості і працездатності інструменту.

Для досягнення поставленої мети вирішувались наступні основні задачі:

- аналіз причин низької стійкості трубопресового і трубопрокатного інструменту та розробка рекомендацій по підвищенню якості трубного інструменту;

- вибір високоефективних вториннотвердіючих штампових сталей для виготовлення трубного інструменту; використання раціональних режимів термічної, хіміко-термічної обробки для зміцнення трубного інструменту,

нанесення нанопокриттів з аморфних сплавів, зносостійких покриттів;

– дослідно-промислове випробування на виробництві високоякісного трубного інструменту; промислове впровадження результатів досліджень на провідних трубних підприємствах України.

Об'єкт дослідження. Процеси структуроутворення в штампових сталях при комбінованій термічній обробці трубного інструменту з використанням хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів і покриттів з аморфних сплавів на робочі поверхні інструменту.

Предмет дослідження. Закономірності формування структурного стану в металі інструменту після запропонованих обробок та його вплив на властивості виробів.

Способи дослідження. Для дослідження були виготовлені зразки трубного інструменту і зразки для металографічного дослідження з інструментальних штампових сталей 4X5MФ1С і 5X3В3МФС (ДСТУ 3953 - 2000). Оцінювання властивостей матеріалів виконували з використанням стандартних методів механічних досліджень, що відповідають державним стандартам України та стандартам ISO – метод Роквелла, Віккерса, метод визначення мікротвердості на приборі ПМТ-3М, метод безпосереднього визначення твердості на деталях із застосуванням портативних електронних ультразвукових твердомірів (типу ТМ-40, ТКР-45 «Ультракон», ТКМ-459 «НВП Машпроект»); випробування на розтягування на стандартних 5-кратних («Гагарінських») зразках діаметром 5 мм і 3 мм (випробування проводили на машині EAZYDUR); метод визначення ударної в'язкості на зразках з U-подібним надрізом на копрі МК-30 з максимальною силою удару 300 Дж; для вивчення структурного, фазового складу, стану поверхневого шару інструменту і зразків використовували такі методи дослідження: металографічний аналіз виробів і зразків з використанням мікроскопів НЕОРНОТ-32, МІМ-8, Axiovert 200MAT; метод електронної мікроскопії з застосуванням електронного мікроскопа EM6G (прискорювальна напруга

100кВ) і растрового електронного мікроскопу РЕМ-106И; рентгеноструктурний аналіз (діфрактометр «Дрон-2»); спектральний аналіз для визначення хімічного складу за оптичними спектрами випромінювання атомів та іонів аналізованого зразка, збуджуваним в джерелах світла (спектрометр); мікрорентгеноспектральний аналіз за допомогою растрового електронного мікроскопа і спеціальних аналізаторів.[163,94, 92]

Промислові випробування інструменту були проведені на трубному підприємстві ТОВ «ВО ОСКАР» (м. Нікополь і м. Дніпро).

Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Вперше для інструментальної сталі 4Х5МФ1С—встановлені особливості структуроутворення з формуванням в поверхневому шарі багат шарових мікро- і субструктурних покриттів з мікротвердістю до 23000-25000 МПа TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN, TiN/CrN після комбінованої термічної обробки – об'ємного загартування з подвійним відпуском на вторинну твердість та поєднанням третього відпуску з іонним азотуванням у вакуумно-дуговому розряді і нанесенням багат шарових зносостійких покриттів.

Раніше такі дані для сталі 4Х5МФ1С були не відомі. Це дозволило підвищити ресурс роботи трубного інструменту в 1,5-2,5 рази, у порівнянні з існуючими технологіями його виробництва.

2. Вперше встановлено для вториннотвердіючих штампових сталей 4Х5МФ1С, 5Х3В3МФС утворення структурно-фазового складу поверхневого шару, який включає нітридну зону з послідовно розташованими ділянками нітридів $Fe_{2-3}N$ (ϵ -фаза) і Fe_4N (γ' -фаза), під яким знаходиться підшар насиченого азотом мартенситу відпуску (α -фаза), при охолодженні якого виділяються нітриди хрому, молібдену, ванадію, вольфраму і який повільно переходить у вихідну структуру мартенситу відпуску з карбідами легуючих елементів, при проведенні комбінованої термічної обробки - об'ємного загартування з подвійним відпуском на

вторинну твердість та іонного азотування при температурі 540-570⁰С у вакуумно-дуговому розряді на глибину 50-70 мкм.

Раніше ці закономірності для сталей 4Х5МФ1С, 5Х3В3МФС були не відомі. Це дозволило при проведенні комбінованої термічної обробки, підвищити твердість поверхневого шару інструменту до рівня 8000 – 12000 МПа та експлуатаційну стійкість інструменту у 1,5-1,7 рази.

3. Вперше для вториннотвердіючих штампових сталей 4Х5МФ1С, 5Х3В3МФС встановлено, що при використанні термічної обробки, яка включає об'ємне загартування з подвійним відпуском на вторинну твердість та карбонітрацію в розплаві солей ціанатів і карбонатів лужних металів та подальшого оксидування в лужному розплаві, реалізуються закономірності структуроутворення зміцненого шару, структурно-фазовий склад якого включає поверхневий карбонітридний шар ϵ - карбонітриду типу $Fe_3(NC)$, під яким послідовно розташовується зона γ^1 -фази типу $Fe_4(NC)$, що переходить у дифузійну зону (гетерофазний шар) з α -фази (насичений азотом мартенсит відпуску) і нітридів та карбонітридів легуючих елементів, який повільно переходить до мартенситу відпуску з карбідами W, Mo, V і Cr.

Раніше такі закономірності для сталей 4Х5МФ1С, 5Х3В3МФС були не відомі. Це дозволило підвищити мікротвердість поверхневого шару зазначених матеріалів до рівня 9500 – 11000 МПа і забезпечило підвищення ресурсу роботи трубопресового інструменту в 1,5-2 рази.

4. Вперше для вториннотвердіючих штампових сталей 4Х5МФ1С, 5Х3В3МФС при використанні комбінованої термічної обробки, яка включає об'ємне загартування з подвійним відпуском на вторинну твердість та подальше нанесення плазмовим способом поверхневого шару сплаву системи Fe-Si-B, додатково легованого Ni, Cr, Mo, Co, P і C, отримано структурний стан аморфно-кристалевого шару товщиною 100-150 мкм на поверхні інструменту.

Раніше такі закономірності для сталей 4X5MФ1С, 5X3В3МФС були не відомі. Це дозволило забезпечити високу твердість поверхні інструменту ($HV_{0,1}980-1150$) та збільшити його експлуатаційну стійкість на 25-30%.

Практична значимість:

1) На основі результатів теоретичних і експериментальних досліджень запропоновано нові способи і технології комбінованих обробок з поверхневим зміцненням трубопресового інструменту та інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб з використанням сталей марок 4X5MФ1С і 5X3В3МФС і покриттів (Пат. № 143032, опубл. 10.02.2020р., Пат. № 146692, опубл. 11.03.2021 р., Пат. № 148695, опубл. 19.02.2021 р., Пат. № 151611, опубл. 18.08.2022 р.).

2) Результати роботи пройшли дослідно-промислово апробацію на ТОВ «ВО ОСКАР» (м. Дніпро і м. Нікополь) (Акти додаються). Результати роботи впроваджені на трубних підприємствах України (ТОВ «ВО ОСКАР» і ПрАТ «Сентравіс Продакшн Юкрейн») (Акти додаються). Впровадження запропонованих в роботі комбінованих технологій термічного зміцнення, газового і іонного азотування, карбонітрації, нанесення субструктурних зносостійких покриттів і покриттів аморфних сплавів на робочі поверхні матричних кілець, роликів, голок-оправок, опорних планок значно підвищує експлуатаційну стійкість інструменту в 1,5 – 2,5 рази і покращує якість внутрішньої поверхні корозійностійких труб, а також знижує собівартість виготовлення труб.

3) Сумарний економічний ефект від впровадження запропонованих технологій становить 424,5 тис. грн. Результати дисертаційної роботи впроваджені в освітній процес дисциплін «Основи теорії і практики термічної обробки металів», «Особливості технологічних процесів термічної обробки металів», «Інженерія поверхні металовиробів» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» ННІ ІПБТ УДУНТ.

Особистий внесок здобувача. Всі наукові результати, отримані в

дисертації, базуються на дослідженнях, проведених особисто здобувачем та представлені в роботах, опублікованих у співавторстві (в порядку, наведеному у списку публікацій здобувача). Публікації відображають результати досліджень, виконаних здобувачем. У дисертації не використані ідеї співробітників, які сприяли виконанню роботи. Здобувач безпосередньо розробила науково обґрунтовані режими зміцнюючих технологій трубного інструменту, нанесення зносостійких покриттів і покриттів аморфних сплавів [63 -75, 88, 90 - 97, 106 -108, 140, 141], безпосередньо приймала участь у всіх дослідженнях і випробуваннях. Автору належить: постановка завдань досліджень, аналіз літературних даних і патентний пошук, виконання основного обсягу досліджень [155,161,162,163], інтерпретація та узагальнення отриманих результатів [172,173], впровадження практичних результатів у виробництво.

Апробація результатів дисертації. Наукові положення і результати дисертаційної роботи доповідалися й обговорювалися на: III Міжнародній конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» Нідерланди, м. Амстердам, 12-14 листопада 2019 р.; Всеукраїнській конференції «Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку» Національна металургійна академія України, м. Дніпро, 18 грудня 2019 р.; XI Міжнародній конференції «Молоді вчені 2020 – від теорії до практики» Національна металургійна академія України, м. Дніпро, Всеукраїнській науково-технічній конференції студентів і молодих вчених “Молода академія 2020” (м. Дніпро, 21-22 травня 2020 р.); Всеукраїнській науково-практичній конференції для творчої молоді України Маріуполь, 26 квітня 2020 р.; VIII Міжнародній науково-практичній конференції «Modern problems in science», Прага, Чехія, 9-12 листопада 2020 р.; XI Міжнародній науково-практичній інтернет-конференція «Сучасний рух науки» м. Дніпро. 8-9 жовтня 2020 р; II Всеукраїнській конференції «Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку», 18 грудня 2020 р.; XII-й міжнародній конференції «Молоді вчені

2021 – від теорії до практики» Національна металургійна академія України, м. Дніпро. 25 березня 2021 р; XVIII Міжнародній науково-практичній конференції «Research and development results », Афіни, Греція, 6-9 квітня 2021 р.; XVI-а міжнародній конференції «Стратегія якості в промисловості і освіті» Болгарія Технічний університет м. Варна, 31 травня – 03 червня 2021; IV Міжнародній конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» м. Гельсінкі, Фінляндія, листопад 2021 р.; V Міжнародній науково-практичній конференції THEORY AND PRACTICE OF SCIENCE: KEY ASPECTS. Рим. Італія. 7-8 ноября, 2021; I Міжнародній науково-практичній інтернет-конференції «Механізми розвитку науково-технічного потенціалу» м. Дніпро, 11-12 листопада 2021 р.; IX International Scientific and Practical Conference INTERNATIONAL FORUM: PROBLEMS AND SCIENTIFIC SOLUTIONS Australia. Melbourne, February 6-8, 2022 ; XIII International Scientific and Practical Conference «Multidisciplinary academic research, innovation and results», Prague, Czech Republic. 05-08 April 2022, 12th International Scientific and Practical Conference SCIENTIFIC RESEARCH IN XXI CENTURY OTTAWA, CANADA 16-18.07.2022; V-а міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід», 29 листопада 2022 р.; XIII-ій Всеукраїнській конференції «Молоді вчені 2023 – від теорії до практики» м. Дніпро 23 березня 2023 р.; XVII-а міжнародній конференції «Стратегія якості в промисловості і освіті» Болгарія, м. Варна 5-8 червня 2023 р.

Публікації. За результатами виконаних досліджень опубліковано 32 роботи, в тому числі 7 статей у спеціалізованих виданнях України, з них 1 стаття опублікована в наукових періодичних виданнях, що входять до міжнародних наукометричних баз даних Scopus, 4 патенти та 25 тез доповідей.

Структура та обсяг дисертації.

Дисертація складається зі вступу, 5 частин і висновків, надана на 208

сторінках загального машинописного тексту, з яких 172 сторінки основного тексту, містить 112 рисунків, 54 таблиці, 209 найменувань літературних джерел.

РОЗДІЛ 1 СТАН ПИТАННЯ І ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ

1.1 Шляхи підвищення зносостійкості деталей машин

Найважливішою проблемою сучасного машинобудівного виробництва є проблема управління якістю деталей машин. Під якістю деталей розуміють сукупність їх властивостей, що обумовлюють придатність деталей відповідати своєму функціональному призначенню в заданому діапазоні зміни умов експлуатації. До числа таких властивостей, званих експлуатаційними, відносять витривалість, зносостійкість, корозійну стійкість, твердість і т. д. Ці властивості відповідно до призначення деталей кількісно оцінюють за допомогою відповідних показників: межі витривалості, швидкості зношування, корозійних втрат, податливості та ін. [1-4].

Всі відомі методи зміцнення деталей машин підрозділяються на 6 основних класів.

Зміцнення зі створенням плівки на поверхні:

а) осадження хімічної реакції (оксидування, сульфидування, фосфатування, нанесення мастил, осадження з газової фази);

б) осадження з парів (термічне випаровування тугоплавких сполук, катодно-іонне бомбардування, пряме електронно-променеве випаровування, реактивне електронно-променеве випаровування, електронно-хімічне випаровування);

в) електролітичне осадження (хромування, нікелювання, електрофорез, нікельфосфатування, борування, борохромування);

г) напилення зносостійких з'єднань (плазмове напилення порошкових матеріалів, детонаційне напилення, електродугове напилення, лазерне напилення, вихрове напилення, індукційне припікання порошкових матеріалів) [5-7].

Зміцнення зі зміною хімічного складу поверхневого шару металу:

а) дифузійне насичення (борування, ціанування, карбонітрація, азотування, нітроцементация і т. п.);

б) хімічний і фізико-хімічний вплив (хімічна обробка, іонна імплантация, електроіскрова обробка і т. д.).[67]

Електронно-променева обробка поверхні являє собою обробку за допомогою імпульсних низькоенергетичних електронних пучків тривалості ($3 \cdot 10^{-5} - 5 \cdot 10^{-5}$ с). В порівнянні з лазерними технологіями вони мають більш великі можливості для контролю кількості енергії і площі впливу потоку енергії на матеріал, меншими коефіцієнтами відбиття енергії. В порівнянні з іонними пучками, електронні пучки мають більш високий К.К.Д. при менших прискорювальних напругах і не потребують спеціального радіаційного захисту. Кристалізація з високою швидкістю і наступне охолодження призводить до утворення в поверхневому шарі ультрадрібного зерна (менше мікрона) і структури дрібноголчастого мартенситу, який має підвищені значення твердості [8].

Перспективним зміцненням деталей є іонна імплантация. Суть методу полягає в імплантації азоту, кисню, бору, рідкоземельних і інших елементів в поверхневий шар деталі потоком іонів з високою енергією до кількох сотень кілоелектроновольт при низькій температурі [9]. Мета процесу електроіскрової обробки полягає в багаторазовій дії на поверхню деталі імпульсних електричних розрядів, які викликають оплавлення невеликих ділянок поверхні. При цьому відбувається надшвидкісне гартування тонкого поверхневого шару [9]. Міцність, твердість, зносостійкість деталей після обробки значно підвищується, а ударна в'язкість і втомна міцність знижуються. В роботі [10] наведені нові електроіскрові і електроакустичні покриття для підвищення експлуатаційних властивостей сплавів і основні фактори, які впливають на покращення структури і якості покриттів комбінованою обробкою. Розроблені комбіновані методи обробки

матеріалів, які складаються з нанесення покриття з наступною обробкою поверхні покриття лазерним опроміненням або поверхнево-пластичним деформуванням (вигладжуванням). В роботах [11-20] розроблені способи зміцнення виробів, що підвищують їхню зносостійкість в 1,7 – 2,2 рази, і конструкцію електрода, який дозволяє наносити зносостійкі електроіскрові покриття з аморфною і нанокристалічною структурою.

Хімічні способи нанесення покриття використовуються для підвищення довговічності, зносостійкості і надійності деталей. Поверхня деталі проходить знежирення і протруювання. Потім деталь занурюється у ванну з розчином, що містить необхідний елемент, який осідає на поверхні деталі [7].

Покриття сплавами вольфраму з кобальтом, нікелем або залізом не тьмяніють на повітрі, мають високу хімічну стійкість, твердість, зносостійкість.

Зміцнення зі зміною структури поверхневого шару:

а) Фізико-термічна обробка (лазерне загартування, плазмове загартування).

Однією з найбільш перспективних обробок є плазмова технологія, яка активно розробляється як в нашій країні, так і за кордоном. Використання низькотемпературної плазми ефективно для наплення зносостійких, жароміцних і корозійностійких покриттів, різання і зварювання різних матеріалів, для поверхневого зміцнення різних виробів. Сутність плазмового поверхневого зміцнення полягає в термічних фазових і структурних перетвореннях, які відбуваються при швидкому концентрованому нагріванні робочої поверхні деталі потоком плазми і тепловідводі в матеріал деталі. [21]

В роботах [21-24] досліджено вплив плазмово-дугового поверхневого нагріву на процеси фазових перетворень при термообробці і легуванні, а саме зміни, пов'язані зі швидкісним плазмовим нагрівом в процесі утворення аустеніту, в термодинаміці, кінетиці і механізмі мартенситного

перетворення, при здійсненні відпуску, деяких видів ХТО і комбінованої обробки в поєднанні з об'ємною термообробкою, лазерним опроміненням, а також вплив різних механізмів структурного і субструктурного зміцнення сталей на їхні основні експлуатаційні властивості.

Високі швидкості нагрівання й охолодження, властиві лазерному випромінюванню, надають особливі фізико-механічні властивості поверхневим шарам. Зміцнення матеріалів лазерним випромінюванням ґрунтується на локальному нагріванні ділянки поверхні під впливом випромінювання і наступному охолодженні цієї поверхневої ділянки з високою швидкістю в результаті відведення тепла у внутрішні шари металу. Ці умови забезпечують високі швидкості нагріву і охолодження поверхневих ділянок. В роботах [25-28] на базі теоретичних і експериментальних досліджень розроблена і впроваджена у виробництво нова технологія лазерної обробки деталей, використання якої дозволяє значно збільшити опір руйнуванню, зносостійкість, опір дії агресивних середовищ.

В результаті специфічних теплових процесів на поверхні деталей, що обробляються, виникає дрібнодисперсна приповерхнева структура. На деталі утворюється особливий шар з підвищеними характеристиками міцності і твердості.

Найважливішою перевагою цієї технології є те, що структурно-фазові зміни поверхневих шарів глибиною $0,1 \div 0,5$ мм відбуваються за рахунок керованого впливу на поверхню готової деталі лазерного випромінювання. Застосування лазера дозволяє без зміни агрегатного стану та без порушення макро- і мікрогеометрії отримати виріб без подальшої обробки.

Як джерело бомбардування використовується твердотільний лазер. (Додаток Б, рисунок Б.1). Принцип роботи твердотільного лазера заснований на створенні в забороненій зоні речовини інверсного рівня. Час життя електрона на цьому рівні вищий, ніж час його перебування в зоні провідності. Таким чином, саме на ньому "накопичуються" електрони. Це називається

інверсною заселеністю. Коли повз такий рівень, всіяний електронами, проходить фотон потрібної довжини хвилі, він викликає генерацію великої кількості однакових за довжиною і фазою світлових хвиль. Тобто, електрони лавиною одночасно переходять в основний стан, породжуючи пучок монохроматичних фотонів досить великої потужності [26].

б) Електрофізична обробка (електроконтактна, електроерозійна, магнітна обробка).

При електроконтактному зміцненні відбувається переміщення тертям інструменту - анода по поверхні деталі-катода. За рахунок перенесення легуючого матеріалу, його дифузії і загартування, утворюється зміцнений поверхневий шар. Для електроконтактного зміцнення необхідні робочі струми $300 \div 1500$ А при напрузі $3 \div 6$ В [29,21].

Електроерозійна обробка характеризується тим, що зміна якості поверхні деталі відбувається під впливом електричних розрядів в результаті електричної ерозії – руйнування поверхні електродів при проходженні між ними електричних розрядів, в результаті чого матеріал деталі в зоні обробки плавиться і осаджується в місті локалізації каналу розряду [29].

Магнітна обробка проводиться для струмопровідних матеріалів і заснована на використанні імпульсних магнітних полів великої сили. В деталі, яка обробляється, зовнішнє магнітне поле індукує імпульс струму, поле якого взаємодіє із зовнішнім магнітним полем. В результаті цього створюються механічні зусилля, які використовуються для зміцнення пластичних матеріалів (Додаток Б, рисунок Б.2) [29].

в) Гальванічні способи зміцнення:

- тверде нікелювання використовується для відновлення розмірів деталей і підвищення зносостійкості. Товщина покриттів досягає 2 мм. Мікротвердість деталі після відпалу покриття при температурі $300 \div 400^{\circ}\text{C}$ протягом 1 години сягає HV 750 - 900. Процес застосовується для зміцнення колінчастих валів, поршневих пальців, втулок гідравлічних машин [7];

- електролітичне фосфатування дає товщину від 0,002 до 0,016 мм і більше, його виконують після остаточної механічної обробки. Фосфатні плівки полегшують процеси підробітки деталей і підвищують протизадирні властивості.

- емалювання – процес отримання емалеподібних плівок товщиною 0,01 ÷ 0,12 мм, які отримують електролітичним шляхом. Емалевий шар стійкий в органічних розчинниках і кислотах, мінеральних маслах і милі;

- електролітичне лудіння і свинцювання використовують для корозійного захисту деталей, полегшення процесів пайки деталей і зниження опору в контактах електропередавальних пристроїв. Залежно від призначення деталі товщина покриття оловом становить 0,5 ÷ 2,5 мкм, а для свинцевих покриттів – 50 ÷ 2000 мкм. Лудіння проводиться в кислих і лужних середовищах, а свинцювання – в борофтористоводневих, кремнієфтористоводневих і лужних електролітах [7];

- механічна обробка (зміцнення вібрацією, фрикційно-зміцнююча обробка, дробоструминна, обробка вибухом, термомеханічна, електромеханічна).

При електромеханічній обробці через місце контакту інструменту з деталлю проходить струм великої сили і низької напруги, який призводить до сильного нагріву нерівностей поверхні і до зниження міцності і твердості металу, що забезпечує деформацію деталі під тиском інструменту і, в результаті цього, зміцнення поверхневого шару (дробоструминна обробка, обкатка роликami і кульками, вібраційна обробка) (Додаток В, рисунок В.1, В.2, В.3). В роботах [21,30-39] розроблені методики розрахунку основних параметрів технологічних режимів дробообробки і вибору їх раціональних значень на основі закономірностей пружнопластичної деформації в контактi дробу і деталі для забезпечення максимального підвищення довговічності і межі зносу деталей. В роботах [40-48] розглянуто підвищення ефективності зміцнення поверхні деталей на основі одночасного впливу поверхневої

пластичної деформації і технічного перемагнічування феромагнітного матеріалу деталей. В роботах [42-44] розроблена науково-методична база забезпечення заданої і стабільної якості поверхневого шару при обробці деталей машин поверхневим пластичним деформуванням роликками.

г) Наплавлення легованим елементом (газовим полум'ям, електричною дугою, плазмою, лазерним променем, пучком іонів і т. д.).

Наплавлення металу – один із найбільш ефективних способів підвищення довговічності і надійності деталей машин – дозволяє відновлювати геометричні розміри зношених деталей, а також зміцнювати їх шляхом застосування спеціальних електродних матеріалів, що забезпечують отримання наплавленого металу з заданими фізичними властивостями [7].

Зміцнення зі зміною енергетичного запасу поверхневого шару:

а) обробка в магнітному полі (термомагнітна обробка, імпульсним магнітним полем, постійним магнітним полем);

Різновидами магнітних обробок є магнітно-абразивне шліфування і магнітно-абразивне полірування (силова дія на інструмент, що оброблюється, створюється за рахунок магнітного поля) [46].

б) обробка в електричному полі.

Зміцнення зі зміною мікрогеометрії поверхні і наклепом:

а) обробка різанням (точіння, шліфування, надшвидкісне різання);

б) пластичне деформування (накочування, обкочування, розкочування, вигладжування, вібронакочування, вібровигладжування, калібрування, відцентрово-ударне зміцнення, віброударне зміцнення і т. п.);

Особливо ефективним є локальне (місцеве) зміцнення ППД ділянок - концентраторів напружень, яке значно продуктивніше і дешевше, ніж повсюдне.

Перевага такої обробки поверхонь деталей машин полягає в тому, що створюється можливість отримання поверхневого шару зі змінними показниками якості. В результаті стає можливим управління

експлуатаційними показниками якості поверхневого шару деталей в залежності від переважаючого експлуатаційного фактору, а також зовнішніх і внутрішніх впливів, що, безумовно, призведе до підвищення їх зносостійкості, працездатності і надійності [51].

в) комбіновані методи (анодно-механічне, поверхневе легування з вигладжуванням, магнітно-абразивна обробка, ультразвукова обробка і т. д.).

Вплив потужних ультразвукових коливань на метал підвищує щільність дислокацій і сприяє рівномірному розподілу їх в обсягах зерен, що призводить до підвищення твердості, причому часто проводиться при температурі нижче 0°C. В роботі [52] встановлені закономірності і особливості формування зміцнених поверхневих шарів і покриттів, отриманих самостійними і комбінованими методами з попередньою або одночасною ультразвуковою обробкою на виробах з конструкційних сталей.

При низьких температурах сповільнюються процеси виділення часток надлишкових фаз, а опір переміщенню дислокацій знижується. Результатом підвищення рухливості дислокацій під дією ультразвуку є збільшення ступеня дислокаційної деформації, підвищення щільності дефектів кристалічної будови і рівномірності їх розподілу по перетину зерен твердих розчинів, що покращує характеристики міцності [52].

Зміцнення зі зміною структури всього об'єму металу:

а) термічна обробка при підвищених температурах (загартування, відпуск, покращення, загартування ТВЧ, нормалізація, термомагнітна обробка);

б) кріогенна обробка (загартування з обробкою холодом, термоцикування).

В підвищенні комплексу властивостей деталей, які визначають строк їх служби і надійність в експлуатації, значна роль належить термічній обробці. В теперішній час біля 20% механічно оброблених виробів піддають різним видам термообробки, яка забезпечує необхідну міцність, в'язкість і

пластичність. На долю об'ємної термообробки приходить біля 45% від загального об'єму термооброблених виробів, хіміко-термічної – 7%, обробка з нагріванням ТВЧ – 23%, сорбітизації – 16%, інших видів – 9% [53, 54].

Термомеханічна обробка – це поєднання термічного впливу і пластичної деформації [55]. ТМО дозволяє отримати більш високі характеристики міцності, в'язкості і пластичності у сталі, ніж після звичайного загартування і низького відпуску. Позитивний додатковий ефект при ТМО пояснюється попереднім наклепом аустеніту під час пластичної деформації. Наслідки цього наклепу передаються мартенситу у вигляді додаткових дислокацій, які складаються з дислокаціями, що виникають при подальшому мартенситному перетворенні, створюють більш щільну дислокаційну структуру. Така висока щільність дислокацій (до 10^{13} см⁻²) не породжує виникнення тріщин при загартуванні. Існують два різновиди термомеханічної обробки – високотемпературна (ВТМО) і низькотемпературна (НТМО). При ВТМО аустеніт деформується при температурі вище лінії A_{c3} до ступеня деформації 20 ÷ 30%. При НТМО проводиться деформація переохолодженого до 400 ÷ 600 °С аустеніту, ступінь деформації становить 75 ÷ 90% [56-58].

Серед методів поверхневого зміцнення найбільшого поширення набуло поверхневе загартування. При поверхневому загартуванні на деяку задану глибину гартується тільки верхній шар, тоді як серцевина виробу залишається незагартованою [59, 60]. Основне призначення поверхневого загартування: підвищення твердості, зносостійкості і межі витривалості виробу. Серцевина виробу залишається в'язкою і сприймає ударні навантаження. Поверхневе загартування здійснюють кількома методами: нагріванням струмами високої частоти; нагріванням газовим полум'ям. Загартування СВЧ вперше запропоновано В.П. Вологдіним. При загартуванні за цим методом сталевий виріб розміщують всередині індуктора в формі спіралі або петлі. Струм високої частоти підводиться від генератора до

індуктора. Під час проходження струму через індуктор, в поверхневих шарах виробу, за рахунок індукції, виникає струм протилежного напрямку, що нагріває сталь [60].

При загартуванні СВЧ виходить дрібнодисперсна структура кристалів мартенситу, що забезпечує більш високу твердість, в'язкість і міцність сталі, ніж при пічному нагріванні.

1.2 Шляхи підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик інструменту

При експлуатації інструменту одним з основних видів руйнування є знос (зношування). Встановлено, що 85 ÷ 90% інструменту, що використовується в процесах холодного деформування, виходить з ладу в результаті зносу і тільки 10 ÷ 15% з інших причин [58,163].

Знос – процес руйнування і відділення матеріалу з поверхні інструменту і (або) накопичення його залишкової деформації при терті, який проявляється у поступовому змінненні розмірів і (або) форми інструменту.

Завдання дослідження зносостійкості інструменту полягає у встановленні залежностей зносу від факторів, що характеризують якість поверхні інструменту. Ці залежності дозволяють оптимізувати технологію виготовлення, умови експлуатації інструменту, покращувати і прогнозувати його працездатність [58].

Застосування пластичного деформування значно підвищує зносостійкість інструменту за рахунок отримання більш рівномірної дрібнозернистої структури, більш рівномірного розподілу карбідної фази, а також формування сприятливої волокнистої структури. Найбільшого поширення знаходить холодне видавлювання інструмента, значно рідше застосовуються: високошвидкісне штампування з попереднім нагріванням заготовок, редукування, висадка [58].

Ефективним методом підвищення стійкості інструменту є циклічна термічна обробка (ЦТО). Сутність процесу полягає в повторенні циклу загартування + одно- і багаторазові нагрівання до температури нижче A_{c3} з подальшим різким охолодженням перед остаточною (традиційною) термообробкою. ЦТО дозволяє отримати дрібнозернисту, однорідну дисперсну структуру з високими механічними властивостями [61].

Новим напрямком удосконалення поверхневого загартування інструменту є загартування при імпульсному індукційному нагріванні, широко використовується метод загартування інструменту вибухом, обробка інструменту холодом, що зменшує вміст залишкового аустеніту і створює в поверхневому шарі стискаючі напруження [58].

За допомогою хіміко-термічної обробки (ХТО) можна підвищити поверхневу твердість, зносостійкість, втомну міцність, корозійну стійкість, окалиностійкість деформуючого інструменту. Найбільш часто використовуються процеси ХТО – цементація, нітроцементація, азотування, борування, ціанування, оксидування і дифузійне хромування [62-75].

При розробці технологій ХТО основна увага приділяється проблемам ресурсозбереження та екологічної безпеки. В роботах [76-79] встановлена закономірність процесів формування структури і фазового складу дифузійних шарів на штампових сталях і наплавлених покриттях при насиченні їх азотом і вуглецем з нітроцементуючого середовища і розробці на цій основі технології поверхневого зміцнення штампового інструменту при його виготовленні і відновленні, яка відрізняється ефективністю, економічністю і екологічною безпекою.

В роботах [80-82] показаний перспективний спосіб зміцнення інструменту за рахунок насичення його поверхні бором. В результаті на поверхні утворюються бориди, які мають високі зносостійкі і корозійностійкі характеристики, а також жаростійкість і жароміцність. В роботі показано ефективність використання, з метою зміцнення інструменту, електрофізичних способів зміцнення – електроіскрове легування, локальне

електроіскрове нанесення покриттів, електроакустичне нанесення покриттів на інструмент.

Можна виділити наступні основні напрямки розвитку процесів ХТО [83-86].

– Розробка ресурсозберігаючих технологій ХТО на основі застосування вакууму, киплячого шару, циклічної обробки в замкнутому просторі, джерел з високою концентрацією енергії (тліючого розряду, електронного та лазерного нагріву, СВЧ-технології).

– Розробка нових маловідходних технологій отримання композиційних металевих малозношуваних і корозійностійких покриттів, зокрема осадженням з газової фази.

В даний час з технологій такого виду широко застосовуються іонна ХТО в тліючому розряді (іонне азотування, цементация, нітроцементация) і в киплячому шарі (цементация, нітроцементация).

До основних перспективних напрямків розвитку ресурсозберігаючих технологій можна віднести:

– Вакуумна хіміко-термічна обробка. Досліджені процеси азотування, цементации і нітроцементации в вакуумі, які дозволяють в 2 – 3 рази зменшити споживання насичуючих газів, створити умови для регулювання будови дифузійного шару в широких межах.[86]

– Хіміко-термічна обробка в замкнутому просторі (циклічна подача компонента в робочий простір печі. Досліджено процеси азотування, нітроцементации і цементации в замкнутому просторі. Витрата насичуючих газів скорочується в 3 – 10 разів, можливо регулювання будови шару в широких межах [87 - 90].

– Застосування для ХТО атмосфер на основі повітря і регенеруючих сумішей (наприклад, розбавлення аміачної атмосфери до 30 ÷ 50% повітрям прискорює насичення в 1,5 рази [88].

– Лазерна хіміко-термічна обробка (ЛХТО). Така обробка цілеспрямовано змінює хімічний склад поверхні матеріалів, що не мають фазових перетворень і мало зміцнюється традиційними методами термічної і хіміко-термічної обробки [75]. Стійкість прес-форм для лиття пластмас і вирубних штампів, отриманих за цією технологією, підвищується в 2 – 3 рази.

– Хіміко-термічна обробка з використанням в якості середовища, що насичує, порошкових матеріалів;

– Розробка композиційних металевих покриттів і маловідходних технологій їх отримання. Композиційні металеві покриття призначені для захисту інструментів від зношування і корозії [74].

Зміцнення поверхні інструменту пластичним деформуванням підвищує втомну міцність, контактну витривалість і зносостійкість інструменту, зміцненого ХТО або іншими методами. В результаті поверхневого деформування підвищується твердість і міцність, створюються сприятливі залишкові напруження, зменшується шорсткість [7].

Одним з перспективних напрямків підвищення стійкості інструменту є його зміцнення зносостійкими покриттями. Нанесення покриттів проводиться методом конденсації речовини з катодно-іонним бомбардуванням (метод КІБ) на установках «Булат» і «Пуск», а також методом осадження з газової фази. Методом КІБ наносяться різні за складом покриття. Найбільшого поширення набули покриття з нітриду і карбіду титану, рідше застосовуються покриття з нітриду і карбіду молібдену, цирконію, ванадію, ніобію і ін. [91-97]. Одним з ефективних шляхів подальшого підвищення стійкості інструментів є механізоване наплавлення їх робочих поверхонь зносостійкими сплавами (наплавлення електродним дротом, порошковим дротом, спеченою стрічкою).

1.3 Види трубопресового інструменту, вибір сталей для виготовлення інструменту, особливості зношування і шляхи підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик

Особливістю виробництва труб пресуванням з корозійностійких і високолегованих сталей є низька стійкість пресового інструменту.

Таблиця 1.1 – Стійкість пресового інструмента [2]

Інструмент	Стійкість для труб із		
	вуглецевих сталей	нержавіючих сталей	сплавів і високолегованих сталей
Матричні кільця і вставки	300 – 500	До 5-7	До 5
Трубні оправки (голки)	300 – 500	50 – 80	20 – 50
Внутрішні втулки контейнери	2000 – 3000	400 – 600	До 300
Штемпельні головки	5000 – 10000	2500 – 5000	1000 – 2000

Робочий інструмент працює в умовах високих температур, інтенсивних швидкостей ковзання і значного питомого тиску, що зумовлює необхідність використати як матеріал високолеговані теплостійкі інструментальні сталі, що мають підвищену в'язкість та міцність [78,92, 90].

Процес пресування труб полягає у видавлюванні металу через кільцевий зазор, утворений матрицею і оправкою.

Схема процесу приведена на рисунку Г.1 (Додаток Г). Закладена в контейнер заготовка під дією преса-штемпеля переміщається зі швидкістю $v_{\text{п}}$ і метал видавлюється в замкнений кільцевий зазор, утворений матрицею і голкою (оправкою). Прес-виріб (труба), що одержується, рухається в напрямі переміщення преса-штемпеля, але вже зі швидкістю $v_{\text{м}}$, яка більша за $v_{\text{п}}$ на величину коефіцієнта витяжки. При цьому труба ковзає відносно оправки зі швидкістю

$$U_{ск} = U_M - U_{п} \quad (1.1)$$

При пресуванні метал випробовує всебічне нерівномірне стиснення, що значно підвищує пластичність металу і дозволяє деформувати його без руйнування з дуже високими мірами обтиснення [98].

Пресування найбільш доцільно при виробництві труб з високолегованих, малопластичних, корозійностійких сталей і сплавів.

Наведені позитивні особливості процесу пресування зумовили доцільність розширення виробництва труб на трубопрофільних пресах (Додаток Г, рисунок Г.2).

Пресовий інструмент можна підрозділити на дві групи. До першої групи відноситься інструмент, що має безпосереднє зіткнення з пресованим металом (матриці, прес-шайби, внутрішні втулки контейнерів, прошивні голки, трубні оправки і матрицетримачі). До другої групи відноситься інструмент, що не має безпосереднього зіткнення з пресованим металом, який служить для передачі зусилля (прес-штемпель, голкотримачі, перехідні патрони, контейнери, проміжні втулки контейнерів, направляючі кільця) [99-100].

Матриці і матричні кільця складних матриць по конструкції мають велику кількість різновидів (Додаток Д, рисунок Д.1). Вони працюють у важких температурних умовах, витримуючи високий питомий тиск.[163]

Динамічне навантаження матриць забезпечує появу тріщин в місці концентрації напружень і появи сітки розгарних тріщин, які поступово розширюються і заповнюються пресованим металом, що в подальшому призводить до руйнування матриць (Додаток Д, рисунок Д.2) [101].

Дефектами матричних кілець є тріщини, утворені в результаті нерівномірного розподілу температури в печі при нагріві під загартування, утворені при механічній обробці, в результаті наявності концентратора напруг у вигляді подрізу (Додаток Е, рисунок Е.2).

При пресуванні труб для прошивання отвору в заготовці застосовують голки, які встановлюють в голкотримачі. Внутрішній діаметр труби визначається діаметром голки. Призначення голки – прошивання отвору в злитку й утворення отвору в трубі або профілі, які пресуються. Голки перебувають під дією високих температурних, силових навантажень, піддаються стиранню. Після кожного циклу температура голки досягає 700°C і вище, після чого її інтенсивно охолоджують маслом або водою. З метою підвищення стійкості використовують внутрішнє охолодження голки (Додаток Ж, рисунок Ж.1).[163]

Голки при пресуванні труб піддаються зусиллю на розтяг, тертю ковзанню та інтенсивному тепловому, а також силовому впливу з боку деформованого металу. Тертя ковзання, що розвивається в процесі переміщення шарів металу, викликає руйнування поверхні голки (поступове, часто місцеве зменшення діаметру, утворення одиничних поздовжніх тріщин, задирів, напливів (Додаток Ж, рисунок Ж.2).

Зносостійкість загартованих інструментальних сталей сильно залежить від твердості структури, кількості карбідів, їх форми, розмірів, розподілу, твердості і величини зерна (з підвищенням твердості і кількості карбідів підвищується міцність, але при цьому знижується в'язкість і втомна міцність [102].

З урахуванням умов експлуатації до матеріалу ставляться такі вимоги: висока теплостійкість; в'язкість; висока розгаростійкість; зносостійкість; жаростійкість; висока теплопровідність.

Комплекс перерахованих властивостей, які повинен мати пресовий інструмент, досягається застосуванням при його виготовленні жароміцних сталей аустенітного і мартенситного класів, легованих хромом, вольфрамом, нікелем, молібденом [103].

Таким чином, для виготовлення голок-оправок трубопрофільних пресів і матричних кілець збірних матриць найчастіше використовують

вториннотвердіючі сталі 4X5MФ1С і 5X3В3МФС (ДИ-23) (ДСТУ 3953-2000), AISI 4140 (USA) і AISI H11 (USA), які піддають термічній обробці.

Хімічний склад сталей наведений в таблицях 3.1 і И.1, а термокінетичні діаграми – на рисунку 3.1 і И.1 (Додаток 3 і И) [104,105,67].

Штампові сталі для гарячого деформування (ШСГД) мають найбільш важливі властивості (зносостійкість та термостійкість за високих температур).

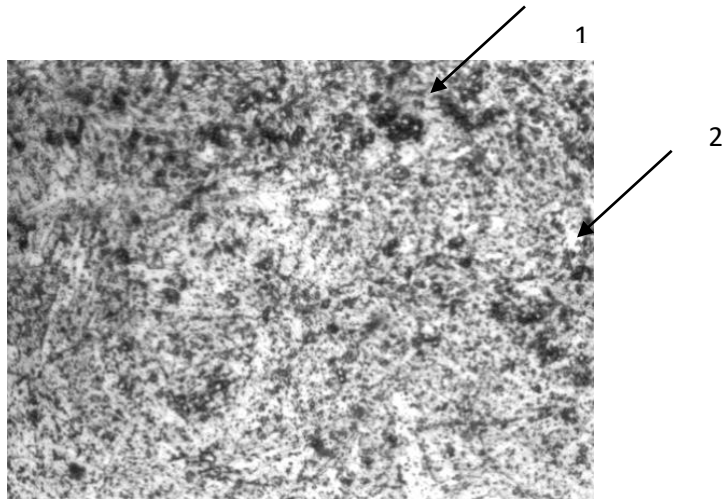
Технологічна схема обробки інструменту для гарячого пресування з напівтеплостійких штампових сталей: [67,64]

- 1) гаряча пластична деформація (кування);
- 2) відпал;
- 3) механічна обробка;
- 4) загартування й відпуск;
- 5) механічна обробка.

Призначення відпалу – перекристалізація сталі для здрібнювання зерна й одержання низької твердості, а також структури зернистого перліту. Найбільш доцільно застосовувати ізотермічний відпал, що включає нагрівання до температур, близьких або трохи вище A_{c1} , витримку після прогріву металу не менш $2 \div 3$ годин, повільне охолодження з піччю до температур трохи нижче A_{r1} , витримку тривалістю $3 \div 4$ години, повільне охолодження до $600 \div 650^{\circ}\text{C}$, потім на повітрі. Перевагою ізотермічного відпалу є одержання більш однорідної структури після наступного загартування [104,88,75,92,68].

Сталі 4X5MФ1С і 5X3В3МФС – доевтектоїдні ($0,4 \div 0,55\%$ С). Структура їх після відпалу – пластинчастий перліт з ділянками фериту (рисунок 1.1).

Твердість сталі після відпалу – 197-241НВ [105].



1- пластинчастий перліт; 2 - ферит

Рисунок 1.1 – Мікроструктура сталі 4X5MФ1С після відпалу, *500

Мета остаточної термічної обробки – одержання в готовому інструменті оптимальної комбінації основних властивостей: твердості, міцності, зносостійкості, в'язкості й теплостійкості.[67]

Загартування проводиться для одержання високолегованого мартенситу. Тому температури загартування $1070 \div 1080^{\circ}\text{C}$ створюють досить повне насичення аустеніту легуючими елементами, що переходить і в мартенсит та сприяє підвищенню властивостей міцності [107, 108,92,91,75].

Наступний відпуск викликає додаткове зміцнення внаслідок дисперсійного твердіння і перетворення залишкового аустеніту в мартенсит.

При загартуванні важливим завданням є захист від поверхневого збіднення на вуглець, найбільш доцільне нагрівання в контрольованих атмосферах, в соляних ваннах або у вакуумі.

При загартуванні дані сталі рекомендується підстужувати на повітрі до $950 \div 900^{\circ}\text{C}$, а потім охолоджувати в маслі або полімерних гартувальних середовищах для можливості регулювання процесу загартування. Aqua-Quench 400 – високоякісне полімерне гартівне середовище, розроблене на основі акрилату для обробки сталей як низького, так і високого загартування, зазвичай використовується при концентрації $20 \div 35\%$ і проявляє

охолоджуючі властивості, подібні до властивостей масел. Aqua-Quench 400 можна використовувати в багатьох різних типах печей [109,92,93].

Aqua-Quench 400 усуває дим і газу, пару і небезпеку займання, що виникають при загартуванні в маслі, і забезпечує найвищий ступінь варіювання швидкості охолодження.

Операцію відпуску виконують негайно після загартування з метою попередження виникнення тріщин. Як правило, відпуск роблять на твердість 48 – 53 HRC. При більшій твердості швидше утворюються тріщини, а при меншій - знижується зносостійкість [61,66,70,92].

Загальною для всіх штампових сталей тенденцією є великий вміст залишкового аустеніту після загартування.

Оскільки при нагріванні для відпуску в структурі зберігається багато аустеніту, доцільне проведення дворазового відпуску. Температура другого відпуску може бути на $10 \div 20^{\circ}\text{C}$ нижче, а його тривалість на $20 \div 25\%$ меншою, ніж першого відпуску. Охолодження після відпуску проводиться на повітрі. Відпуск сталі 4X5MФ1С при $530 \div 550^{\circ}\text{C}$ сприяє збільшенню вторинної твердості внаслідок виділення карбідів легуючих елементів.[67,92,91,75]

Ефективним способом зміни складу поверхневого шару штампового інструменту, що забезпечують необхідний комплекс властивостей його робочої поверхні, є хіміко-термічна обробка. В результаті змінюються структура і властивості поверхневого шару, підвищуються міцність, зносо- і теплостійкість сталі шляхом утворення стійких у процесі нагрівання карбідів, нітридів, боридів і т. п. [110,5,91,90,74].

Найпоширенішим способом зміцнення поверхні голок-оправок і матричних кілець є азотування, в результаті якого сталь здобуває високу твердість на поверхні, високі опір зношуванню, межу витривалості, корозійну стійкість. Структура, товщина і властивості азотованого шару

залежать від хімічного й фазового складу сталі, режимів обробки. Діаграма стану «Fe-N» наведена на рисунку К.1 (Додаток К).

Азотований шар складається з поверхневої нітридної зони і дифузійного підшару, який називають зоною внутрішнього азотування. Перша зона складається з нітридних і карбонітридних фаз, а зона внутрішнього азотування складається з α -твердого розчину з включеннями нітридів [111].

Для голок і матричних кілець, що працюють при підвищених температурах і більших питомих навантаженнях, необхідний азотований шар з розвинутою зоною внутрішнього азотування. Залежно від природи й змісту легуючих елементів у цій зоні можуть бути присутніми в основному нітриди на базі основного металу, або нітриди легуючих елементів [112].

При поверхневому легуванні азотом досягається підвищення твердості, зносостійкості та корозійної стійкості сталі. Рівень властивостей залежить від складу сталі, способу й режимів азотування.[68,75,90,88,68]

Іонне азотування (в порівнянні з пічним) має наступні переваги: прискорює дифузійні процеси в 1,5 – 2 рази; дозволяє отримати дифузійний шар регульованого складу і будови; характеризується незначними деформаціями виробів і високим класом чистоти поверхні, має велику економічність, підвищує коефіцієнт використання електроенергії, скорочує витрату насичуючих газів; нетоксично і відповідає вимогам щодо захисту навколишнього середовища [113,93,68,69]. В роботах [114, 115] досліджені і запропоновані методи прискорення процесу іонного азотування інструменту, досліджені фазові і структурні перетворення при дії плазми підвищеної густини і розробка нових технологічних процесів азотування в тліючих розрядах низького тиску, що дозволить підвищити технологічні і експлуатаційні властивості інструменту.

Вакуумно-дуговий розряд використовується в промислових технологіях модифікування поверхні для отримання унікальних

характеристик покриттів, що наносяться. В потоках плазми також містяться краплі розплавленого матеріалу катода [116-120].

Катодні плями, в яких щільність струму складає 106 A/cm^2 при температурі до $5000 \text{ }^\circ\text{C}$, є джерелом плазми з матеріалу катода зі 100% ступенем іонізації. Це дозволяє за допомогою магнітного поля керувати напрямком і щільністю вказаних струменів [121,93,68,91].

Кількість іонів, кратність їх заряду і енергія мають тенденцію до збільшення з ростом температури плавлення матеріалу катода.

При напуску в вакуумну камеру газів (азоту, кисню, сірководню, газів, що містять вуглець та ін.) на підложці синтезуються плівки, що складаються із з'єднань цих газів з матеріалами, які випаровуються. Регулюючи енергію іонів зміною негативного потенціалу на підложці, можна контролювати властивості покриттів, забезпечуючи необхідні фізико-механічні, антикорозійні та інші характеристики [122-125].

Високий ступінь іонізації плазми дає можливість проводити очищення поверхні підложки в високому вакуумі її розпиленням іонами матеріалу, що випаровується, і, тим самим, забезпечувати дифузійний зв'язок з покриттям і, отже, високу адгезію [126-129].

В 80-і роки Національно-науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» (м. Харків) призначається головним підприємством в програмі створення та впровадження нової технології та обладнання для іонного азотування і нанесення зносостійких покриттів на інструмент і деталі машин (Додаток Л, рисунок Л.1). Створюється нова модель вакуумно-дугової установки – «Булат-3».

Розроблено новий високоефективний спосіб іонного модифікування поверхонь інструментальних і конструкційних сталей і сплавів, а також покриттів в плазмі двоступеневого дугового розряду низького тиску.

Можливість азотування в газовій частині двоступеневого вакуумно-дугового розряду при негативному або позитивному потенціалі, доданому до

зразка, вказує на істотну відмінність від способу іонного азотування в тліючому розряді. Ключова роль тут, мабуть, належить робочому газу азоту, який знаходиться в збудженому стані.

Основними компонентами газового вакуумного дугового розряду є іони молекулярного азоту N_2^+ , нейтральні атоми азоту N та порушені молекули азоту в різних метастабільних станах. [66,107,97,95]

Іони молекулярного азоту N_2^+ мають значну кінетичну енергію в результаті прискорення в електричному полі розрядного проміжку і беруть участь в нагріванні підкладки та розпиленні її поверхні, збільшуючи шорсткість [130,107,97,91,69].

Головною перевагою азотування при позитивному потенціалі на підложці є збереження вихідної чистоти її поверхні (оскільки електрони не розпилюють поверхню), в той час як при негативному потенціалі шорсткість поверхні істотно збільшується через її розпилення іонним бомбардуванням. Тому після іонного азотування потрібна додаткова механічна обробка робочих поверхонь інструменту і деталей машин.

При електронному азотуванні шорсткість поверхонь не змінюється, що, наприклад, дає можливість наносити потім зміцнюючі покриття в цій же вакуумній установці в єдиному технологічному процесі (Додаток Л, рисунок Л.2) [131,66,88,75].

Дослідження показали, що відмінною рисою мікроструктури азотованого шару після іонно-плазмового азотування є наявність дрібнодисперсної дуже міцної ϵ -фази. Завдяки наявності в шарі цієї фази поверхнева твердість деталей, що азотуються, вище, ніж при газовому азотуванні майже на HV 200 [132]. Завдяки цьому, можливо отримання дифузійного шару з розвинутою нитридною зоною, що надає високу зносостійкість виробів і антикорозійні властивості. Азотований шар при електронному дослідженні наведений на рисунку 1.2 [132]. В роботі [132] показано, що після іонного азотування межа витривалості при згибі в

середньому на 130 МПа вище, чим після газового азотування, а межа контактної витривалості поверхні вище на 300 МПа. Тому саме іонне азотування використовується для виробів, які працюють в умовах значних знакозмінних навантажень і сильного тертя. Після іонного азотування деформації інструменту низькі, тому його фінішна шліфовка виключається.

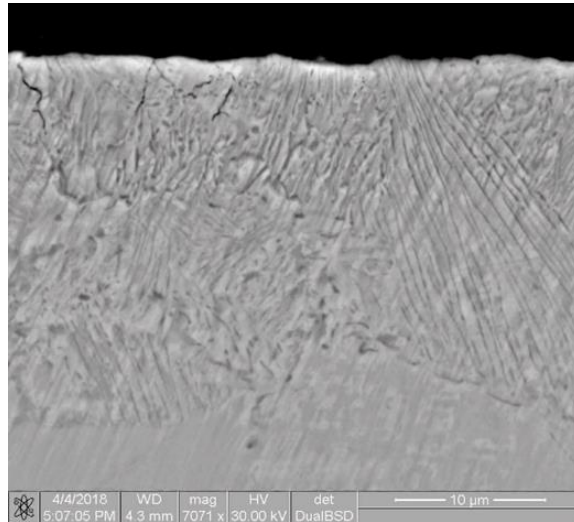


Рисунок 1.2 – Структура азотованого шару, *5000

Беззаперечні переваги, в порівнянні з іншими процесами зміцнення поверхні, має карбонітрація трубопресового інструменту. Перевагою даної технології є висока швидкість дифузії, рівномірність нагріву і насичення в розплаві, що призводить до збільшення зносостійкості і корозійної стійкості поверхні, зниження коефіцієнту тертя в 1,5 ÷ 5 разів, екологічність і нетоксичність ціанатних солей. Процес ведуть при температурі 540 ÷ 600°C, час витримки 4 ÷ 6 годин, товщина шару 0,12 ÷ 0,4 мм [135,65,140,97,106].

Процес полягає у дифузійному насиченні поверхні інструменту азотом і вуглецем одночасно. Для надання корозійних властивостей карбонітрованим виробам рекомендується проводити процес оксидування в нітритно-лужному розплаві при 350 ÷ 400°C. Метод карбонітрації з

наступним окисдуванням отримав назву «НОК – процес» (низькотемпературна окискарбонітрація) [136]. Крім надання корозійних властивостей, окисдування сприяє повному знищенню остаточної кількості ціанідів, що гарантує їх відсутність в промислових стоках і виключає попадання в каналізацію. Таким чином, реакції в нітритно-лужному розплаві, забезпечують розпад ціанідів, ціанатів, нітритів до простих неотруйних речовин. В результаті карбонітрації шорсткість поверхні погіршується від R_z 1,6 до 3,2 мкм, тому, після окисдування для відновлення шорсткості поверхні можна використовувати різні методи полірування (притирка, полірування або тонке шліфування спеціальними кругами) [137-139,140,106,95]. В роботах [133,135] показана ефективність проведення карбонітрації для різноманітних конструкційних та інструментальних сталей.

Властивості деталей після карбонітрації багато в чому залежать від ступеня легування сталей. Чим більше легувана сталь нітридоутворюючими елементами (Cr, V, Mo, Al, Ti, W, Mn), тим менша товщина шару, але вища його твердість.[75,69,65,70] При карбонітрації відсутнє викривлення, забезпечується висока точність; зміцненню піддаються остаточно механічно оброблені деталі; досягається підвищення втомної міцності на $50 \div 80\%$. Підвищується працездатність деталей, що працюють з циклічними навантаженнями, за рахунок створення стискаючих напруг на поверхні; збільшення зносостійкості деталей орієнтовно в 2 – 11 разів, в порівнянні з цементацією, нітроцементацією, газовим азотуванням; карбонітрований шар виконує роль додаткового змащення в парах тертя [140]. Після карбонітрації на поверхні інструменту формується зміцнений шар, що складається з декількох зон (верхній шар являє собою ϵ - карбонітрид типу $Fe_3(NC)$, під яким розташовується зона γ' - фази типу $Fe_4(NC)$, під якою знаходиться дифузійна зона (гетерофазний шар), яка складається з твердого розчину вуглецю і азоту в залізі з включеннями карбонітридних фаз, твердість якої значно вища твердості серцевини [141,69,65,140].

Послідовність операцій при карбонітрації: попередня підготовка – очищення, промивання, знежирення; підігрів деталей до температури $350 \div 400^\circ\text{C}$; потім проводять карбонітрацію в розплаві солей ціанатів і карбонатів лужних металів, підстужування на повітрі до $350 \div 400^\circ\text{C}$, оксидування в лужному розплаві при $350 \div 400^\circ\text{C}$ протягом 0,5 годин, і наступне охолодження на повітрі до кімнатної температури [136,140,97].

Основні хімічні реакції, що відбуваються в розплаві при карбонітрації:

- 1) $8\text{CNO} = 2\text{CO}_3 + 4\text{CN} + \text{CO}_2 + 4\text{N} + \text{C}$
- 2) $4\text{N} + 12\text{Fe} = 4\text{Fe}_3\text{N}$
- 3) $\text{C} + 3\text{Fe} = \text{Fe}_3\text{C}$

Дослідження активності ціанатних ванн показало, що для досягнення високої ефективності зміцнення штампового, трубного інструменту з високолегованих сталей найбільш доцільно використовувати ванну складу $75 \div 85\%$ ціанату калію і $15 \div 25\%$ карбонату калію. Ванна даного складу має високу хімічну активність і хорошу технологічність.[107,96,88,92]

Рідинна карбонітрація зазвичай проводиться при $570 \div 580^\circ\text{C}$. При цьому в сталі не відбувається структурних перетворень. Нижча температура небажана, оскільки знижуються швидкість дифузії і, відповідно, глибина проникнення азоту [137].

Азот і вуглець, що присутні в карбонітрованому шарі, сповільнюють процеси перетворення твердих розчинів і коагуляцію карбонітридних фаз, внаслідок чого висока твердість карбонітрованого шару зберігається до температур вище 650°C , а інтенсивне охолодження інструменту після кожного циклу пресування, сприяє зберіганню карбонітрованого шару і його властивостей при подальшій експлуатації [138]. Схема мікроструктури шару і типова структура сталі приведена на рисунках М.1 і М.2 (Додаток М). Схема технологічної лінії карбонітрації приведена на рисунку Н.1 (Додаток Н). [68,65,70,92]

В поліпшенні експлуатаційних властивостей високонавантажених деталей і вузлів тертя прокатного і трубопрокатного обладнання не знайшли широкого застосування використання зносостійких покриттів.

В теперішній час розроблений цілий ряд твердих керамічних покриттів, стійких до різних видів зносу (абразивного, адгезійного, окисного, втомленого, пилової і кавітаційної ерозії). Вони мають високу твердість ($20 \div 30$ ГПа і більше) і більш низькі коефіцієнти тертя, ніж сталі. Однак всі ці покриття, що володіють відмінними експлуатаційними характеристиками, піддаються руйнуванню при пластичній деформації основи під дією високого навантаження. Після нанесення покриття на межі розділу в підкладці виникають напруження розтягу, що призводить до зниження стискаючих напружень в ній до 50%, а це зменшує здатність до навантаження і втомну міцність [142 -145, 155,106].

Низькі коефіцієнти тертя покриттів не тільки підвищують опір зносу, але і знижують зсувні напруження, сили і температуру на кордоні розділу, тобто знижують тенденцію до руйнування зв'язку між покриттям і підложкою [146 -150].

Збільшити внутрішні напруги в підложці можна, наприклад, створенням на її поверхні твердого товстого ($30 \div 40$ мкм) азотованого шару. Створення такого шару з подальшим нанесенням більш твердого покриття – один з варіантів комбінованої обробки поверхні [151].

Комбінована обробка матричних кілець, що включає азотування з наступним осадженням керамічних покриттів в єдиному технологічному процесі, була проведена з використанням ДВДР в вакуумно-дугових установках типу «Булат» (ННЦ ХФТІ).

Нітрид титану володіє широкою областю гомогенності і може містити від 37,5 до 52 ат. % азоту (рисунк 1.3) [151].

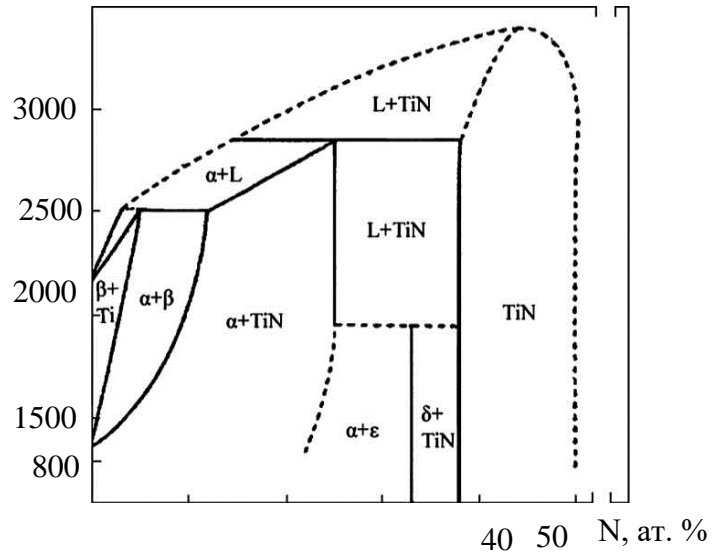


Рисунок 1.3 – Рівноважна фазова діаграма системи Ti-N

Фаза Ti_2N існує у відносно вузькому діапазоні (приблизно 31,5 – 33,7 ат.% N при $1000^\circ C$). Крім того, існують твердий розчин α -Ti, який може містити від 2,4 до 26 ат. % N, і β -Ti, що містить близько 1 ат. % N при $1000^\circ C$ [152].

Нітриди титану мають золотистий колір, відтінки якого змінюються в залежності від вмісту в них азоту. Покриття, отримані при малих тисках азоту, мають світло-жовтий колір. При підвищенні тиску їх колір стає темно-жовтим з червонуватим відливом [153,97,68].

Особливістю вакуумно-дугових TiN-покріттів є пористий мікрорельєф на поверхні (рисунок 1.4) [152]. Найбільш імовірною причиною їх утворення є нерівномірне розпилення окремих ділянок поверхні покриття під впливом іонного бомбардування в процесі його осадження. Їх кількість і розміри залежать, головним чином, від температури поверхні катода і тиску азоту в процесі осадження [153, 154].

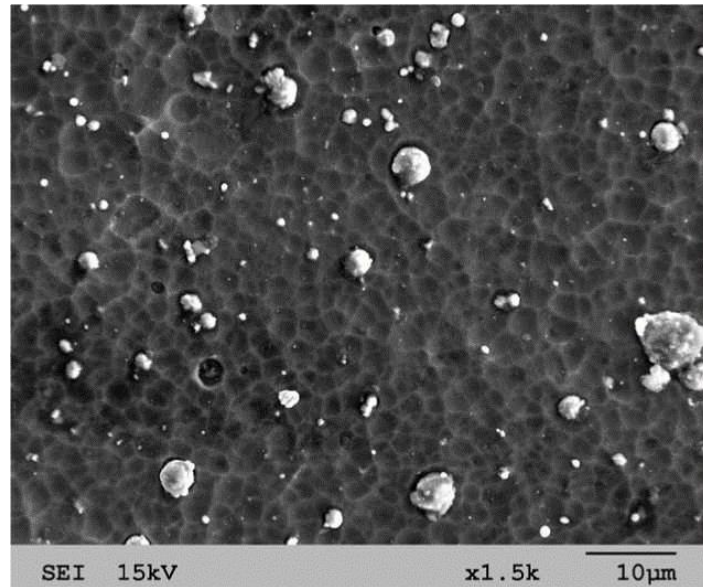


Рисунок 1.4 – Морфологія поверхні вакуумно-дугового TiN-покриття

Покриття TiN застосовуються для всіх видів інструментів, матеріал яких допускає нагрів до температури $400 \div 650^{\circ}\text{C}$ без втрати експлуатаційних характеристик.

Оптимальний час азотування і час нанесення покриттів близькі за тривалістю $30 \div 60$ хв.

В роботах [152, 153, 155,155,64,68] описано технологію нанесення покриттів для різних інструментів з використанням вакуумно-дугового розряду низького тиску і показано роль зносостійких покриттів в підвищенні експлуатаційних характеристик інструменту.

Аморфні металеві сплави (АМС) отримують швидким загартуванням розплавів при швидкостях охолодження рідкого металу $10^4 \div 10^6$ град / с і за умови, що сплав містить достатню кількість елементів-аморфізаторов [156-158]. Аморфізаторами є неметали: бор, фосфор, кремній, вуглець і метали. Аморфна структура характеризується відсутністю далекого порядку в розташуванні атомів, завдяки чому в ній немає кристалічної анізотропії, відсутні границі блоків зерен та інші дефекти структури, типові для полікристалічних сплавів [159]. Така структура надає незвичайні магнітні,

механічні, електричні властивості і корозійну стійкість аморфним металевим сплавам.

Аморфізатори знижують температуру плавлення і забезпечують досить швидке охолодження розплаву нижче його температури склування так, щоб в результаті утворилася аморфна фаза. На термічну стабільність аморфних сплавів має найбільший вплив кремній і бор, найбільшу міцність мають сплави з бором і вуглецем, а корозійна стійкість залежить від концентрації хрому і фосфору [160]. Для стабільної роботи виробів з аморфних сплавів необхідно, щоб їх температура не перевищувала деякої заданої для кожного сплаву робочої температури [161,162,163,162,161].

Найбільш ефективними способами промислового виробництва аморфної стрічки є охолодження струменя рідкого металу на зовнішній (гартування на диску) або внутрішній (відцентрове гартування) поверхнях обертових барабанів або плющення розплаву між холодними валками, виготовленими з матеріалів з високою теплопровідністю. В роботах [156-158, 163] розглянуто спосіб підвищення зносостійкості трубопресового інструменту газоплазмовим нанесенням нанопокриттів з сучасних аморфних сплавів.

У вищевказаних сплавах хімічні елементи В і Si, а також Р і С є аморфізаторами при загартуванні розплаву і забезпечують самофлюсування матеріалу при взаємодії з інструментом [156].

1.4 Види інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб, вибір сталей для виготовлення інструменту, особливості зношування і шляхи підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик

Вимоги до геометрії трубчастих виробів та властивостей металів, що постійно підвищуються, задовольняються шляхом використання процесів

холодної періодичної прокатки труб. Процес ХПТР, що належить до цих процесів, дозволяє прокочувати труби найвищої точності та якості. Саме цей факт сприяє постійному розвитку процесу ХПТР і удосконаленню агрегатів цього типу та режимів деформації, які в них виконуються [164].

Від якості прокатного інструменту залежить якість труб при прокатці. Тому він, в першу чергу, повинен мати точні розміри і високий клас чистоти поверхні. Крім того, він повинен бути зносостійким, мати достатню твердість в поєднанні з пружністю і в'язкістю [165].

На станах ХПТР деформуючим інструментом служать ролики, які спираються на опорні планки і оправка.

Профіль струмка ролика (рисунок П.1) – дуга кола з діаметром труби, що прокочується (Додаток П).

Центральний кут 2α залежить від числа роликів n в сепараторі:

$$2 \cdot \alpha = \frac{360}{n} \quad (1.2)$$

Розміри роликів приведені в таблиці 1.2, опорних планок в таблиці 1.3

В процесі прокатки ролики котяться по опорній поверхні планок (Додаток П, рисунок П.2), які мають ділянку зеву подачі і повороту труби l_3 , ділянку редукування $l_{ред}$, ділянку обтиску $l_{об}$ і калібруючу ділянку $l_к$. Калібровка профілю опорної планки виконується з умови визначення відносної і абсолютної деформації з урахуванням параметрів кривошипно-шатунного механізму, співвідношення плеч куліси і механізму повороту. Розміри опорних планок (таблиця 1.3) є постійними для всіх маршрутів прокатки [167].

Таблиця 1.2 – Основні розміри роликів станів ХПТР [166]

Тип стану ХПТР	Тип ролика	D_m , мм	A_1 , мм	B , мм	2α	D_6 , мм	D_3 , мм	D_2 , мм	D_1 , мм
8÷15	-	8 10 15	19	40	120	48,3 47,3 44,3	45,2 43,2 38,2	41,0	28,5
15÷30	Малий	15 21	30	65	120	73,6 70,6	67 61	63,5	45
15÷30	Великий	22 30	40	90	120	79,6 75,6	70 62	67,3	45
30÷60	Малий	30 45	55	155	120	114,6 107,1	101 86	97	65
30÷60	Великий	45 60	75	135	120	118,8 111,3	97 83	97,4	65
60÷120	Малий	60 90	75	132	90	196,0 174,7	180 150	161,6	100
60÷120	Великий	120	98	170	90	234,4 213,3	260 180	197,7	120

Довжина калібруючої ділянки визначається за формулою:

$$l_k = (4 \div 5) \cdot t \cdot \mu \quad (1.3)$$

Довжина ділянки редукування $l_{ред}$ визначається за практичними даними.

Таблиця 1.3 – Розміри опорних планок стана ХПТР [168]

Стан ХПТР	A , мм	B , мм	C , мм	l , мм	l_0 , мм	H , мм	h , мм	k , мм
8÷15	40	19	10,5	150	70	22	9	1,87
15÷30	80	40	20	210	80	42,15	20	3
	80	30	25	210	80	47,15	25	3
30÷60	135	76	29,5	207	--	66,9	31,7	5,4
	135	56	39,5	207	--	72,9	37,5	5,4

На станах ХПТР використовують циліндричні оправки (Додаток П, рисунок П.3), таблиця 1.4.

Таблиця 1.4 – Розміри оправок стана ХПТР [169]

Стан ХПТР	D , мм	e , мм	e_1 , мм	L , мм	m , мм	r , мм	d_p , мм	a , мм
8÷15	7÷15	±0,02	-0,2	280	20	2	6	25
15÷30	13÷30	±0,03	-0,2	350	20	2	8	30
30÷60	28÷60	±0,05	-0,3	520	40	4	16, 30	30
60÷120	58÷120	±0,10	-0,4	650	50	5	42, 60	50

Вивчення умов роботи і причин виходу роликів, оправок і опорних планок станів холодної прокатки корозійностійких особливотонкостінних труб показало, що умовою нормального процесу пластичної деформації на роликівих станах є безперервне перекочування ролика по поверхні планки під дією сил тертя котіння (рисунок 1.5).



Рисунок 1.5 – Зовнішній вигляд інструмента стана ХПТР

Основною причиною виходу зі строю опорних планок є осповидний знос робочих доріжок (Додаток Р, рисунок Р.1). Характер розподілу зносу по довжині робочої доріжки планки зі сталі 60С2ХФА наведено на рисунку Р.2 (Додаток Р).

Осповидний знос – це процес інтенсивного руйнування поверхонь при терті кочінням, обумовлений пластичною деформацією, з внутрішніми напругами, особливими явищами втоми металів, який супроводжується

утворенням мікротріщин, тріщин, одиночних і групових впадин на поверхні тертя. Основними причинами осповидного зносу опорних планок є значні питомі тиски, які виникають під дією зусилля, що передається при котінні цапф роликів по робочій поверхні планок, які сягають величини $1900 \div 2800$ МПа (в залежності від типорозміру стану), а також остатні напруги 1-ого роду. Остатні напруги утворюються, по-перше, в результаті механічної обробки поверхні шліфуванням, по-друге, внаслідок динамічного деформування металу поверхневих шарів [170].

Таким чином, руйнування поверхневих шарів обумовлено явищами втоми металу, яка розвивається в площинах дії дотичних напружень. Утворені осповидні впадини є осередками подальшого руйнування, впадини зливаються в групи, що призводить до ще більшого руйнування поверхневих шарів. Результати мікроструктурних досліджень свідчать про наявність ділянок трооститу в місцях руйнування при осповидному зносі, що підтверджується вимірюванням мікротвердості. ($HV_{0,05}$ 380–440 при твердості основної мартенситної структури опорної планки $HV_{0,05}$ 645) Підвищення стійкості опорних планок призводить до економії виробництва. Заміна опорних планок, по мірі виходу їх із строю, пов'язана з зупинкою стану на $10 \div 20$ хвилин [171,172,173,94].

У роликів концентратором напруг є дільниця переходу цапфа-тіло ролика і реборди. Тут найчастіше і відбувається руйнування роликів. Знос роликів відбувається по ручцю. Ролики можуть бути перешліфовані для прокатки труб більшого розміру. Оправки руйнуються внаслідок знакозмінних навантажень – утворюються поздовжні та поперечні тріщини. Знос призводить до утворення шийки на обжимній дільниці. Шийка може бути наслідком недостатньої твердості металу оправки. Ролики і оправки можуть виходити зі строю і в результаті налипання на них металу. Метал, який налип, видаляють шліфівкою повстяними кругами з абразивною суспензією. Причинами виходу роликів і оправок з ладу може бути

порушення режиму прокатки, невідповідність калібровок оправок і опорних планок, неякісне змащування, неправильне налаштування стану [172].

Ролики станів ХПТР працюють у важких умовах і випробовують значні питомі тиски, ударні і циклічні навантаження.

Основним дефектом, що призводить до виходу зі строю всіх деталей прокатного інструмента, є викришування металу на робочій поверхні. Причина – недостатня контактна міцність, що, в свою чергу, є наслідком зниженої твердості. В роботі [168] показані основні дефекти станів холодної прокатки труб, запропоновані методи зміцнюючих технологій роликів зі сталей ШХ15 (загартування через «воду в масло» для виключення можливості бейнітного перетворення і отримання твердості 67 – 69 HRC), 90ХС з проведенням нової технології термозміцнення:

– попередню підготовку структури шляхом загартування в маслі з температури 890°C ($A_{cm}+10^\circ$) і середнього відпуску при 450°C. Така термічна обробка переводить весь вуглець в дисперсні карбіди;

– кінцеве загартування з прискореним нагрівом, яке дозволяє сформувати дрібнозернисту аустенітну структуру з неоднорідною концентрацією вуглецю. Указані особливості такої структури спадковуються мартенситом загартування, сприяючи, по даним робіт І.Н.Кідіна, підвищенню твердості на 2 – 3 одиниці HRC;

– найбільш повне перетворення залишкового аустеніта в мартенсит досягається шляхом багатократною (циклічною) обробки холодом в поєднанні з низьким відпуском при 100 ÷ 120°C, в процесі якого в високовуглецевому мартенситі утворюються нанонеоднорідності типу вуглецевих кластерів, які відмічені в роботах І.І.Новикова. При цьому твердість додатково підвищується на 1 – 2 одиниці HRC.

В роботі [168] також для усунення таких дефектів оправок як «кривизна» і «забоїни» було опробоване загартування їх в штампах. При цьому охолодження оправок в маслі з температури загартування проводили

до $250 \div 300^{\circ}\text{C}$, а далі закладали в трикутний виріз штампа і притискали зверху пласкою кришкою, а штамп обдували стисненим повітрям, в результаті чого твердість оправок склала 64 – 65 HRC.

Основною причиною виходу роликів зі строю є знос по ручцю (80%), рідше-викришування і сколи цапф (Додаток С, рисунки С.1 і С.2).

Оправки станів ХПТР працюють у дуже важких умовах під впливом значних статичних і динамічних навантажень. Вони повинні мати високу міцність, зносостійкість, витривалість і достатню в'язкість. В процесі роботи оправки піддаються дії високого питомого тиску і значної контактної напруги, тому в поверхневій зоні оправки утворюються дефекти втомного характеру - відшарування [173].

Ролики, опорні планки і оправки виготовляються в цехових умовах зі сталі 60С2ХФА (ДСТУ 8429:2015), AISI 5160 (USA).

Твердість поверхні після термічної обробки повинна перебувати в межах 50-56 HRC [133]. Хімічний склад сталі наведено в таблиці Т.1, а термодіаграма на рисунку Т.1 (Додаток Т).

Висновки по першому розділу:

1. Аналіз видів зносу деталей машин і трубного (трубопресового) інструменту, матеріалів, які традиційно використовуються для виготовлення такого інструменту та способів його обробки, які використовуються для підвищення їхньої експлуатаційної стійкості, показав доцільність розробки нових комбінованих зміцнюючих способів термічної обробки з використанням сучасних методів зміцнення робочої поверхні інструменту та використання для виготовлення інструменту комплексно легованих сталей.

2. Аналіз технічних та патентних джерел інформації показав доцільність використання для підвищення експлуатаційної стійкості трубного інструменту сучасних методів хіміко-термічної обробки –

азотування в плазмі вакуумно-дугового розряду, карбонітрації (нітроцементациї у рідині), нанесення на робочі поверхні трубного інструменту після зміцнюючої термічної обробки, азотування зносостійких покриттів у єдиному технологічному процесі і покриттів з аморфних сплавів.

3. Доцільно запропонувати для використання в умовах промислових підприємств для об'ємного гартування трубного інструменту замість масла-водні розчини полімерів, які значно дешевші, більш технологічні, пожежо- та екологічно безпечні.

РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Матеріали і методика дослідження трубопресового інструменту після проведення зміцнюючої термічної обробки

Для проведення досліджень були виготовлені голки-оправки трубопрофільного пресу зусиллям 16 МН з сталі 4Х5МФ1С діаметром 50 мм і довжиною 1300 мм, а також матричні кільця трубопрофільного пресу: зі сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) діаметром 63,5 мм, 73,5 мм, 71,5 мм; зі сталі 4Х5МФ1С діаметром 71,5 мм і 73,5 мм.

Голки і кільця виготовлені на ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь) і піддані зміцнюючій термічній обробці – загартуванню від 950, 1000, 1070 і 1100°С в цехових умовах. Охолодження проводилося в полімерному гартувальному середовищі ПЗС Aqua-Quench 400. Для проведення дослідження з поковок діаметром 300 мм були вирізані зразки розміром 20×20×20 мм і піддані аналогічній термічній обробці.[92,91,75,70,68,66]

Термічна обробка досліджуваних сталей проводилась за традиційною технологією із загартуванням в полімерному гартувальному середовищі та наступним двократним відпуском. Двократний відпуск призводить до зниження гартівних напруг і змісту залишкового аустеніту в структурі. При цьому протікають процеси карбідного зміцнення і часткової сфероїдизації карбідів. Кількість проведених відпусків після загартування на вітчизняних заводах, зазвичай, рівна двом, на закордонних, як правило, трьом. Така ТО призводить до утворення тонкодисперсної структури трооститу з рівномірним розподілом карбідів. Дана структура забезпечує необхідний комплекс властивостей інструменту.[67,69,74]

Для підігріву інструменту до 800 ÷ 850°С використовуємо шахтну електропіч СШО – 6.6/7 [174]. Підігрів інструменту до 800 ÷ 850°С при

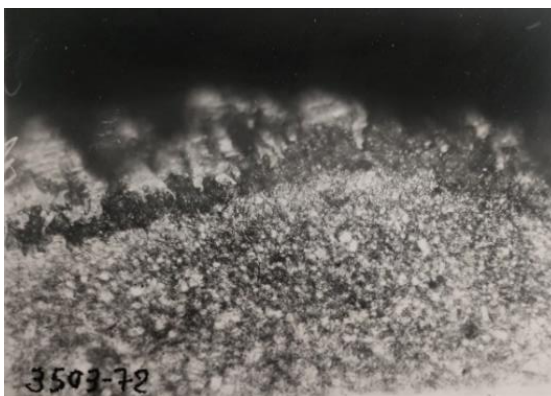
нагріві під загартування необхідний для запобігання розтріскування внаслідок низької теплопровідності штампових сталей.

Для нагрівання голок і кілець до $1050 \div 1100^{\circ}\text{C}$ використовуємо електродну піч-ванну СВС – 35/13.

Перевагами соляних ванн є висока швидкість нагріву, рівномірність нагріву, висока точність регулювання температури, захист поверхні від безпосереднього впливу повітря. Розплавлені солі захищають інструмент від безпосереднього впливу кисню повітря і надійно захищають їх від окислення, а введення в склад солей - розкислювачів при нагріві в ваннах запобігає обезвуглецюванню поверхневих шарів інструменту [175, 176].

В соляних ваннах найчастіше використовують хлористі солі натрію, калію і барію, в якості розкислювачів – бура, феросіліцій, кремнезем, фторид магнію та ін. Якщо порівняти мікроструктури зразків, вирізаних з роликів після нагріву в соляних ваннах і в газових печах, то результати свідчать, що обезвуглецювання і окислення після нагріву в соляних ваннах відсутні. На зразках, вирізаних з інструменту, термообробленого в полум'яних печах, мається часткове обезвуглецювання і окислення до 0,2 мм (рисунок 2.3) [178].

Для нагрівання інструменту при відпуску використовуємо піч-ванну СВС – 3,5.8.3,5/13 [177].



а)



б)

Рисунок 2.3 – Структура інструменту після нагріву в соляних ваннах (а) і в полум'яних печах (б), x500

Для вивчення структурного стану, комплексу фізико-механічних властивостей, фазового складу, стану поверхневого шару інструменту і зразків використовували такі методи дослідження і випробувань (ТОВ «ВО ОСКАР»):[92,75,74,71,69]

- металографічний аналіз виробів і зразків з використанням мікроскопів NEORHOT-32, МІМ-8, Axiovert 200 MAT (Додаток Ф, рисунок Ф.1);

- метод електронної мікроскопії з застосуванням електронного мікроскопа EM6G (прискорювальна напруга 100кВ) і растрового електронного мікроскопу РЕМ-106И (Додаток Ф, рисунок Ф.2);

- для вимірювання твердості в якості основного обладнання використовували прилад Роквелла з алмазним конусом при навантаженнях 1500 Н і 600 Н, а також з індентором - сталевую загартовану кулькою діаметром 1/16 "при навантаженні 1000 Н.

Твердість вимірювали також на приладах Віккерса (при навантаженні 10 Н) і ПМТ-3М (для вимірювання твердості мікрооб'ємів з різною структурою на металографічних шліфах) (Додаток Ф, рисунок Ф.3);

- випробування на розтягування на стандартних 5-кратних («Гагарінських») зразках діаметром 5 мм і 3 мм. Випробування проводили на машині EAZYDUR) (Додаток Ф, рисунок Ф.4);

- ударну в'язкість визначали на зразках з U-подібним надрізом на копрі МК-30 з максимальною силою удару 300 Дж.

Для вивчення мікроструктури зразків необхідно, щоб їх поверхня була спеціально приготовлена. Виготовлення мікрошліфу зводиться до виконання наступних операцій: шліфування, полірування й травлення.

Для виявлення величини дійсного зерна, а також кордонів зерен аустеніту в сталях згідно з ДСТУ 8972:2019 було використано метод травлення. Для цього з поверхні зразків після загартування і відпуску знімають обезвуглецьований шар, виготовляють мікрошліф і травлять в

реактиві 10-15 см³ HNO₃, до 100 см³ етилового спирту. Для більш чіткого виявлення кордонів зерен слід проводити переполірування з наступним травленням і підігрівом реактиву до 50 ÷ 70 °C [179].

При електролітичному травленні в їдкому натрі нітридні фази (Fe₂N, Fe₄N) в шарі з'єднань фарбуються по-різному і стають помітними для ока. Таку структурну складову, як азотистий перліт, що утворюється при температурі вище 580°C і наступному повільному охолодженні, також можна зробити добре видимою (Додаток X, рисунок X.1) [180, 181].

.Отримана при азотуванні твердість поверхні, а також глибина азотованого шару є критеріями оцінки експлуатаційної придатності азотованих деталей.

Визначення твердості поверхні і глибини азотованого шару нормується стандартами DIN 6773 і DIN 50190. Для вимірювання твердості азотованих шарів застосовуються випробування по Віккерсу з малим навантаженням. При випробуванні по Віккерсу з малим навантаженням алмазна піраміда вдавлюється в випробувану поверхню під навантаженням від 1,96 до 49 Н. Опір проникненню піраміди в метал є мірою твердості. Перевагою таких випробувань є мале навантаження, яка гарантує, що шар з'єднань в процесі випробувань не пошкоджується [182,140,106,96].

Вимірювання мікротвердості по Віккерсу проводиться на металографічних шліфах. Цей метод розглядається відокремлено, оскільки необхідні вимірювальні пристосування, що вбудовані в оптичний мікроскоп. З'єднання твердоміру з оптичним мікроскопом дозволило проводити вимірювання мікротвердості з великим збільшенням. Тому можна цим методом вимірювати твердість окремих структурних складових, таких як голки нітридних виділень, спеціальних нітридів або окремих фаз шару з'єднань.

Цим цілям відповідають дуже малі навантаження, шкала яких знаходиться в інтервалі від 0,01 до 2 Н.

Існують дві можливості визначення поверхневої твердості: безпосередньо на поверхні і побічно, на металографічному шліфі [182].

Згідно DIN 50190, частина 3, глибина азотованого шару визначається на підставі вимірювання твердості. Крім того, стандарт встановлює граничне значення твердості, необхідне для визначення глибини азотованого шару. Метод застосовується для азотованих деталей, незалежно від властивостей азотованого шару. Глибина азотованого шару визначається як відстань від поверхні в нормальному до неї напрямі до точки, в якій твердість відповідає встановленому граничному значенню [182,68,91,75,71].

Растровий електронний мікроскоп (РЕМ) як прилад для наукових досліджень в даний час відноситься до стандартного обладнання багатьох дослідницьких металографічних лабораторій. Висока дозволена здатність (до 60А) і виняткова глибина різкості роблять його майже незамінним для металографічних досліджень [181].

Для ідентифікації неметалевих включень, які утворюються на поверхні в результаті проведення азотування, карбонітрації, в роботі використані металографічний метод, метод визначення мікротвердості, метод рентгеноструктурного аналізу. Нітриди хрому, ванадію, молібдену, вольфраму, які присутні на поверхні сталей після проведення азотування і карбонітрації, досить тугоплавкі і мають високу твердість, яка обумовлена високим значенням сил міжатомних зв'язків [138]. Так, мікротвердість H_{μ} CrN дорівнює $10,68 \text{ кН/мм}^2$, H_{μ} VN – $14,89 \text{ кН/мм}^2$ [183, 184].

Для визначення хімічного складу зразків сталі 4X5MФ1С і 5X3В3МФС згідно технологічної інструкції ТОВ ВО «ОСКАР» ТІ 11-1 «Визначення хімічних елементів в металах оптико-емісійним спектральним аналізом» було проведено спектральний аналіз досліджених зразків [185].

Принцип дії спектрометра ґрунтується на визначенні елементного складу речовини за оптичними спектрами випромінювання атомів і іонів аналізованого зразка, збуджуваним в джерелах світла. В якості джерела

світла використовується тліючий розряд (Додаток X, рисунок X.2).

Результати визначення масової долі хімічних елементів в даних марках сталі наведені на рисунку X3 (Додаток X) [185].

Було проведено рентгеноструктурний аналіз досліджуваних зразків сталі 4X5MФ1С для визначення типу кристалічних ґраток включень та їх параметрів. Дифрактометричні дослідження проводилися на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-2.0 в кобальтовому $\text{Co-K}\alpha$ випромінюванні із застосуванням Fe - селективно поглинаючого фільтра. Дифраговане випромінювання реєструвалося сцинтиляційним детектором. Якісний фазовий аналіз (ідентифікація фаз у зразках) проводився за допомогою міжнародної бази даних кристалографічних сполук ICDD PDF-2. [186]. Кількісний фазовий аналіз (масовий вміст фаз, %wt), проводили із застосуванням методу Рітвельда (програмне забезпечення MAUD). Визначення періоду кристалевої решітки проводили методом найменших квадратів з двома невідомими для дифракційних максимумів, розташованих на великих кутах, тобто використовувались лінії з великими значеннями кристалографічних індексів. Так, наприклад, для фази Fe- α відбиття від площин (220), для фази Fe- γ - (200) [186].

Серед рентгенівських дифрактометрів загального призначення найбільш типовим є ДРОН-2,0. Дифрактометр ДРОН-2,0 призначений для виконання широкого кола рентгеноструктурних досліджень монокристалів і полікристалів різних матеріалів.

2.2 Матеріали і методика дослідження трубопресового інструменту після проведення хіміко-термічної обробки і нанесення покриттів

Іонне азотування пресового інструменту (матричних кілець) в плазмі вакуумно-дугового розряду було виконано в лабораторії плазмових технологій ННЦ ХФТІ (м. Харків).

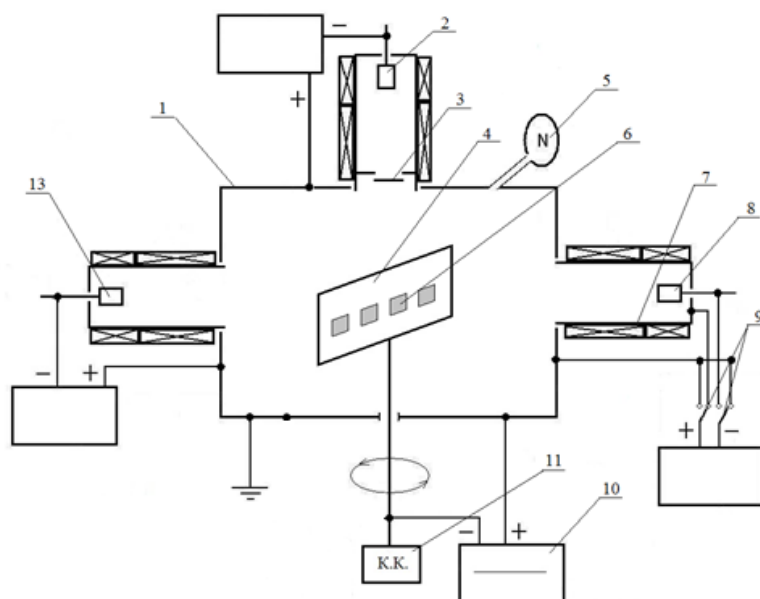
Три кільця були встановлені в модернізовану вакуумно-дугову установку типу «Булат-6». Вакуумну камеру 1 відкачували до тиску $P = 1,3 \cdot 10^{-3}$ Па.

Іонне очищення з активацією поверхні підкладок проводилася прискореними іонами азоту в газовій плазмі дугового розряду при тиску азоту 0,66 Па. Для створення газового розряду в робочому об'ємі камери необхідно ввімкнути випарник 2 і при цьому створюється газо-металева плазма, яка через екран (3) буде емітером електронів для газового розряду в об'ємі робочої камери (1) (рисунок 2.4). При подачі на корпус вакуумно-дугового випарника 6 позитивного потенціалу перемикачем 8 від джерела живлення дуги в присутності азоту при тиску $0,05 \div 0,5$ Па в робочому об'ємі камери виникає газовий дуговий розряд. При подачі на підкладку (4), а отже, і на деталі високого негативного потенціалу $-1000 \div -1300$ В відбувається її розігрів за рахунок бомбардування іонами азоту до температури $480 \div 540^\circ\text{C}$, що забезпечує процеси азотування на поверхні зразків. Температура підкладок надалі підтримується зміною величини негативного постійного потенціалу 9. Тривалість процесу азотування залежить від необхідної товщини шару і температури підложки, в даному випадку час азотування – 1 година. [107,106,97,75,95,92,68]

Після процесу азотування (відразу на гарячу деталь) проводиться осадження наноструктурного покриття TiN в єдиному технологічному циклі. Струм дугового розряду на катоді Ti 100 А. Відстань від катода до деталей 500 мм. Осадження покриттів здійснювалося при негативному потенціалі – 200В (9) при безперервному обертанні обертального механізму. Час нанесення покриття 90 хв (рисунок 2.4).

Три кільця були встановлені в модернізовану вакуумно-дугову установку типу «Булат-6» для азотування і нанесення багатошарового покриття. Вакуумну камеру 1 відкачували до тиску $P = 1,3 \cdot 10^{-3}$ Па.

Іонне очищення з активацією поверхні підкладок проводилася прискореними іонами азоту в газовій плазмі дугового розряду при тиску азоту 0,66 Па. Для створення газового розряду в робочому об'ємі камери необхідно включити випарник 2 і при цьому створюється газо-металева плазма, яка через екран (3) буде емітером електронів для газового розряду в об'ємі робочої камери (1) (рисунок 2.4). При подачі на корпус вакуумно-дугового випарника 6 позитивного потенціалу перемикачем 8 від джерела живлення дуги в присутності азоту при тиску $0,05 \div 0,5$ Па в робочому об'ємі камери виникає газовий дуговий розряд. При подачі на підкладку (4), а отже і на деталі високого негативного потенціалу $1000 \div 1300$ В відбувається її розігрів за рахунок бомбардування іонами азоту до температури $480 \div 540^\circ\text{C}$,



1 – вакуумна камера, 2 – вакуумно-дуговий випарник; 3 – металевий екран,
4 – екран тримач зразків, 5 – регулятор тиску азоту, 6 – зразки, 7 – корпус вакуумно-
дугового випарника – анод для газового розряду, 8 – катод Nb, 9 – реле перемикання, 10
– джерело постійної напруги, 11 – командоконтролер, 13 – катод TiZr

Рисунок 2.4 – Принципова схема вакуумно-дугової установки типу «БУЛАТ-6» для азотування з наступним нанесенням багат шарових покриттів, [75,155]

що забезпечує процеси азотування на поверхні зразків. Температура підкладок надалі підтримується зміною величини негативного постійного потенціалу 9. Тривалість процесу азотування залежить від необхідної товщини шару і температури підложки, в даному випадку час азотування – 1 година.

Після процесу азотування проводиться осадження покриття. Струм дугового розряду на катоді $TiZr = 100 \text{ A}$ (8), струм дуги катоду $Nb = 125 \text{ A}$ (13). Відстань від катодів до зразків 500 мм. Командоконтролером (11) регулюється тривалість нанесення кожного шару, зокрема, в роботі обертання здійснювалось безперервно. Осадження покриттів здійснювалось при негативному потенціалі -270 В (10) при тиску азоту $P_N = 0,66 \text{ Па}$. Час осадження - 1 година. Тобто, в попередній проміжок часу відбувалось азотування на глибину $50 \div 60 \text{ мкм}$ за одну годину, а зверху наносилось наноструктурне вакуумно-дугове покриття $TiZrN/NbN$ товщиною $\sim 5 \text{ мкм}$ (1 година). При випробуванні на тертя знос вакуумно-дугових покриттів відбувається пошарово, що забезпечує збільшення їх стійкості в десятки разів. Найбільш широко використовують покриття з нітриду титану завдяки його високим фізико-механічним, антикорозійним, декоративним характеристикам, відносній дешевизні і нешкідливості у виробництві, а також універсальності. Широко використовують покриття $TiZrN$, яке має більші термостійкі властивості, більшу стійкість до окислення. [195-198,97,75,96].

Для проведення рентгеноструктурного дослідження були взяті зразки сталі 4Х5МФ1С після різних видів обробки:

- 1) 4Х5МФ1С; іонне азотування; центр; $20,5 \times 11,5 \times 7,3 \text{ мм}$;
- 2) 4Х5МФ1С; іонне азотування; поверхня; $22 \times 13 \times 8 \text{ мм}$;
- 3) сталь 4Х5МФ1С в початковому стані до азотування;
- 4) 4Х5МФ1С; іонне азотування + покриття TiN ; $\varnothing 22 \text{ мм}$ $h = 12 \text{ мм}$.

Голки-оправки трубопрофільного пресу зусиллям 16 МН у кількості 3

(трьох) штук зі сталі 4Х5МФ1С діаметром 50 мм і довжиною 1300 мм виготовлені на ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь) і піддані зміцнюючій термічній обробці (ступеневе загартування з $1050 \div 1070^{\circ}\text{C}$ та двократному відпуску при $550 \div 570^{\circ}\text{C}$ (1 відпуск) та $530 \div 550^{\circ}\text{C}$ (2 відпуск).

Матричні кільця трубопрофільного пресу у кількості 8 (восьми) штук: зі сталі 5Х3ВЗМФС (ДІ-23) 6 (шість) штук (1 штука діаметром 63,5 мм, 2 штуки діаметром 73,5 мм, 3 штуки діаметром 71,5 мм); зі сталі 4Х5МФ1С 2 (дві) штуки діаметром 71,5 мм і 73,5 мм виготовлені на ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь) і піддані зміцнюючій термічній обробці (ступеневе загартування з $1070 \div 1080^{\circ}\text{C}$ та двократному відпуску при $550 \div 570^{\circ}\text{C}$ (1 відпуск) та $530 \div 550^{\circ}\text{C}$ (2 відпуск). [75,88,74]

Карбонітрація голок-оправок і матричних кілець для пресування корозійностійких труб була проведена на «ТОВ КАРБАЗ» м. Суми. Графіки термічної обробки голок-оправок і матричних кілець трубо-профільного пресу з використанням карбонітрації приведені на рисунках 2.5 і 2.6.

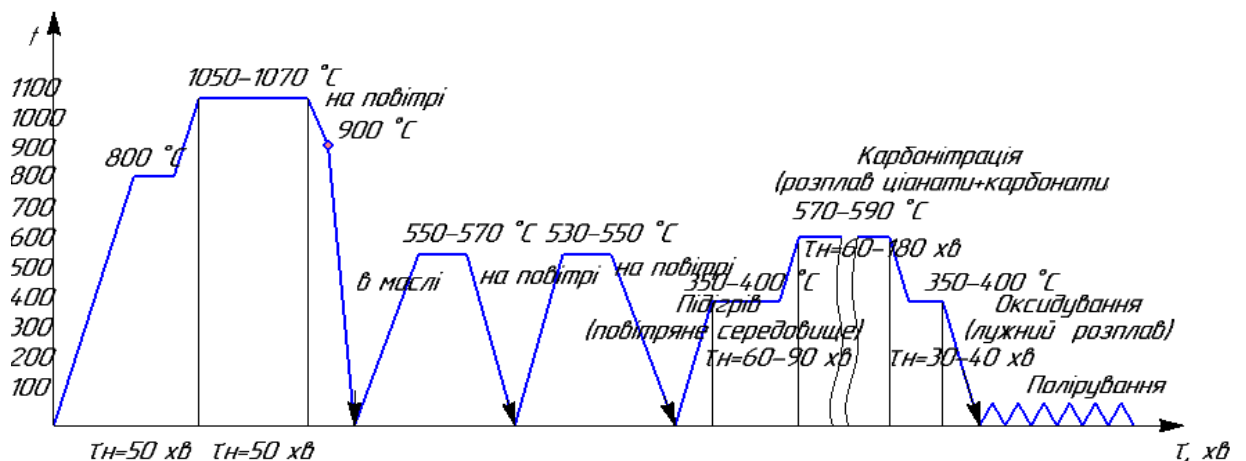


Рисунок 2.5 – Графік термічної обробки голки з сталі 4Х5МФ1С з використанням карбонітрації

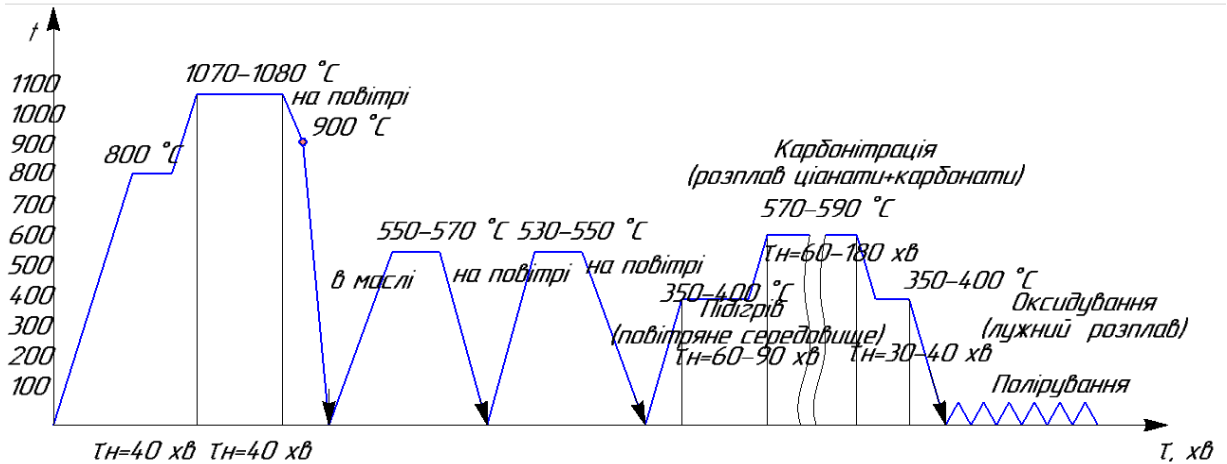


Рисунок 2.6 – Графік термічної обробки матричного кільця зі сталі 5Х3В3МФС з використанням карбонітрації

Було проведено рентгеноструктурний аналіз досліджуваних зразків сталі 4Х5МФ1С після карбонітрації. Діфрактометричні дослідження проводилися на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-2.0 в кобальтовому Со-К α випромінюванні із застосуванням Fe - селективно поглинаючого фільтра. Дифрагзоване випромінювання реєструвалося сцинтиляційним детектором.[140,65,106]

Зразки для дослідження:

5. 4Х5МФ1С; Карбонітрація; центр; 20х20х7,5мм;
6. 4Х5МФ1С; Карбонітрація; поверхня; 19,5х19,5х8мм.

2.3 Матеріали і методика дослідження інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб після проведення хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів

Оправки стану ХПТР «15-30» в кількості 6 (шести) штук: діаметром 17,9 мм і довжиною 350 мм (довжина робочої частини 310 мм) 3 штуки і діаметром 21,6 мм і довжиною 350 мм (довжина робочої частини 310 мм) 3 штуки зі сталі 60С2ХФА були виготовлені на ТОВ «ВО Оскар» (м. Нікополь) шляхом виконання наступних операцій: з заготовки – прокату після

фрезерування торців, зацентровки, токарної обробки, нарізання різьби виконана термічна обробка - нормалізація, з метою покращення структури і механічних властивостей. Далі, проведена токарна операція, зачистка центрових отворів від окалини, шліфування циліндричної поверхні і двох конусів, і полірування циліндричної поверхні. Полірована поверхня необхідна для подальшого проведення іонного азотування оправок, яке потребує високої якості поверхні інструменту [94,63,173,172]

Нормалізація оправок була виконана з температури $860 \div 870^{\circ}\text{C}$ з нагріванням в шахтних електропечах. Нагрів виконувався в підвішеному стані або в спеціальних пристосуваннях – етажерках. Для нагрівання використали шахтну електропіч. Час нагріву $30 \div 40$ хвилин, час витримки $10 \div 15$ хвилин [180].

Після проведення нормалізації виконана токарна операція, зачистка центрових отворів від окалини, шліфування циліндричної поверхні і двох конусів і полірування циліндричної поверхні. Полірована поверхня необхідна для подальшого проведення іонного азотування оправок, яке потребує високої якості поверхні інструменту.

Далі оправки були піддані іонному азотуванню в плазмі дугового розряду в модифікованій установці «БУЛАТ-6» лабораторії плазмових технологій ННЦ ХФТІ (м. Харків).

Оправки попередньо промивали лужним розчином в ультразвуковій ванні і потім нефрасом С2-80/120. Після установки виробів в вакуумну камеру проводилося відкачування до тиску $P = 0,3 \cdot 10^{-3}$ Па, проводилося іонне очищення і активація поверхні виробів бомбардуванням іонами металів або газів, при подачі негативного потенціалу -1300 В.

Очищення іонами газів (азот N) проводилося в газовій плазмі двоступеневого вакуумно-дугового розряду [94,63,172].

Двоступеневий вакуумно-дуговий розряд (ДВДР) - це розряд, в якому позитивний стовп дуги розділений на два ступені, перший з яких представляє

собою вакуумну дугу з холодним катодом, а другий ступінь – позитивний стовп дугового розряду в самій камері в плазмі робочого газу азоту низького тиску. ДВДР створює на поверхнях, що знаходяться під плаваючим потенціалом, позитивний наведений потенціал [187-190].

Швидкість і глибина азотованого шару буде змінюватися від температури деталі, іонного струму на деталі, що залежить від щільності газової плазми ДВДР, і від самого матеріалу, що азотується. Температура інструменту, що нагрівається, залежить від задіяного потенціалу [191-194].

В даному випадку струм катоду = -80 А, струм на аноді = -100 А. Напруга на обертовому механізмі = -1100 В. Тиск азоту в вакуумно-дуговій камері при процесі азотування $p = 0,6$ Па. Температура на зразках була $500 \div 560^{\circ}\text{C}$. Час азотування -1 година. Товщина азотованого шару $-50 \div 70$ мкм.[94,173,172]

Після азотування оправки були піддані поліруванню повстяним кругом за допомогою пасти ГОІ і хромуванню за цеховим режимом з метою виключення окислення при подальшому термозміцненні. Після цього оправки піддали загартуванню з нагрівом в шахтній газовій печі при температурі $870 \pm 10^{\circ}\text{C}$ протягом 30 – 40 хвилин (нагрів), витримка 10 – 15 хвилин, охолодження в маслі або полімерному середовищі Aqua-Quench 400 протягом 3 – 4 хвилин, відпуск з нагрівом в шахтній електропечі при $220 \pm 10^{\circ}\text{C}$ 2 години з охолодженням на повітрі для отримання твердості HRC 57 ± 2 (у випадку не отримання потрібної твердості оправки необхідно охолоджувати через воду 15 – 20 хвилин в масло 4 – 5 хвилин). Графік термічної обробки оправок, запропонований в роботі, наведено на рис. 2.8.

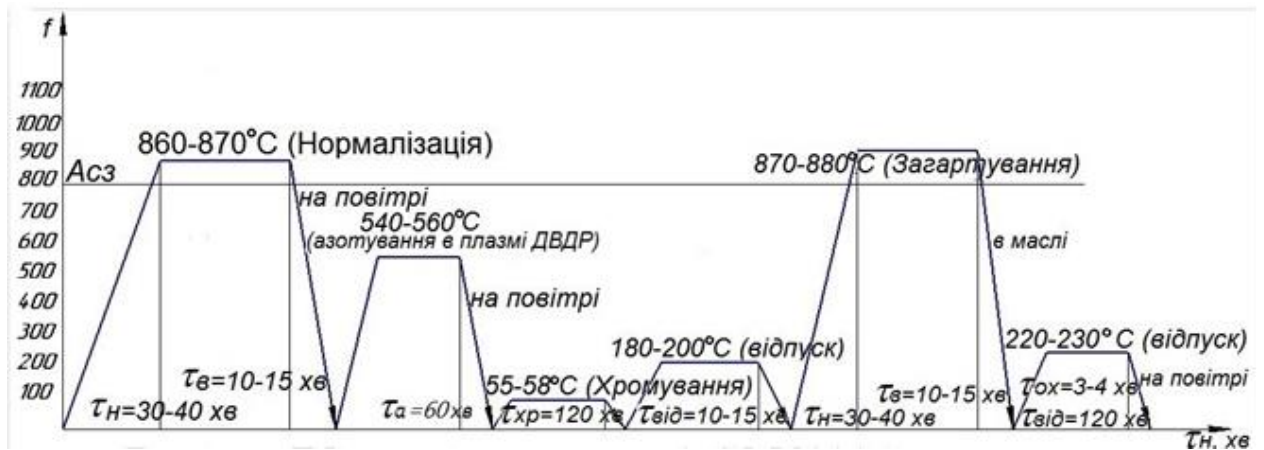


Рисунок 2.8 – Графік термічної обробки оправок зі сталі 60С2ХФА

Технологія виготовлення опорних планок зі сталі 60С2ХФА в цехових умовах полягає в ковці при температурах 1180 – 1185°C, відпалу при 800 – 810°C, механічній обробці на передостаточний розмір; кінцевій термообробці – загартуванню з 830 – 840°C в маслі або полімерному середовищі Aqua-Quench 400 (час нагріву 35 – 45 хвилин, час витримки 15 – 20 хвилин) і відпуску при 220 – 240°C протягом 2 – 2,5 год на твердість 54 – 58 HRC; нанесенні калібровки шляхом шліфовки робочих доріжок. Механічні властивості матеріалу опорних планок після зміцнюючої термообробки: $\sigma_B = 2170$ МПа; $\sigma_T = 1900$ МПа; $\delta = 1,3\%$; $\xi = 5,3\%$; КСУ = 120 КДж/м² [53]. Нагрів планок виконували в печі із захисною атмосферою СШЗ, відпуск – в шахтних електропечах.[173,94,63]

З метою зменшення осповидного зносу опорних планок, замість сталі 60С2ХФА в роботі запропонована теплостійка сталь 4Х5МФ1С, яка піддавалась загартуванню з 1030 – 1050°C в маслі або полімерному середовищі Aqua-Quench 400 і двократному відпуску при 550 – 560°C і 530 – 550°C для отримання твердості 48-52 HRC і наступних механічних властивостей: $\sigma_B = 1960$ МПа; $\sigma_T = 1720$ МПа; $\delta = 9,3\%$; $\xi = 43\%$; КСУ = 460 КДж/м².

Опорні планки зі сталі 4X5МФ1С довжиною 210 мм, шириною 80 мм и висотою 47,42 мм і шириною доріжок 25 мм і 20 мм (під трубу діаметром 15 ÷ 22 мм и 23 ÷ 30 мм відповідно) (3 штуки) в загартованому і відпущеному стані попередньо промивали лужним розчином в ультразвуковій ванні і потім нефрасом С2-80 /120. Після установки виробів в вакуумну камеру проводилося відкачування до тиску $P = 0,3 \cdot 10^{-3}$ Па, і проводилося іонне очищення і активація поверхні виробів бомбардуванням іонами металів або газів, при подачі негативного потенціалу -1300 В.[93,161,173]

Очищення іонами газів (азот N) проводилося в газовій плазмі двоступеневого вакуумно-дугового розряду. Очищення в вакуумі проводилося в газовій азотній плазмі двоступеневого вакуумно-дугового розряду. Очищення проводилося без обертання.

Струм катоду $I = -100$ А (2), струм на аноді $I = -70$ А (7, 8). Напруга на обертальному механізмі $U = -1100$ В (9). Тиск азоту в вакуумно-дуговій камері при процесі азотування $P = 0,5$ Па. Температура на зразках - 250°C .

Напилення TiZrN здійснювалося з одного випарника (13). Струм дуги катоду $I = 100$ А, напруга на обертальному механізмі $U = -170$ В. Тиск азоту у вакуумній камері $P = 0,4$ Па. Без обертання, час напилення 40 хв.

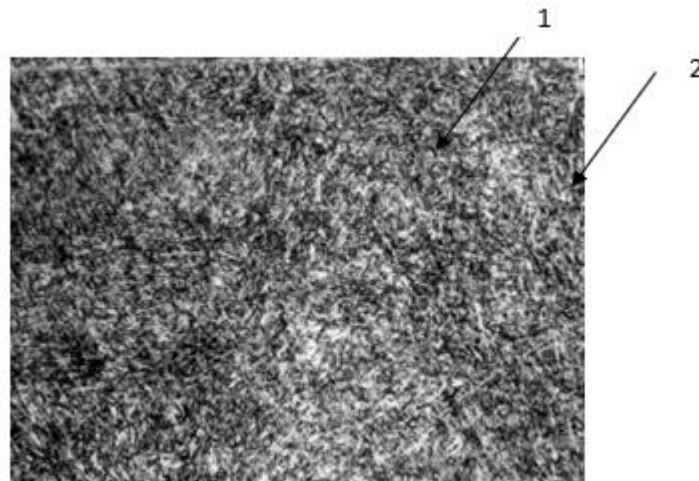
Методика напилення TiN/CrN на опорні планки довжиною 210 мм, шириною 80 мм и висотою 47,42 мм з сталі 4X5МФ1С після загартування з відпуском.

Проводилася очистка планок іонами металів титану і хрому.

Планки на підложкотримачі (4) безперервно оберталися. Процес очищення проводився при почерговому (імпульсному) включенню випарників хрому (13) і титану (7). Струм дуги титанового катода $I = -100$ А, струм дуги хромового катоду $I = 85$ А, при напрузі на обертальному механізмі $U = -1300$ В, і тиску в камері $P = 0,3 \cdot 10^{-3}$ Па. Час очищення в імпульсному режимі 1 година, температура нагріву до 300°C [173,94,96].

Осадження покриттів здійснювалося при тих же струмах дуги на хромі і титані. Напруга на обертальному механізмі $U = -100$ В і тиск азоту в камері $P = 0,5$ Па. При безперервному обертанні відбувалося осадження TiN/CrN покриття на інструмент. Час напилення 1 година. Після цього був вимкнений хромовий випарник і 30 хвилин осаджувався нітрид титану [173,172,163].

Середня стійкість роликів стану ХПТР «15-30» зі сталі 60С2ХФА складає 4589 метропроходів, ХПТР «30-60» 855 метропроходів. Основним шляхом зміцнення роликів стану «15-30» зі сталі 60С2ХФА є загартування з $840 - 860^{\circ}\text{C}$ (час нагріву 50 хвилин, час витримки 15 – 20 хвилин, охолоджувальне середовище – вода з температурою $57,5^{\circ} \pm 2,5^{\circ}\text{C}$, час охолодження 35 с, потім в масло 1хв. 30 с і наступний відпуск при $220 - 240^{\circ}\text{C}$ протягом 2 – 3 годин для отримання твердості HRC 56-59 і структури – троостомартенсит і карбіди (рис.2.9)[182]. До термообробки у вихідному стані структура - пластинчастий перлит з ділянками фериту (рис.2.10).



1 - троостомартенсит; 2 - карбіди

Рисунок 2.9 – Структура роликів з сталі 60С2ХФА після проведеної термообробки, х500

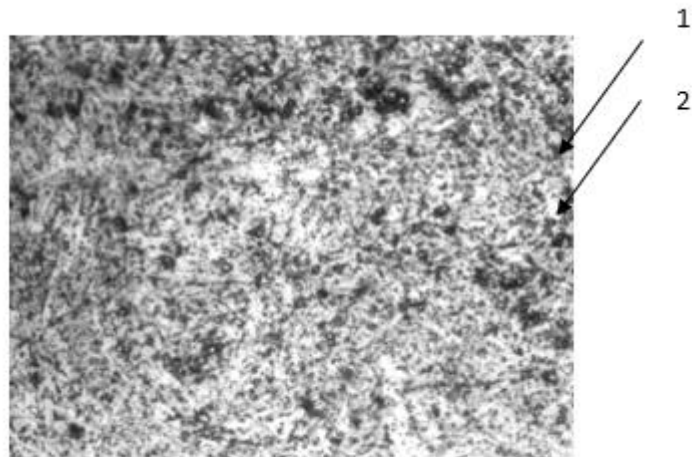


Рисунок 2.10 – Мікроструктура сталі 60С2ХФА до зміцнюючої обробки, х500 (1- перлит, 2- ферит)

Нагрівання роликів під загартування після механічної обробки виконують в електросоляних ваннах. Температура нагріву роликів 840 – 860°C – в соляній ванні. Температуру і час витримки визначають розмірами роликів [180].

Відпуск роликів ведуть в масляних ваннах при 220 – 240°C. Твердість роликів повинна бути HRC 54 – 60.

З метою зменшення осповидного зносу роликів стану ХПТР, замість сталі 60С2ХФА в роботі запропонована теплостійка сталь 4Х5МФ1С, яка піддавалась загартуванню з 1070 – 1080°C в маслі або полімерному середовищі Aqua-Quench 400 і двократному відпуску при 570 – 550°C та 530 – 550°C для отримання твердості 48 – 52 HRC і наступних механічних властивостей: $\sigma_B = 1960$ МПа; $\sigma_T = 1720$ МПа; $\delta = 9,3\%$; $\epsilon = 43\%$; KCU = 460 КДж/м² [173,63,172].

Загартування проводиться для розчинення значної частини карбідів і одержання високолегованого мартенситу. Тому температури загартування – підвищені й обмежуються лише необхідністю зберегти дрібне зерно й достатню в'язкість.

Наступний відпуск викликає додаткове зміцнення внаслідок дисперсійного твердіння. Для підвищення в'язкості його виконують найчастіше при більш високих температурах на більш низьку твердість: 45 – 52 HRC і трооститну структуру.

Внаслідок недостатньої стійкості роликів і опорних планок була запропонована удосконалена технологія термозміцнення інструменту – інструмент піддають після загартування з відпуском хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі дугового розряду при 530 – 550°C протягом двох годин) для отримання шару 50 – 70 мкм і подальшому плазмовому нанесенню зносостійких покриттів TiN, TiZrN товщиною 6 – 7 мкм для отримання високої поверхневої твердості ($HV_{0,05}$ 1004 – 1076).

Три ролика зі сталі 4X5MФ1С були встановлені в модернізовану вакуумно-дугову установку типу «Булат-6». Вакуумну камеру 1 відкачували до тиску $P = 1,3 \cdot 10^{-3}$ Па.[94,93,173,63]

Іонне очищення з активацією поверхні підкладок проводилося прискореними іонами азоту в газовій плазмі дугового розряду при тиску азоту 0,66 Па. Для створення газового розряду в робочому об'ємі камери необхідно ввімкнути випарник 2 і при цьому створюється газо-металева плазма, яка через екран (3) буде емітером електронів для газового розряду в об'ємі робочої камери (1) (рисунок 2.4). При подачі на корпус вакуумно-дугового випарника 6 позитивного потенціалу перемикачем 8 від джерела живлення дуги в присутності азоту при тиску $0,05 \div 0,5$ Па в робочому об'ємі камери виникає газовий дуговий розряд. При подачі на підкладку (4), а отже, і на деталі високого негативного потенціалу $-1000 \div -1300$ В відбувається її розігрів за рахунок бомбардування іонами азоту до температури $480 \div 540^\circ\text{C}$, що забезпечує процеси азотування на поверхні зразків. Температура підкладок надалі підтримується зміною величини негативного постійного потенціалу 9. Тривалість процесу азотування залежить від необхідної товщини шару і температури підложки, в даному випадку час азотування -1

година [190]. Після процесу азотування (відразу на гарячу деталь) проводиться осадження наноструктурного покриття TiN в єдиному технологічному циклі. Струм дугового розряду на катоді Ti 100 А. Відстань від катода до деталей 500 мм. Осадження покриттів здійснювалося при негативному потенціалі – 200 В (9) при безперервному обертанні поворотного механізму. Час напилення покриття 90 хв.[63,173,94]

Було проведено рентгеноструктурний аналіз досліджуваних зразків сталі 60С2ХФА після іонного азотування. Дифрактометричні дослідження проводилися на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-2.0 в кобальтовому Со-Ка випромінюванні із застосуванням Fe - селективно поглинаючого фільтра. Дифраговане випромінювання реєструвалося сцинтиляційним детектором.

Зразки для дослідження:

7. 60С2ХФА; іонне азотування; $\varnothing 18\text{мм}$ $h = 15,5\text{мм}$;

8. сталь 60С2ХФА в нормалізованому стані до азотування.

2.4 Матеріали і методика дослідження трубного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб шляхом нанесення покриттів аморфних сплавів

Існуючий в даний час сортамент аморфних сплавів у вигляді тонких стрічок, дисперсного порошку, напилених і осаджених плівок, відносно низькі температури кристалізації аморфних сплавів, рідко перевищують $500 \div 600^{\circ}\text{C}$, і при цьому високі і стабільні в межах стійкості аморфного стану службові характеристики дають певну спрямованість практичного застосування цього класу матеріалів.

Високошвидкісне загартування здійснюють подачею розплаву на поверхню обертового барабана-кристалізатора, отримуючи в залежності від конструкції обладнання стрічку або волокно товщиною від 15 до 100 мкм (рисунок 2.11) [156].

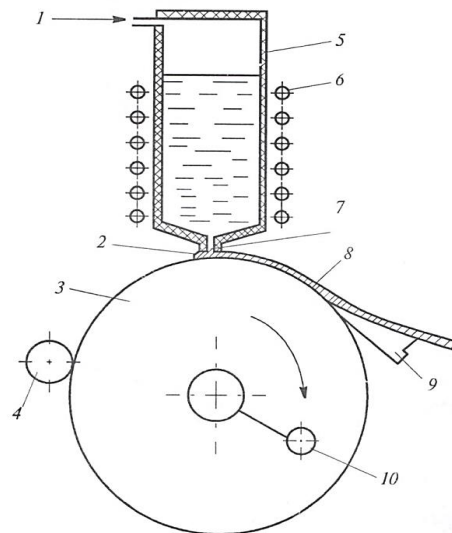
Для підвищення ефективності процесу розмелювання стрічку і волокно піддають низькотемпературному відпалу без порушення аморфного стану, що забезпечує дисперсність частинок $30 \div 50$ мкм.

Кращі результати по зносостійкості показало покриття, отримане плазмовим напиленням.

Плазмове напилення покриттів дозволяє здійснювати процес без нагрівання поверхні, яка обробляється, що виключає термічні напруги, деформацію і розміщення деталі, яка обробляється [157,163,172].

Порівняння ефективності обох способів отримання порошків, що самофлюсуються (отримання порошку шляхом розпилення розплаву і шляхом розмолу аморфної стрічки), показало перспективність запропонованого технічного рішення.

По-перше, швидкості охолодження при розпилюванні розплаву не перевищують $103 - 104$ К / с, а при отриманні стрічок або волокон – до $\sim 106 - 107$ К/с. Таке збільшення швидкості охолодження при загартуванні розплаву практично виключає окислення поверхні стрічки.



1 – інертний газ; 2 – розплав; 3 – барабан-холодильник; 4 – пристрій відновлення поверхні барабана; 5 – тигель; 6 – індукційний нагрівач; 7 – сопло; 8 – стрічка; 9 – пристрій знімання стрічки; 10 – приводний барабан з контролем оборотів

Рисунок 2.11– Схема отримання аморфної стрічки

По-друге, розміри частинок порошку, одержаного розпиленням, складають $20 \div 300$ мкм, що збігається з товщиною аморфних стрічок, що надає неоднорідну структуру, тобто різні властивості [158,162].

Крім того, однорідність аморфної стрічки по довжині ($\pm 1 \div 2$ мкм) забезпечує однакову швидкість охолодження всього об'єму розлитого металу, однаковий структурний стан (аморфний) після розмелювання і однорідність нанопокриття, що наноситься потім на робочу поверхню інструменту [163,162,63].

Стрічку в аморфному стані товщиною від 15 до 100 мкм в роботі отримали подачею розплаву на поверхню обертового барабана-кристалізатора в Інституті фізики металів АН України (м. Київ) При такому способі скорочується загальна поверхня (у порівнянні із порошком такої самої маси), внаслідок чого практично відсутнє окислення, але швидкість охолодження за рахунок підвищення теплопровідності значно вище, і однакова по всій довжині стрічки [157-163].

Відпал і розмелювання стрічки були виконані на кафедрі електрометалургії Національної металургійної академії України. Ефективність розмелювання стрічки була забезпечена низькотемпературним відпалом ($180 \div 200$ °С), в процесі якого відбувається так звана структурна релаксація, коли аморфний стан зберігається, але стрічка стає крихкою і легко перемелюється у порошок.

Плазмове нанесення порошкового покриття товщиною $100 \div 150$ мкм на робочі поверхні роликів і опорних планок станів ХПТР зі сталі 4Х5МФ1С і експериментальних зразків вказаних марок сталей виконали на установці УПУ-3Д лабораторії плазмових технологій кафедри матеріалознавства і обробки матеріалів Придніпровської державної Академії будівництва і архітектури. [94,163,162]

В газоплазмовій промисловій установці (рисунок 2.12) [157] порошок 8, що напилюють, транспортується газом 2, подається перпендикулярно в

плазмовий потік 3 і далі через сопло 9 на поверхню інструменту 11, що обробляється. Нагріті стінки насадки 4 з конічною порожниною, яка захищає частки, які напилюються від кисню, що міститься в навколишньому середовищі, підвищують швидкість нагрівання частинок, які напилюються. Компенсатор 5 на торці сопла 9 усуває тепловий вплив плазмового потоку 3 на покриття 6 і інструмент [157].

Технологія газоплазмового напилення полягає в наступному: матеріал, що наноситься на поверхню інструменту, пластифікують нагріванням, розганяють потоком газу і транспортують до поверхні інструменту. При ударі шорсткої поверхні інструменту, частки розплавленого матеріалу дифундують в поверхневий шар, утворюючи покриття [159]. Внаслідок розплавлення матеріалу, утворюються на поверхні інструменту субдрібні наночастки розміром менше 1 мкм.

Контроль якості напиленого покриття проводили візуально за наявністю відшарувань та сколів. Технологічні розміри контролювали за допомогою засобів вимірювання. Мікротвердість зразків вимірювали на приладі ПМТ-3 на підготовленій поверхні покриття. Для вивчення структурного стану, комплексу фізико-механічних властивостей, фазового складу, стану поверхневого шару інструменту і зразків використовували такі методи дослідження і випробувань:

- металографічний аналіз виробів і зразків з використанням оптичного металографічного мікроскопу «Axiovert 200 MAT Zeiss»;
- метод електронної мікроскопії з застосуванням растрового електронного мікроскопу «РЕМ-106И» (прискорювальна напруга 100 кВ).

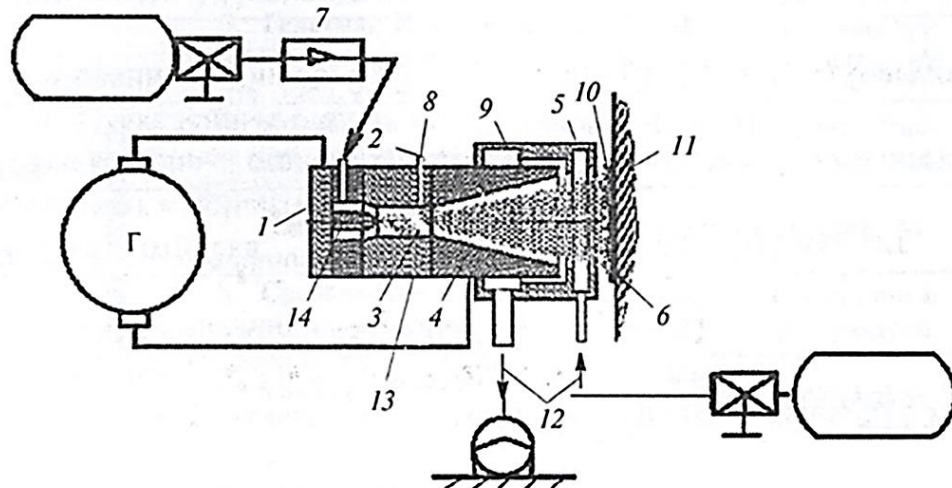


Рисунок 2.12 – Схема газоплазмової промислової установки,
[163,161,64]

1- плазмотрон; 2 – газ; 3 – плазмовий потік; 4 – насадка; 5 – компенсатор; 6 – поверхня інструменту; 7 – подача газу; 8 – порошок; 9 – сопло; 10 – покриття; 11 – інструмент; 12 – вакуумні насоси; 13- анод; 14 – катод

Технологія плазмового напилення включає наступні операції: підготовку порошків, попередню підготовку поверхні інструменту під напилення, напилення вибраного матеріалу [160-163].

Для плазмового напилення на поверхню інструменту використовували порошок фракцією 50 – 150 мкм. Для проведення розсіювання порошків на фракції застосовували сітки металеві, ткані з квадратними комірками нормальної точності по ГОСТ 6613-86.

Перед застосуванням проводили сушку порошку в сушильній шафі при температурі $150 \div 200^{\circ}\text{C}$ протягом 2 – 3 годин. Порошок сушили на протвнях з нержавіючої сталі, періодично перемішуючи. Товщина шару засипки була не більше 20 мм. Просушування дозволяє видалити з порошку вологу, яка є джерелом дифузійного водню, який викликає підвищену пористість покриття і появу тріщин в покритті [163].

Попередня підготовка поверхні інструменту полягала в активізації

поверхні і наданні їй необхідної шорсткості методом пневмо-абразивної обробки електрокорундом марки F-16 при тиску 0,5 МПа. Вона обов'язкова і проводиться з метою забезпечення необхідної адгезійної міцності.

Після пневмо-абразивної обробки інструмент обдували сухим стислим повітрям для видалення часток абразиву з поверхні. Оброблювана поверхня має бути матовою, сірого кольору, без блискучих ділянок.

Перерва між пневмо-абразивною обробкою і нанесенням покриттів не повинна перевищувати 2 – 4 год.[163,161]

Покриття наносили на універсальній плазмовій установці УПУ-3 призначеній для нанесення зносостійких, фрикційних, ізоляційних і інших спеціальних покриттів на поверхні деталей методом плазмового напилення порошкових матеріалів [163].

Технічні характеристики установки для плазмового напилення УПУ-3:

- витрата плазмоутворюючого газу: аргону – 25 ÷ 30 л/хв;
азоту – 5 ÷ 10 л/хв;
- максимальна сила струму (на азоті) – 400 А;
- напруга холостого ходу – 160 В;
- фракція порошку, що напилюється – 40 ÷ 315 мкм;
- продуктивність напилення – до 2-х кг/год;
- ресурс роботи сопла на технічному азоті – до 140 год;
- витрата води на охолодження плазмотрона – до 7 л/хв;
- тиск води на вході у плазмотрон – не менше 0,2 МПа;
- температура води на виході з плазмотрону – не більше 50°C;
- ККД установки – 60%;
- рівень шуму при роботі на азоті – 80 дБ.

При напиленні використовували плазмотрон ПП-25, призначений для нанесення покриттів на поверхні деталей методом плазмового напилення дрібнодисперсних порошкових матеріалів для надання цим поверхням корозійностійких, зносостійких, фрикційних та інших спеціальних властивостей (Додаток Ц, рисунки Ц.1, Ц.2, таблиця Ц.1).

Контроль якості напиленого покриття проводили візуально за наявністю відшарувань та сколів. Технологічні розміри контролювали за допомогою засобів вимірювання. Склад аморфної стрічки представлений в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад (вагова доля, %) порошку на основі Ni і Fe

Елементи	Ni	Cr	Si	B	C	Fe	Mo	Co	P
Вагова доля, %	9,49	2,1	1,14	1,09	1,46	Ост.	7,75	7,15	5,63

Режими термозміцнення інструменту станів ХПТР і дослідних зразків наведені в таблиці 2.2

Таблиця 2.2 – Режими термічної обробки інструменту і дослідних зразків

Режим обробки	Температура відпуску, °C			Твердість, HV _{0,1}
	I	II	III	
1 – загартування + відпуск	560 – 580	550 – 560	520 – 530	587 – 690
2 – 4X5MФ1С Загартування + відпуск + покриття	560 – 580	550 – 560	-	950 – 1050

Запропонована технологія термозміцнення і додаткового нанесення плазмовим напиленням на робочу поверхню роликів і опорних планок нанопокриттів з аморфних сплавів товщиною 100 – 150 мкм виключає третій відпуск, змінює структуру і властивості поверхневого шару, підвищує міцність, зносо- і теплостійкість і твердість до HV_{0,1} 860 – 980 для сталі 4X5MФ1С (в порівнянні з HV 587 – 590 по існуючій технології). В результаті сталь здобуває високу твердість і зносостійкість на поверхні. [163,162,161]

Висновки по другому розділу:

1. Запропоновано для дослідження у якості матеріалу для виготовлення та апробації трубного інструменту напівтеплостійкі вториннотвердіючі сталі 4X5MФ1С (замість сталі 60С2ХФА) та 5X3В3МФС.

2. Обрані для дослідження сучасні методи поверхневого зміцнення трубного інструменту газове і іонне азотування в плазмі ДВДР, карбонітрація в розплавах солей ціанатів і карбонатів, нанесення зносостійких покриттів на робочі поверхні інструменту.

3. Запропоновані для дослідження режими комбінованих зміцнюючих технологій трубного інструменту для гарячої роликової прокатки (об'ємне загартування у водному розчині полімеру, подвійний відпуск з подальшим азотуванням ДВДР та нанесення зносостійких покриттів на робочі поверхні інструменту, а також покриттів аморфних сплавів).

4. Запропоновані для дослідження режими зміцнюючих технологій інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб (об'ємне загартування у водному розчині полімеру, подвійний відпуск з подальшим іонним азотуванням в плазмі ДВДР, нанесення зносостійких покриттів на робочі поверхні інструменту, а також покриттів аморфних сплавів).

РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РІЗНИХ РЕЖИМІВ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛЕЙ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ІНСТРУМЕНТУ

3.1 Дослідження впливу режимів зміцнення трубопресового інструменту на його експлуатаційні властивості

Показники міцності і пластичності сталей 4X5MФ1С і 5X3В3МФС, в вихідному стані, визначені при розтягу стандартних зразків діаметром 5 мм на розривній машині механічної лабораторії ТОВ «ВО ОСКАР», наведені в таблицях 3.1 і 3.2. (Додаток Ч). Показники міцності, в'язкості і пластичності сталей 4X5MФ1С і 5X3В3МФС, в загартованому і відпущеному стані, наведені в таблицях 3.3 і 3.4. (Додаток Ч). В результаті проведення загартування з відпуском, значно зростають показники міцності і знижуються показники в'язкості і пластичності внаслідок утворення мартенситної структури і дисперсійного твердіння мартенситу у зв'язку з виділенням при відпуску карбідів легуючих елементів.

Результати заміру твердості зразків сталі 4X5MФ1С, загартованих від різних температур, наведені в таблиці 3.1 і на графіку залежності твердості сталі від температури загартування (рисунок 3.1) [54].

Таблиця 3.1 – Результати заміру твердості експериментальних зразків сталі 4X5MФ1С

№ п/п	Номер зразку	Температура загартування, °С	Твердість HRC
1	1	950	52-53
2	2	1000	56-57
3	3	1050	59-61
4	4	1070	60-61
5	5	1100	61-63

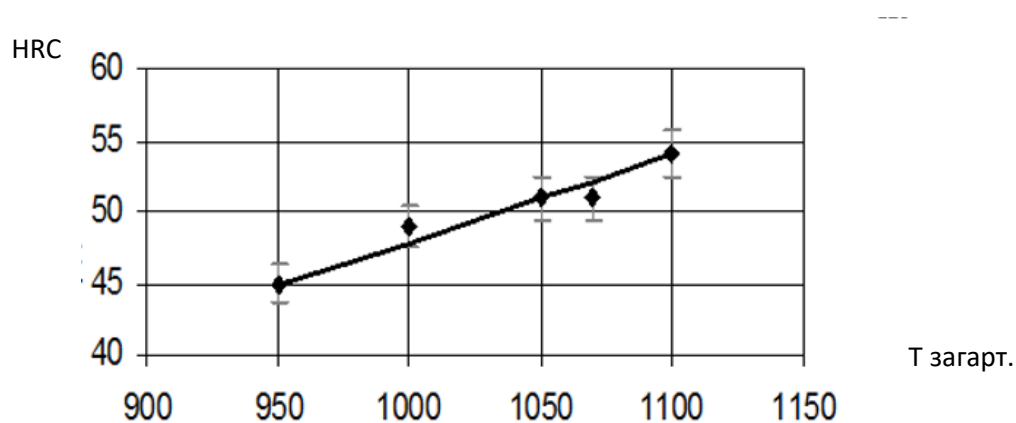


Рисунок 3.1 – Графік залежності твердості сталі від температури загартування, [54]

Структури зразків досліджуваних сталей, загартованих від різних температур, наведені на рис.3.2, 3.3, 3.4.

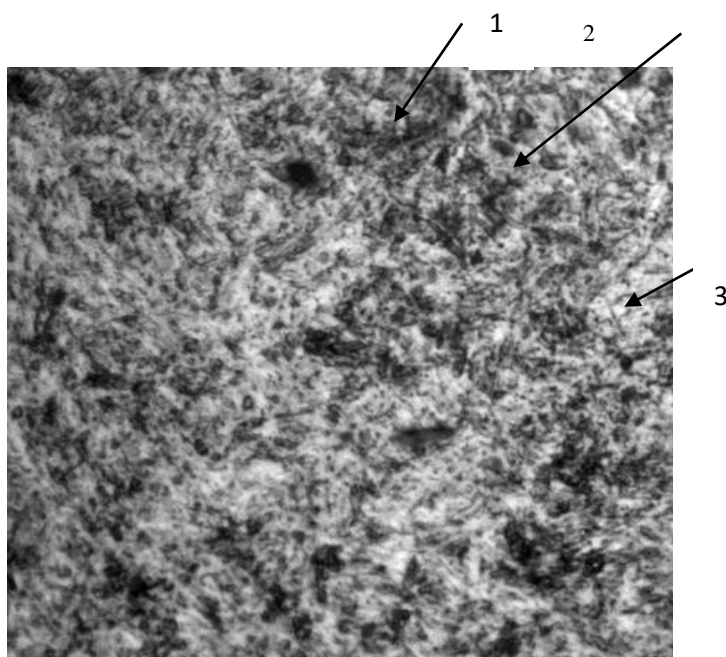


Рисунок 3.2 – Мікроструктура сталі 4X5MФ1С після загартування від 950°C (мартенсит мілкоголчастий (1), аустеніт залишковий (2) і карбіди (3), x500

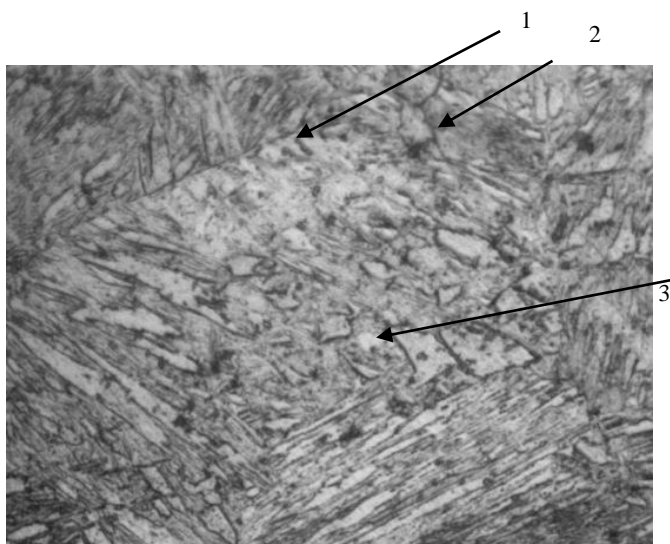


Рисунок 3.3 – Мікроструктура сталі 4X5MФ1С після загартування від 1070°C (мартенсит голчастий, (1), аустеніт залишковий (2) і карбіди, (3)), x500

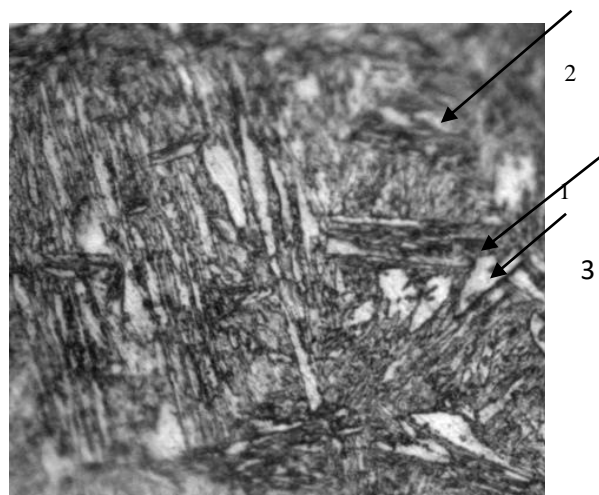


Рисунок 3.4 – Мікроструктура сталі 4X5MФ1С після загартування від 1100°C (мартенсит голчастий, (1), аустеніт залишковий (2) і карбіди (3)), x500

Зі збільшенням температури нагрівання під загартування одержуємо більші мартенситні голки. Основою структури загартованої і відпущеної сталі є відпущений мартенсит – легований α -твердий розчин, багатий на скупчення вуглецю і легуючих елементів. В загальній масі структури розташовуються включення спеціальних карбідів, які не розчинилися в аустеніті при нагріванні під загартування [69, 179].

Твердість є найважливішою властивістю інструментальних сталей. Зі збільшенням твердості в більшості випадків зростає зносостійкість; збільшується можливість одержання більш чистої і рівної поверхні як металу, що обробляється різанням або тиском, так і самого інструменту [181].

Результати заміру твердості зразків сталі, загартованих від 1070 °C і відпущених при різних температурах, наведені в таблиці 3.2 і на графіку залежності твердості сталі від температури відпуску (рисунок 3.5) [54].

Таблиця 3.2 – Результати заміру твердості загартованих і відпущених експериментальних зразків сталі 4X5MФ1С

№ п/п	Номер зразку	Температура загартування, °С	Температура відпуску, °С		Твердість HRC
			I	II	
1	6	1070	310-320	300-310	48-50
2	7	1070	400-420	380-400	51-52
3	8	1070	530-550	500-530	52-53
4	9	1070	550-570	530-550	54-55

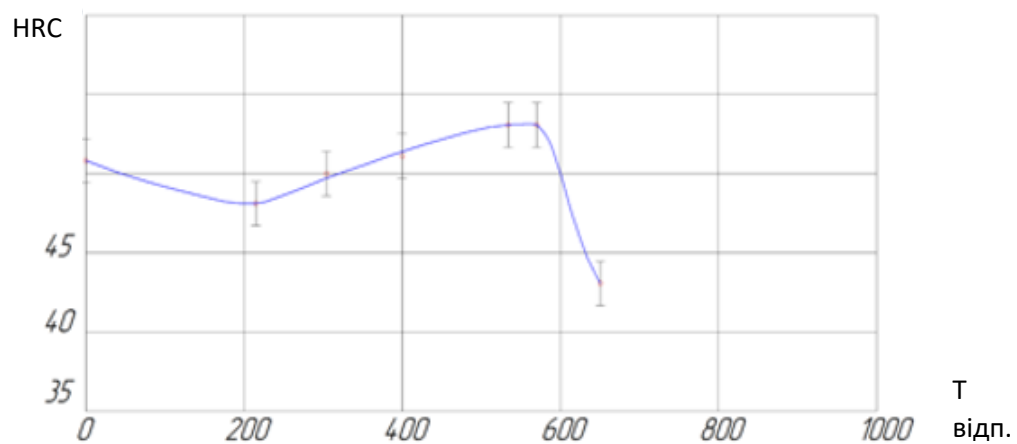


Рисунок 3.5 – Графік залежності твердості сталі від температури відпуску, [54]

Структури зразків досліджуваної сталі, загартованих від температури 1070 °С і відпущених при різних температурах, наведені на рисунках 3.6, 3.7, 3.8 [75].

Як видно з рисунка 3.5, найвище значення твердості після відпуску має місце для зразку 4, тобто при 550 ÷ 570 °С (1 відпуск) і 530 ÷ 550 °С (2 відпуск), що пов'язане з вторинним твердінням мартенситу і перетворенням залишкового аустениту в мартенсит.

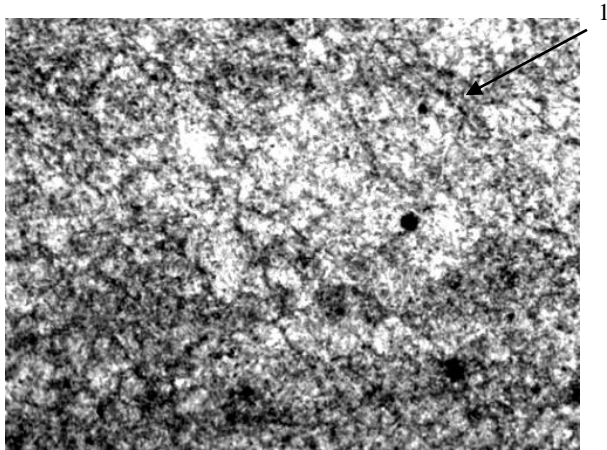


Рисунок 3.6 – Мікроструктура сталі 4X5MФ1С після загартування від 1070°C і відпущеної при 400°-420°C (1 відпуск), 380°-400°C (2 відпуск) (троостит відпуску), x500

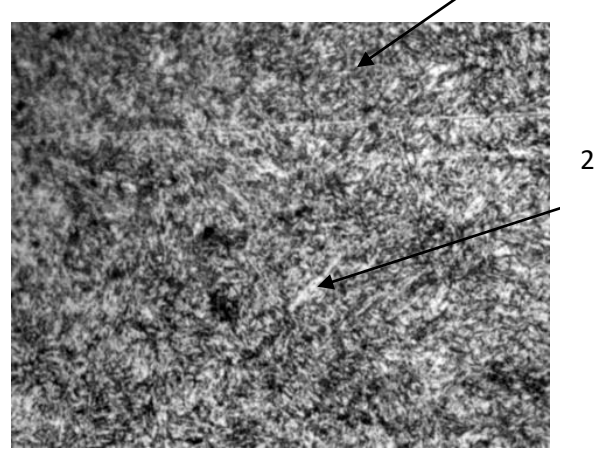


Рисунок 3.7 – Мікроструктура сталі 4X5MФ1С після загартування від 1070°C і відпущеної при 530°-550°C (1 відпуск), 500°-530°C (2 відпуск) (мартенсит відпущений (1) та карбіди (2)), x500

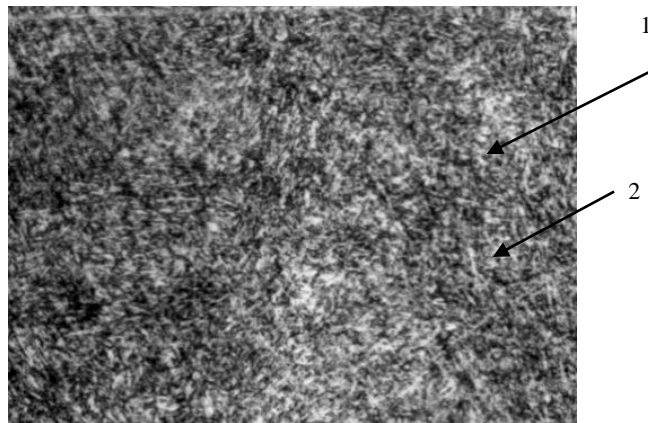
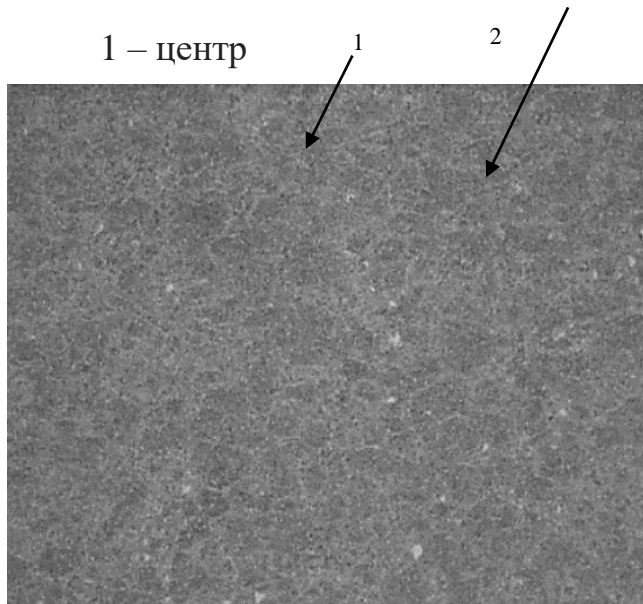


Рисунок 3.8 – Мікроструктура сталі 4X5MФ1С після загартування від 1070°C і відпущеної при 550° ÷ 570°C (1 відпуск), 530° ÷ 550°C (2 відпуск) (мартенсит відпущений (1) та карбіди (2)), x500

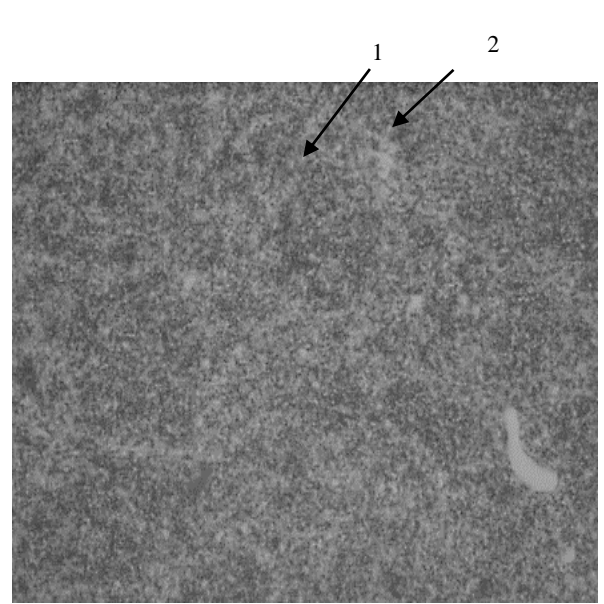
Зносостійкість інструментальної сталі, тобто здатність її опиратися різним видам зношування поверхні, є характеристикою довговічності інструменту. При зношуванні втрачається маса металу, інструмент пластично деформується.[97,106,75] З причини росту аустенітного зерна зі збільшенням температури знижується в'язкість сталі, то відповідно до ДЕРЖСТАНДАРТУ 5950 – 2000 для сталей 4X5MФ1С і 5X3В3МФС розмір

аустенітного зерна не повинен перевищувати 8 балу. Більш оптимальною для загартування є температура 1070°C, тому що в цьому випадку забезпечується утворення 9 балу зерна і виключається можливість перегріву сталі [75,97,106].

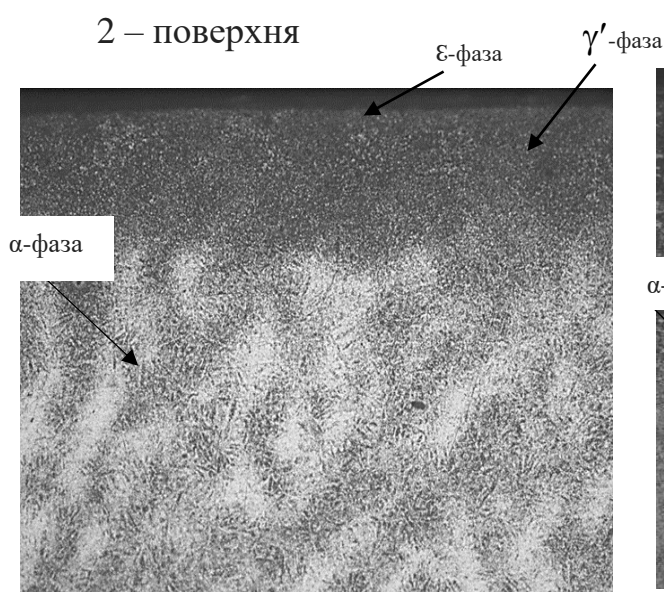
Мікроструктури експериментальних зразків сталей 4X5МФ1С і 5Х3В3МФС після іонного азотування наведені на рисунках 3.9 і 3.10.



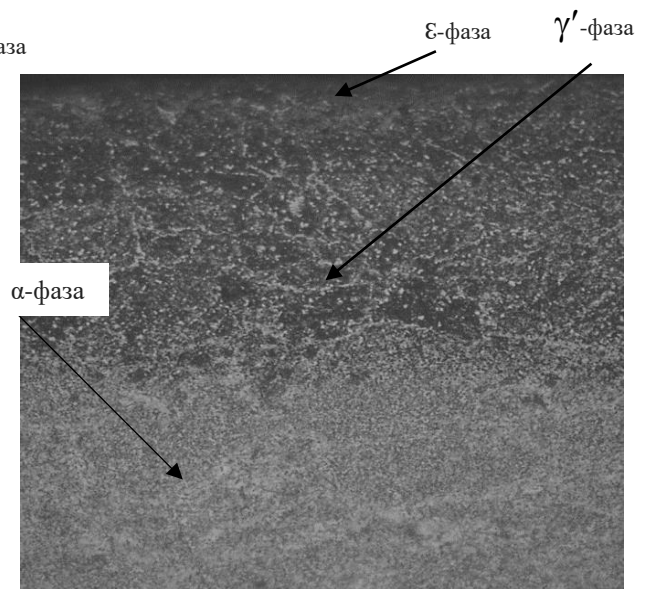
а) Мартенсит голчастий (1), і карбіди легуючих елементів (2), x200



б) Мартенсит голчастий (1), і карбіди легуючих елементів (2), x800

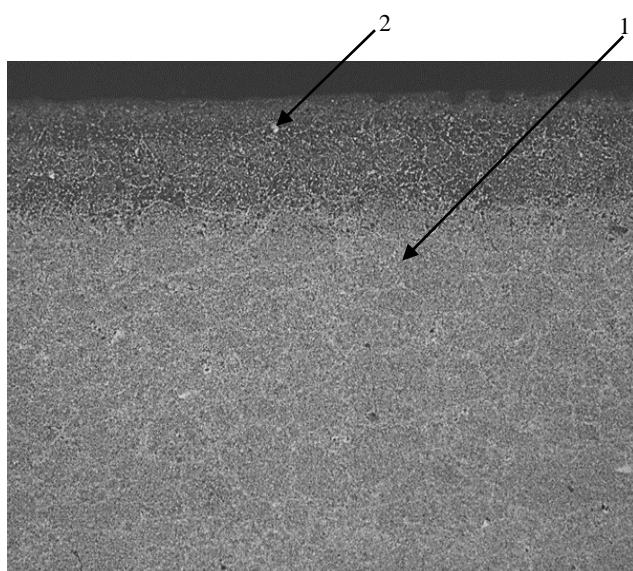


в) α-фаза (азотистий ферит), ε-фаза ($Fe_{2-3}N$), γ'-фаза (Fe_4N), x800

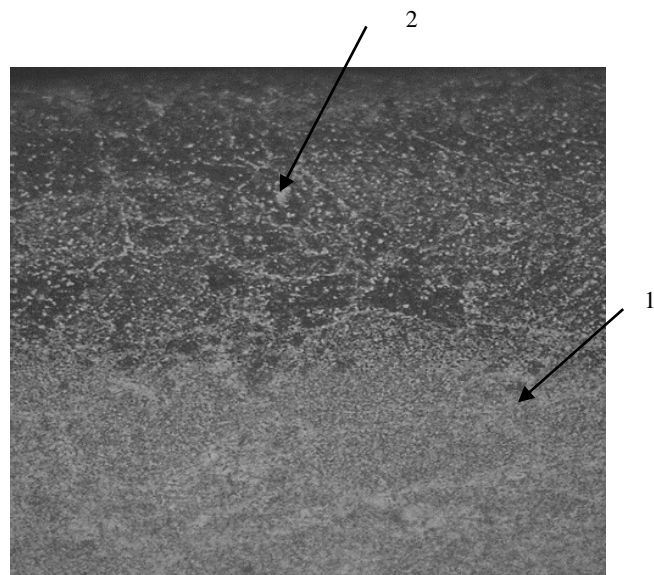


г) α-фаза (азотистий ферит),ε-фаза ($Fe_{2-3}N$), γ'-фаза (Fe_4N), x200

3 – підшар α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди хрому, молібдену, ванадію (2)

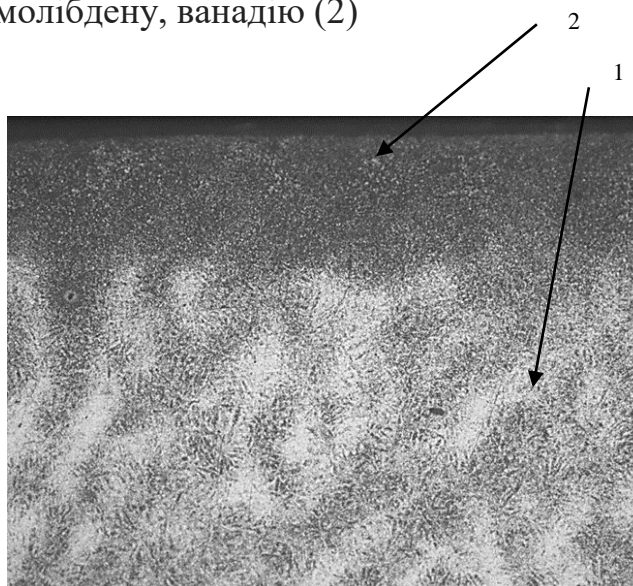


д) x200

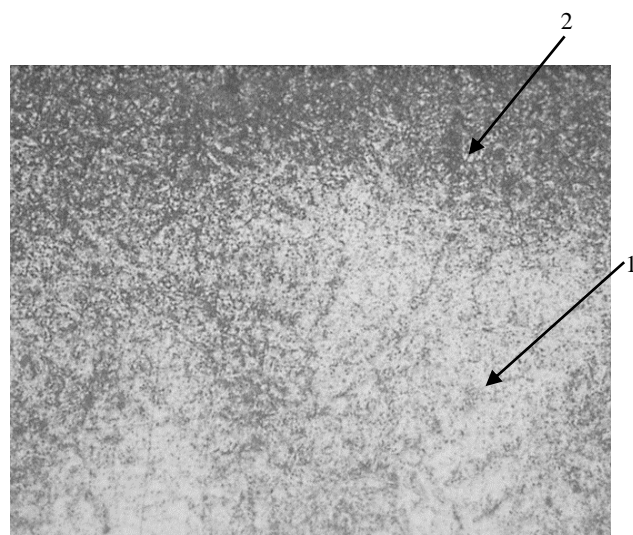


е) x800

4 – перехідний шар α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди хрому, молібдену, ванадію (2)



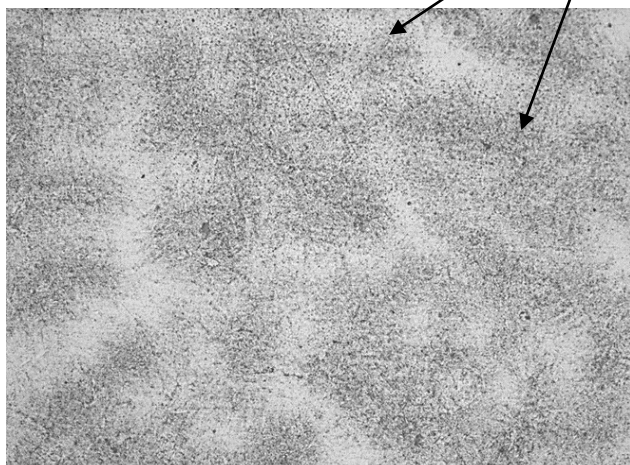
ж) x800



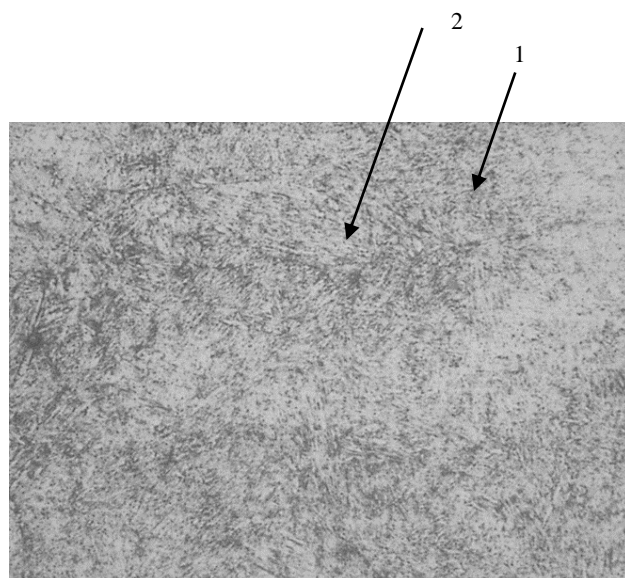
з) x200

Рисунок 3.9 – Мікроструктури зразків сталі 4X5MФ1С після іонного азотування

1 – центр

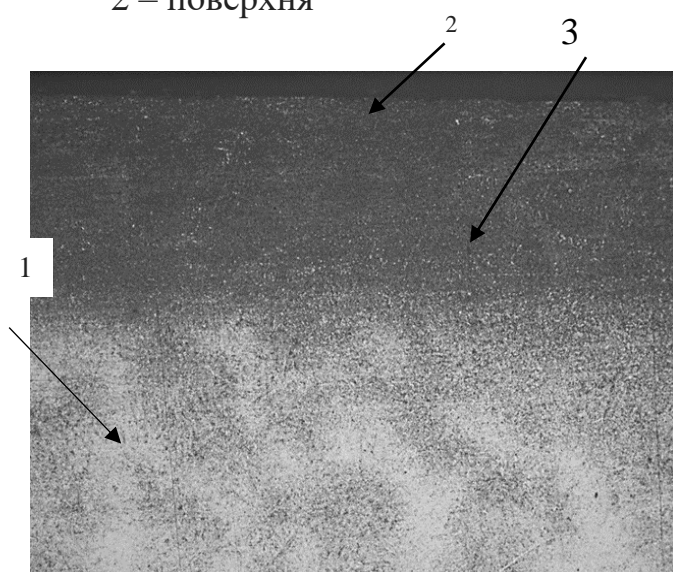


а) Мартенсит голчастий (1), і карбіди легуючих елементів (2),
x800

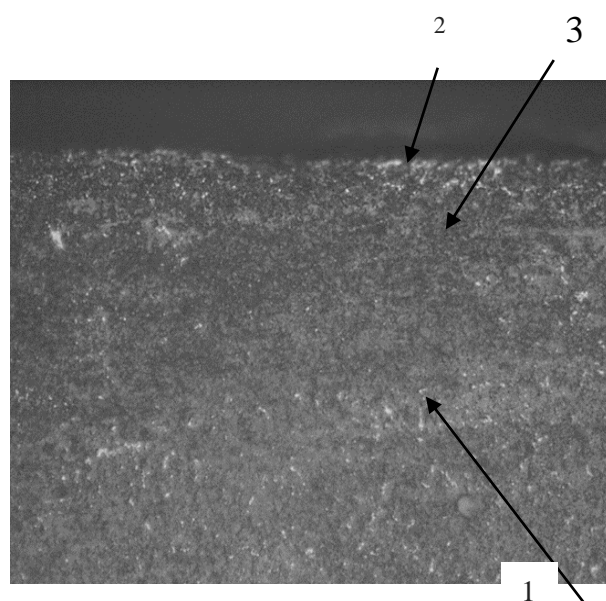


б) Мартенсит голчастий (1), і карбіди легуючих елементів (2), x200

2 – поверхня

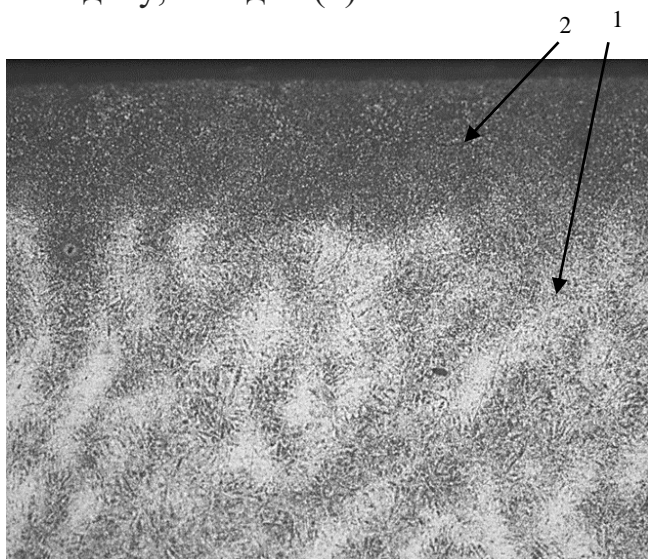


в) α -фаза, насичена азотом, (1), ϵ -фаза (Fe_{2-3}N), (2) γ' -фаза (Fe_4N), (3) x800

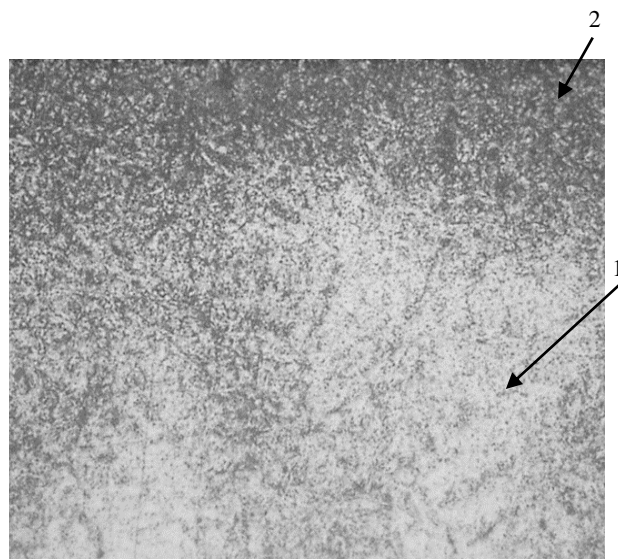


г) α -фаза, насичена азотом, (1) ϵ -фаза (Fe_{2-3}N), (2), γ' -фаза (Fe_4N), (3) x200

3 – підшар α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди вольфраму, хрому, молібдену, ванадію (2)

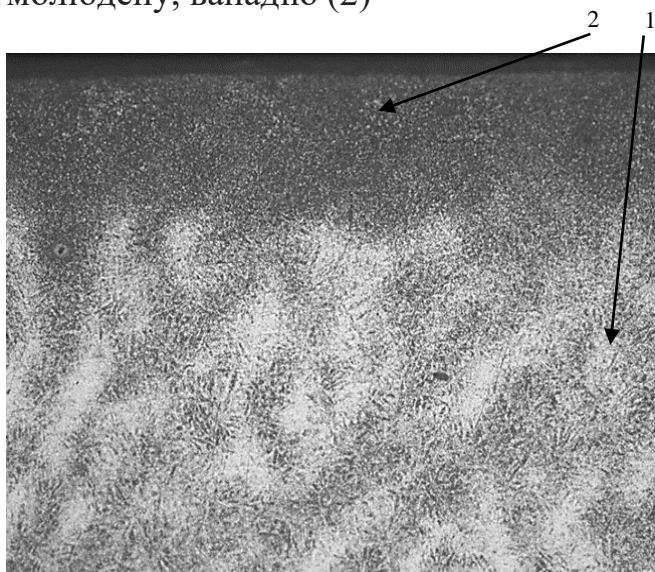


д) x800

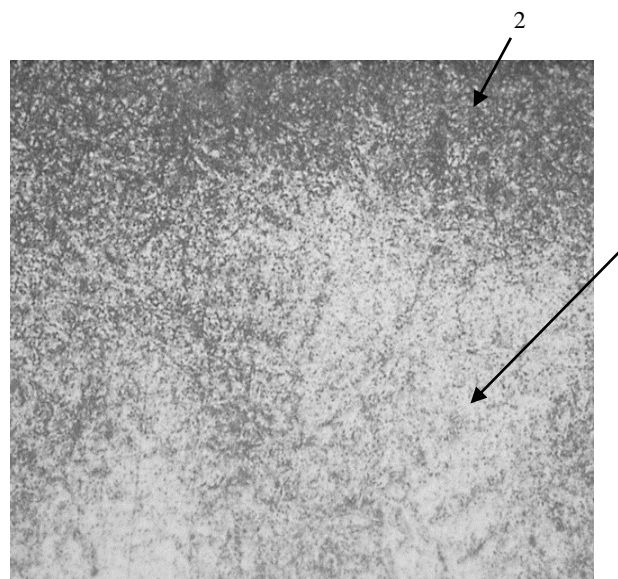


е) x200

4 – перехідний шар α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди вольфраму, хрому, молібдену, ванадію (2)



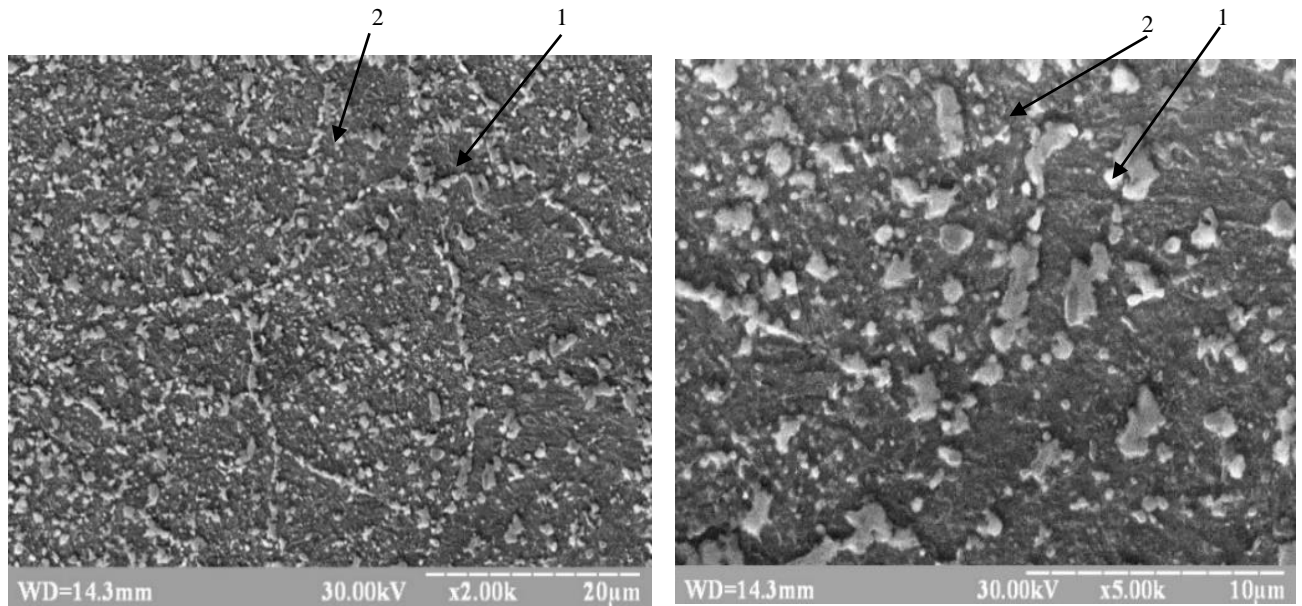
ж) x800



з) x200

Рисунок 3.10 – Мікроструктури зразків сталі 5X3B3MFC після іонного азотування

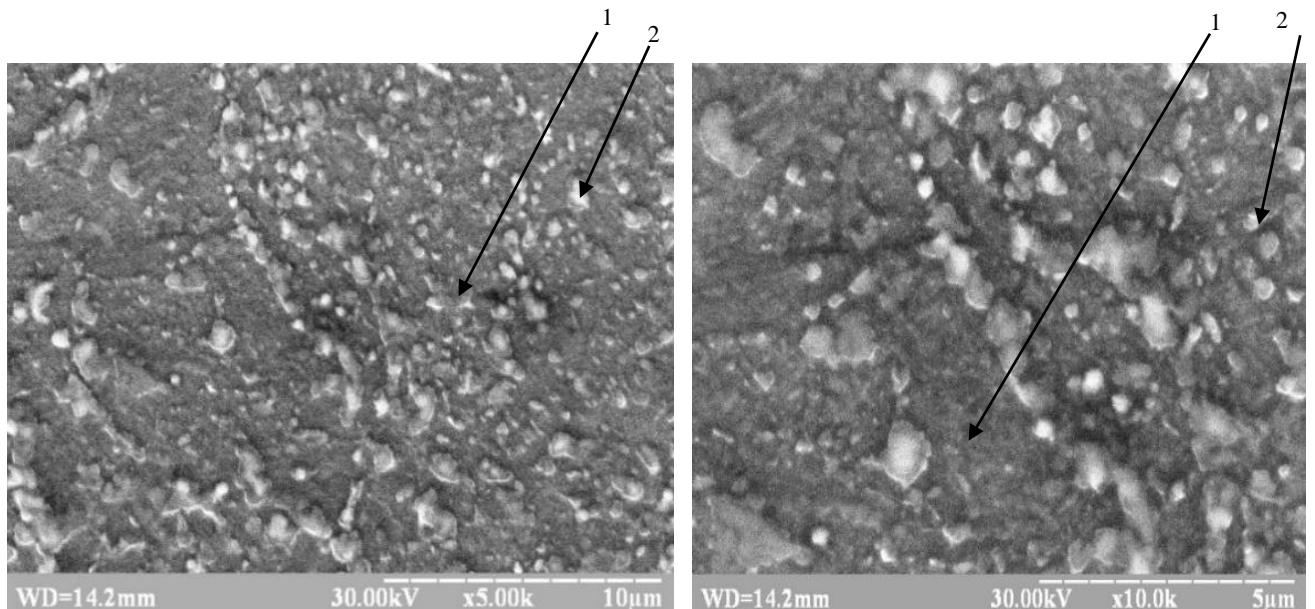
Мікроструктури експериментальних зразків сталей 4Х5МФ1С і 5Х3В3МФС після електронного дослідження наведені на рисунках 3.11 -3.17.



а) x2000

б) x5000

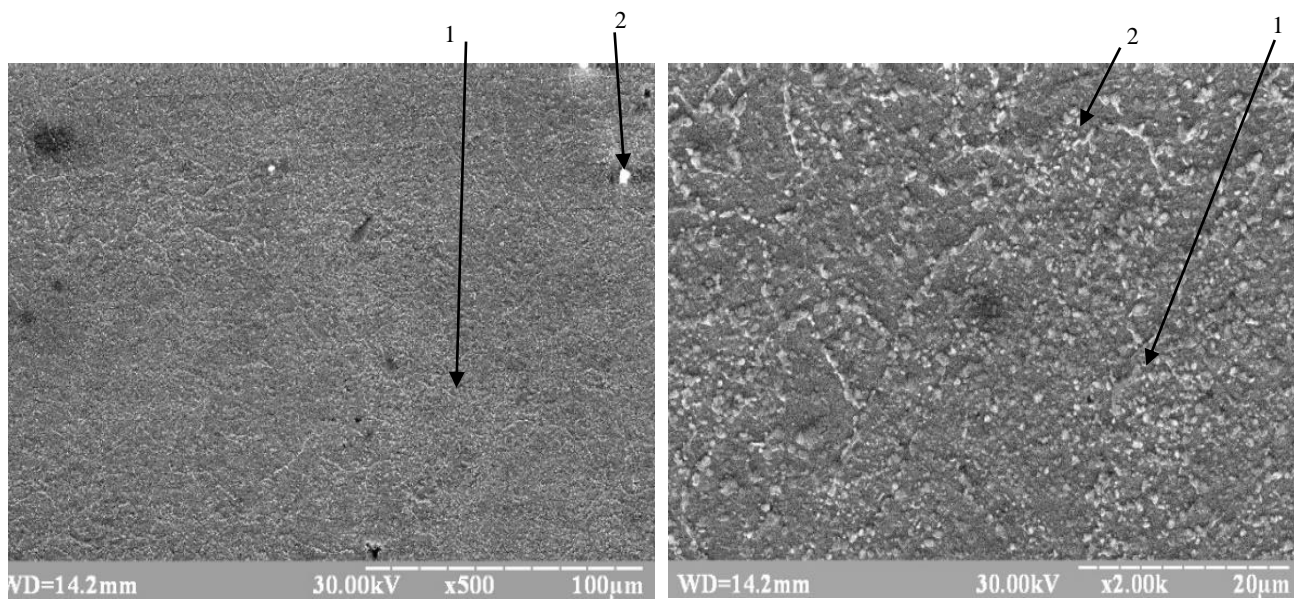
Рисунок 3.11 – Мікроструктури зразків сталі 5Х3В3МФС після іонного азотування (центр зразків) при різних збільшеннях (мартенсит голчастий (1), і карбіди легуючих елементів (2))



а) x5000

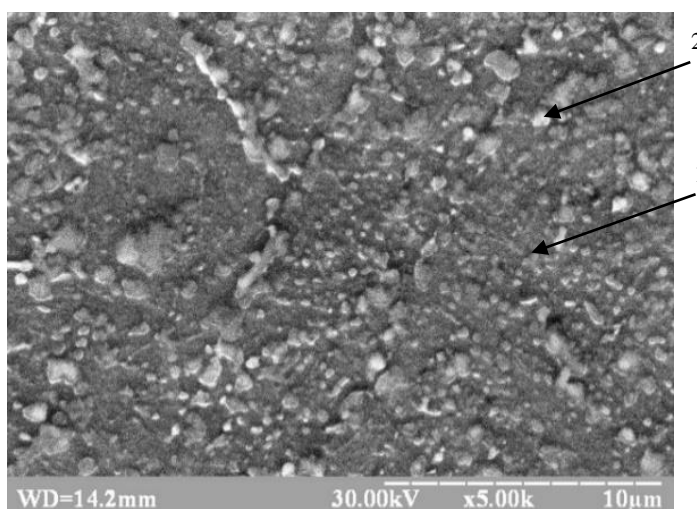
б) x10000

Рисунок 3.12 – Мікроструктури зразків сталі 5Х3В3МФС після іонного азотування (перехідна зона зразків) при різних збільшеннях α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди вольфраму, хрому, молібдену, ванадію (2)



а) x500

б) x2000



в) x5000

Рисунок 3.13 – Мікроструктури зразків сталі 5X3V3MFC після іонного азотування (підшар) при різних збільшеннях α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди вольфраму, хрому, молібдену, ванадію (2)

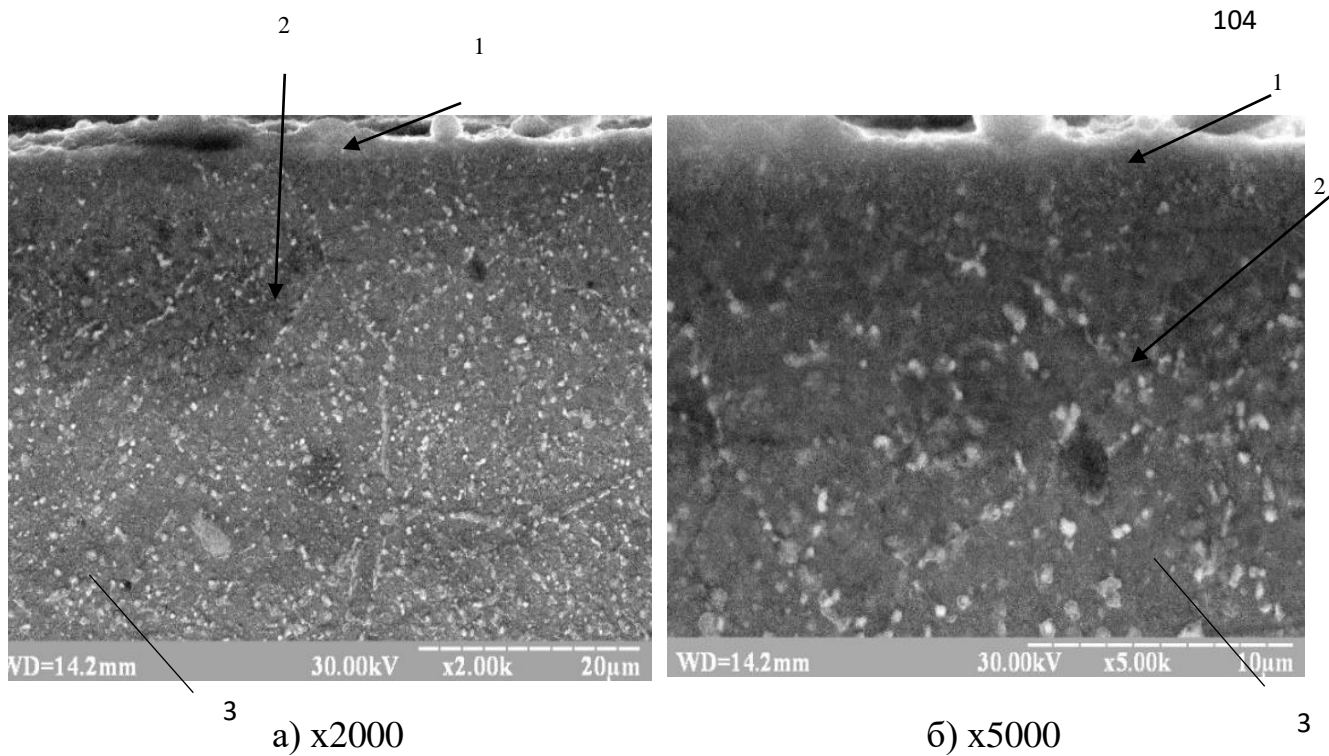
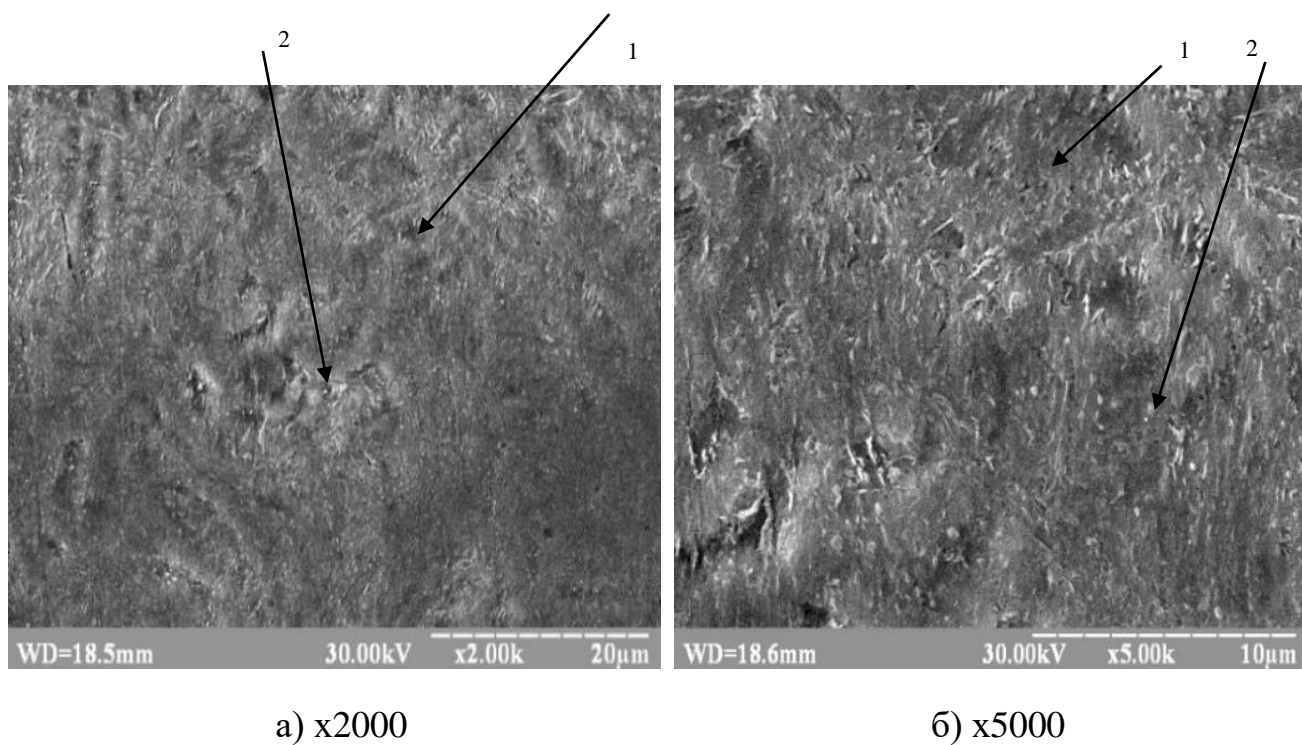
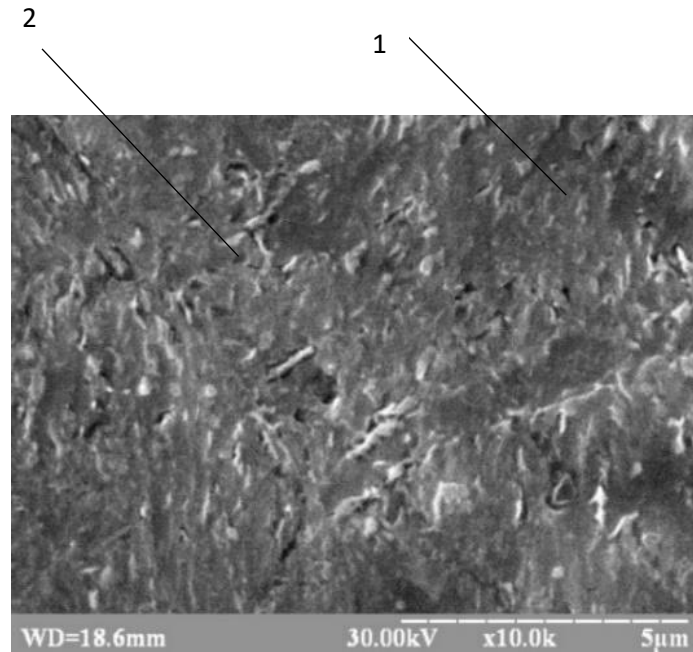


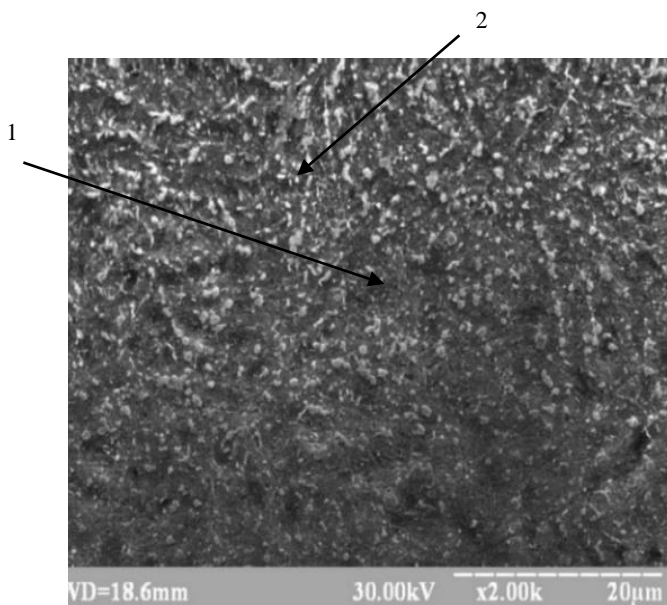
Рисунок 3.14 – Мікроструктури зразків сталі 5X3V3MFC після іонного азотування (поверхневий шар) при різних збільшеннях (ϵ -фаза (Fe_{2-3}N) (1), γ' -фаза (Fe_4N) (2), ферит, насичений азотом (3)



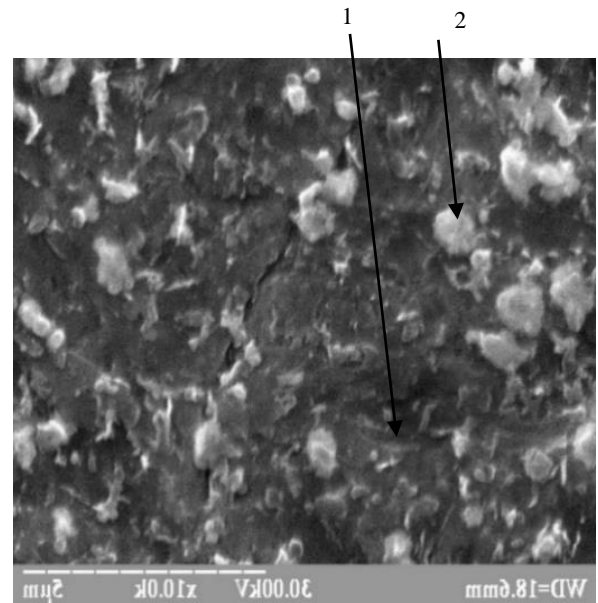


в) x10000

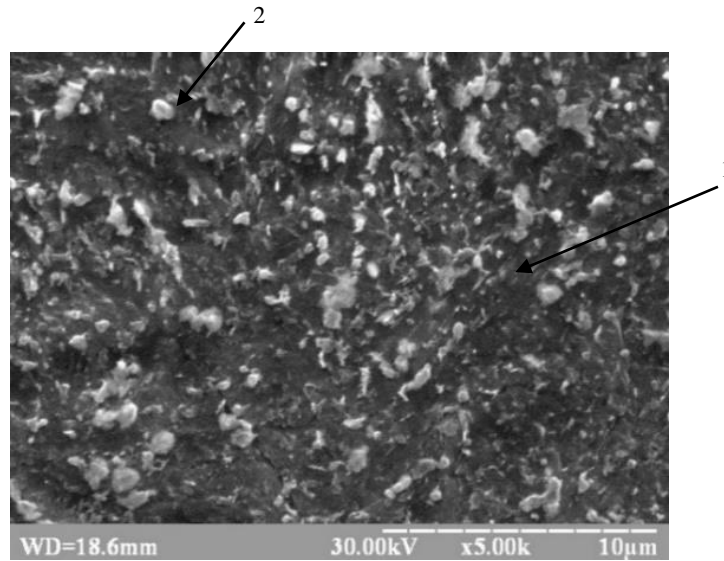
Рисунок 3.15 – Мікроструктури зразків сталі 4X5МФ1С після іонного азотування (центр зразків) при різних збільшеннях (мартенсит голчастий (1), і карбіди легуючих елементів (2))



а) x2000

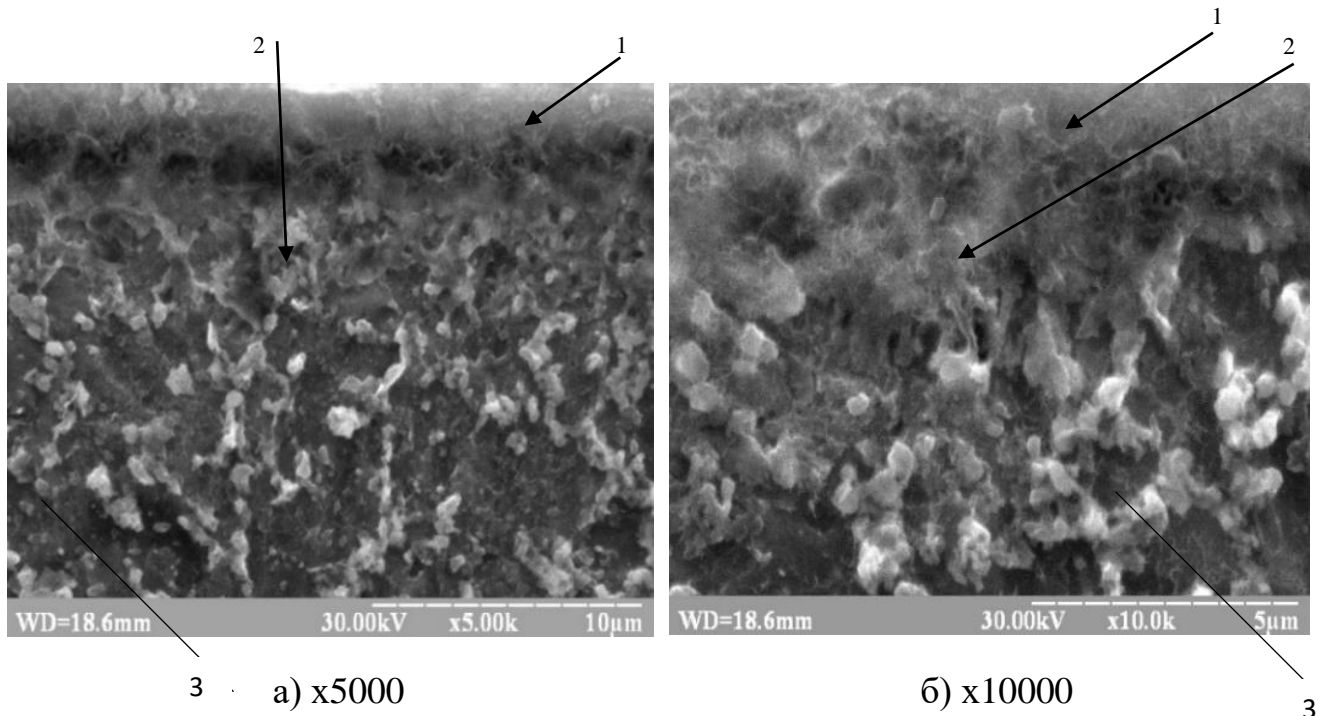


б) x10000



в) x5000

Рисунок 3.16 – Мікроструктури зразків сталі 4X5MФ1С після іонного азотування (перехідна зона зразків) при різних збільшеннях α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди хрому, молібдену, ванадію (2)



а) x5000

б) x10000

Рисунок 3.17 – Мікроструктури зразків сталі 4X5MФ1С після іонного азотування (поверхневий шар) при різних збільшеннях (ϵ -фаза (Fe_{2-3}N) (1), γ' -фаза (Fe_4N) (2), ферит, насичений азотом (3))

Застосування технології іонного азотування в газовій плазмі дугового розряду, дозволило отримати структуру, що складається з шару нітридів $Fe_{2-3}N$ (ϵ -фаза) та Fe_4N (γ' -фаза), що розташована в матриці мартенситу відпуску, насиченому азотом. Насичення мартенситу відпуску атомами азоту обумовлене присутністю шару α -фази (азотистого фериту). Виділення частинок нітридів хрому, молібдену і ванадію при охолодженні дозволяє забезпечити підвищення поверхневої твердості. Таким чином, зона внутрішнього азотування - це багатофазна область, яка складається з α -фази, яка є, в нашому випадку, насиченим азотом мартенситом відпуску з невеликою кількістю залишкового аустеніту, не більше 5%, нітридів заліза і нітридів легуючих елементів; α -фаза має ОЦК-гратку з періодами $0,286 \div 0,287$ нм; γ' -фаза відповідає твердому розчину на базі нітриду Fe_4N і має ГЦК-гратку з параметром $a=3,790 \text{ \AA}$ з упорядкованим розташуванням атомів азоту; ϵ -фаза є твердим розчином на базі нітриду $Fe_{2-3}N$, існує в широкому інтервалі концентрацій 4,55 – 11%N з щільною гексагональною упаковкою атомів заліза (з параметрами $a=4,6912 \text{ \AA}$ $c=4,366 \text{ \AA}$). Атоми азоту знаходяться переважно в октаедричних порах підрешітки типу графіту [111,93,64,75].

Результати заміру мікротвердості експериментальних зразків сталей 4X5MФ1С і 5X3В3МФС після іонного азотування наведені в таблицях 3.7 і 3.8, а зміна твердості в залежності від глибини визначення твердості на рисунку 3.18 [64,75].

Як свідчать результати заміру мікротвердості експериментальних зразків, твердість на поверхні сягає 10000-10500 МПа з причини утворення нітридної зони $Fe_{2-3}N$ (ϵ -фаза) і Fe_4N (γ' -фаза) і підшару азотистого фериту (α -фаза), в якому при охолодженні виділяються нітриди хрому, молібдену, ванадію. α -фаза в силу того, що вона насичена азотом, має підвищену корозійну стійкість і твердість по відношенню до мартенситу відпуску сердцевини деталі, тому після травлення може виглядати у вигляді достатньо світлого поля [140,97,88].

Це призводить до підвищення стійкості матричних кілець (якщо стійкість матричних кілець зі сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) після звичайного термозміцнення складає 4 – 6 пресувань, то кільця з більш економнолегованої безвольфрамової сталі 4Х5МФ1С, додатково піддані хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі ДВДР) показали стійкість 9 – 10 пресувань, внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні, внаслідок проведення іонного азотування). Таким чином, матричні кільця можуть бути виготовлені з безвольфрамової сталі 4Х5МФ1С замість сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) і піддані іонному азотуванню в плазмі ДВДР. Азот і вуглець, присутні в азотованому шарі, сповільнюють процеси в твердих розчинах і коагуляцію карбонітридних фаз, тому висока твердість азотованого шару зберігається до температур вище 600°C. Забезпечуючи високу зносостійкість поверхні інструменту, режими азотування вибрано з урахуванням збереження всіх властивостей матеріалу [64]. Азотований інструмент повинен зберігати високу міцність при підвищених температурах, тобто повинен мати структурну стабільність азотованого шару, і самої марки матеріалу [169,91,66,88].

Таблиця 3.3 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) після іонного азотування

№ зразку	Зона відстань від поверхні мкм	Діаметр відбитка мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження, Г	Значення мікротвердості МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, Кг/мм ²
1	10	13,5	13,436	100	10500		
2	10	13	13,234	100	10450		
3	10	13	13,233	100	10400	10450	1045
4	20	14	14,096	100	10300		
5	20	14	14,172	100	10350	10330	1033
6	30	13	13,172	100	10250		
7	30	14	14,712	100	10260	10255	1025
8	40	15	15,096	100	8960		

Продовження таблиці 3.3

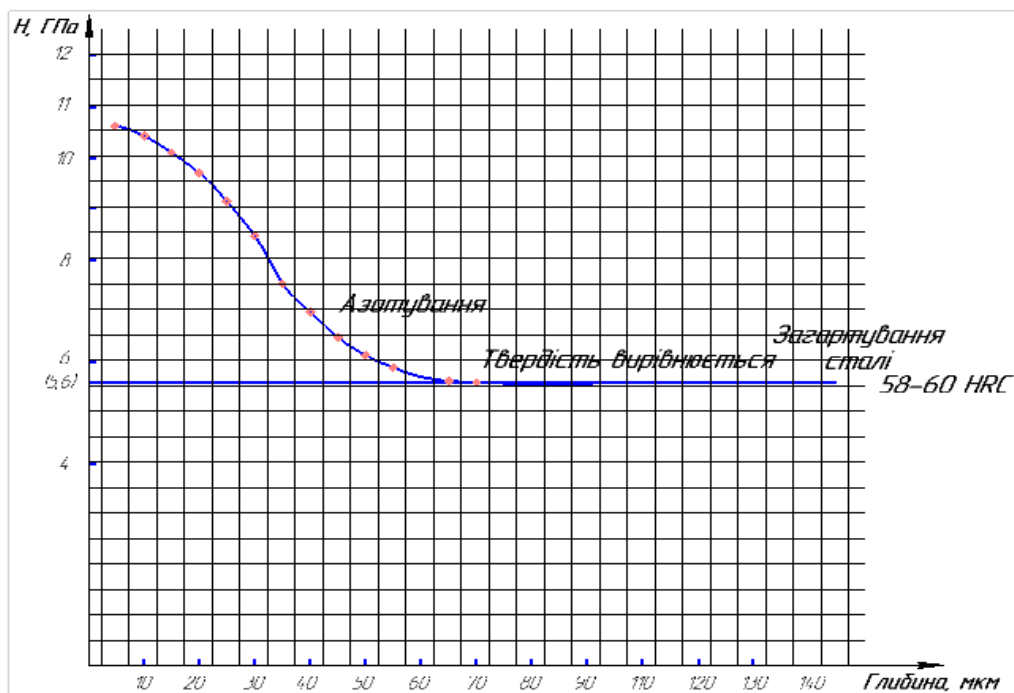
9	40	15	15,632	100	8670	8965	897
10	50	16	16,632	100	7600		
11	50	16	16,324	100	7700	7650	765
12	60	16	16,632	100	7400	7400	740
13	70	17	16,94	100	6250	6250	625
14	80	17	17,248	100	6200	6200	620
15	150	18	18,556	100	5900		
16	150	18	18,248	100	5700	5800	580
17	250	18	18,324	100	5600		
18	250	18	18,94	100	5400	5500	550
19	центр	17,5	17,632	100	5350		
20	центр	17	17,632	100	5300	5330	533

Таблиця 3.4– Результати заміру мікротвердості зразків сталі 4Х5МФ1С після іонного азотування

№ зразку	Зона відстань від поверхні	Діаметр відбитка мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження Г	Значення мікротвердості МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, Кг/мм ²
1	10	14	14,568	100	9800		
2	10	14	14,184	100	9900		
3	10	14	14,8	100	9800	9800	980
4	20	15	15,184	100	8400		840
5	20	15	15,024	100	8300	8300	830
6	30	15	15,872	100	7800		
7	30	15	15,332	100	7850	7830	783
8	40	16	16,64	100	7300		
9	40	16	16,096	100	7400	7350	735
10	50	17	17,864	100	6800		
11	50	17	17,864	100	6700	6750	675
12	60	17	18,172	100	6500	6500	650
13	70	16	16,94	100	6100	6100	610
14	80	18	18,94	100	6000	6000	600
15	150	19	18,94	100	5600		

Продовження таблиці 3.4

16	150	18	18,708	100	5700	5650	565
17	250	18	18,096	100	5400		
18	250	19	19,712	100	5400	5400	540
19	центр	19	19,172	100	5000		
20	центр	18	18,096	100	4990	4995	499,5



Рисунок

3.18 – Зміна твердості інструментальної сталі 4Х5МФ1С після іонного азотування в залежності від глибини визначення твердості, [93,75,66]

Дифрактограми зразків наведено на рисунках 3.19-3.22, результати розрахунків зведено до таблиці 3.5 [64,75].

№1. Після іонного азотування сталі 4Х5МФ1С в зразку (центр, рисунок 3.19) виявлено ферит Fe- α і два нітриди заліза: Fe₄N і метастабільний нітрид Fe₃N. Масова частка фериту в зразку – 80%wt, параметр решітки у межах похибки вимірювання ідентичний значенню у вихідному стані (зразок №3) і становить $a = 2,8684\text{\AA}$. Масова частка нітриду Fe₃N (ϵ -нітрид, гексагональна сингонія) становить 15,9%wt, параметри решітки становлять: $a = 4,672\text{\AA}$;

$c = 4,400\text{\AA}$. Масова частка нітриду Fe_4N (γ' -нітрид, кубічна сингонія) в зразку – 4,1%wt, параметр решітки становить $a = 3,815\text{\AA}$.

№2. Після іонного азотування сталі 4X5MФ1С в зразку (поверхня, рисунок 3.20) також виявлено 3 фази: ферит $\text{Fe-}\alpha$ і нітриди заліза Fe_4N та Fe_3N . Масова частка фериту в зразку – 78,6%wt. Параметр решітки фериту дещо збільшився у порівнянні з вихідним станом (зразок №3) і дорівнює $a = 2,8697\text{\AA}$. Масова частка нітриду Fe_3N становить 5,4%wt (параметри решітки: $a = 4,668\text{\AA}$; $c = 4,402\text{\AA}$). Масова частка нітриду Fe_4N в зразку – 16,1%wt, а параметр решітки становить $a = 3,815\text{\AA}$ [75,93,63].

№3. Зразок сталі 4X5MФ1С в початковому стані однофазний (рисунок 3.21), складається з фериту $\text{Fe-}\alpha$ з параметром решітки $a = 2,868\text{\AA}$.

№4. У зразку (рисунок.3.23) виявлено 4 фази: кубічний нітрид титану TiN , феррит $\text{Fe-}\alpha$, кубічний нітрид заліза Fe_4N і гексагональний нітрид заліза Fe_3N . Видно, що нанесене покриття є однофазним. Параметр решітки нітриду титану TiN становить $a = 4,255\text{\AA}$. Параметр решітки фериту дорівнює $a = 2,870\text{\AA}$. Параметр решітки кубічного нітриду Fe_4N дорівнює $a = 3,802\text{\AA}$. Параметри решітки гексагонального нітриду Fe_3N складають: $a = 4,668\text{\AA}$; $c = 4,362\text{\AA}$. [93,64]

Таблиця 3.5 – Фазовий склад досліджених зразків

№ зразка	Фаза	Вміст, %wt	Параметри решітки a , \AA
1	$\text{Fe-}\alpha$	80,0	2,8684
	Fe_3N	15,9	$a = 4,672$; $c = 4,400$
	Fe_4N	4,1	3,815
2	$\text{Fe-}\alpha$	78,6	2,8697
	Fe_3N	5,4	$a = 4,668$; $c = 4,402$
	Fe_4N	16,1	3,815
3	$\text{Fe-}\alpha$	100	2,868
4	TiN	58,4	4,255
	$\text{Fe-}\alpha$	12,5	2,870
	Fe_3N	14,5	$a=4,668$; $c=4,362$
	Fe_4N	14,6	3,802

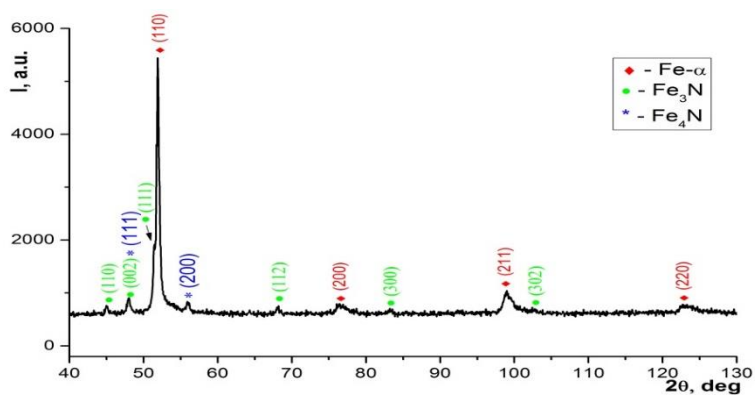


Рисунок 3.19 – Дифрактограма зразку №1

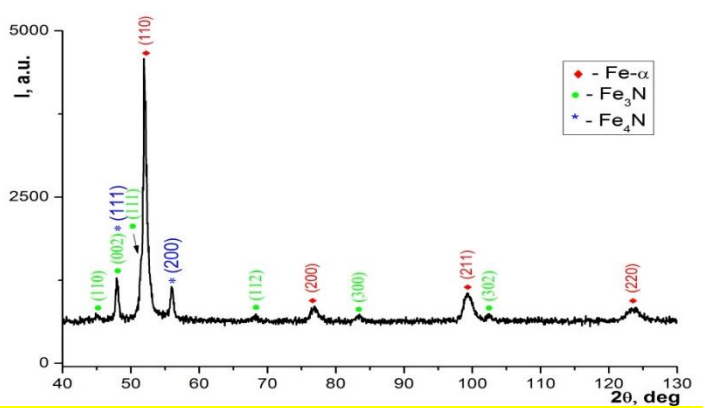


Рисунок 3.20 – Дифрактограма зразку №2

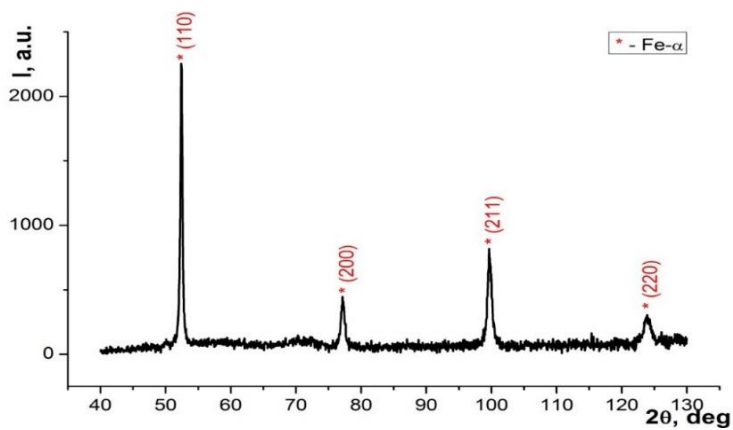


Рисунок 3.21 – Дифрактограма зразку №3

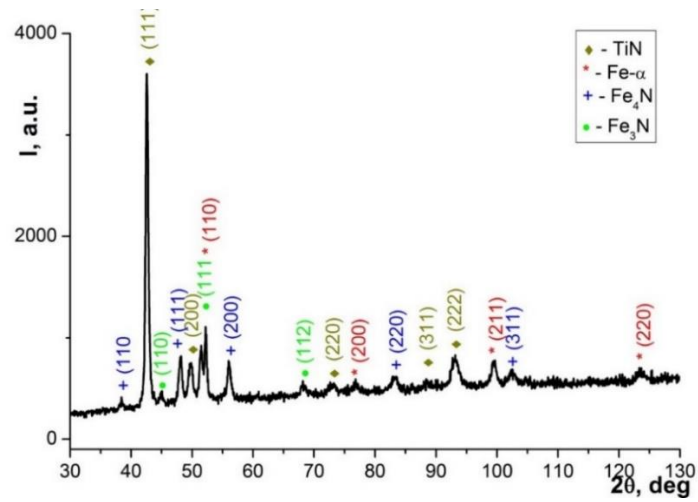
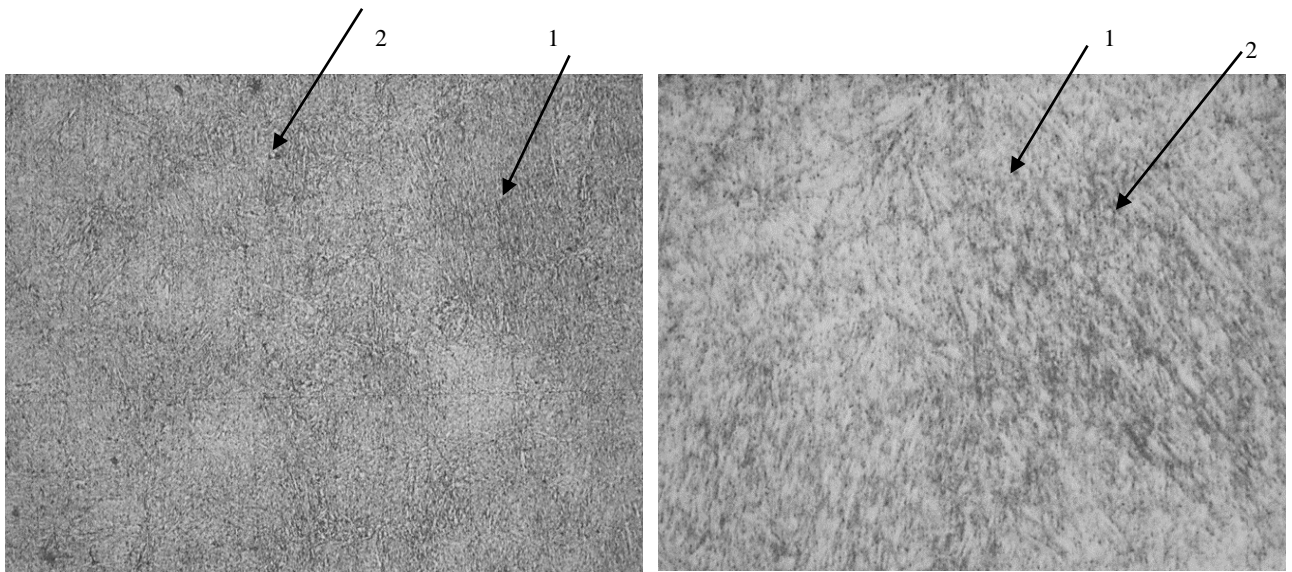


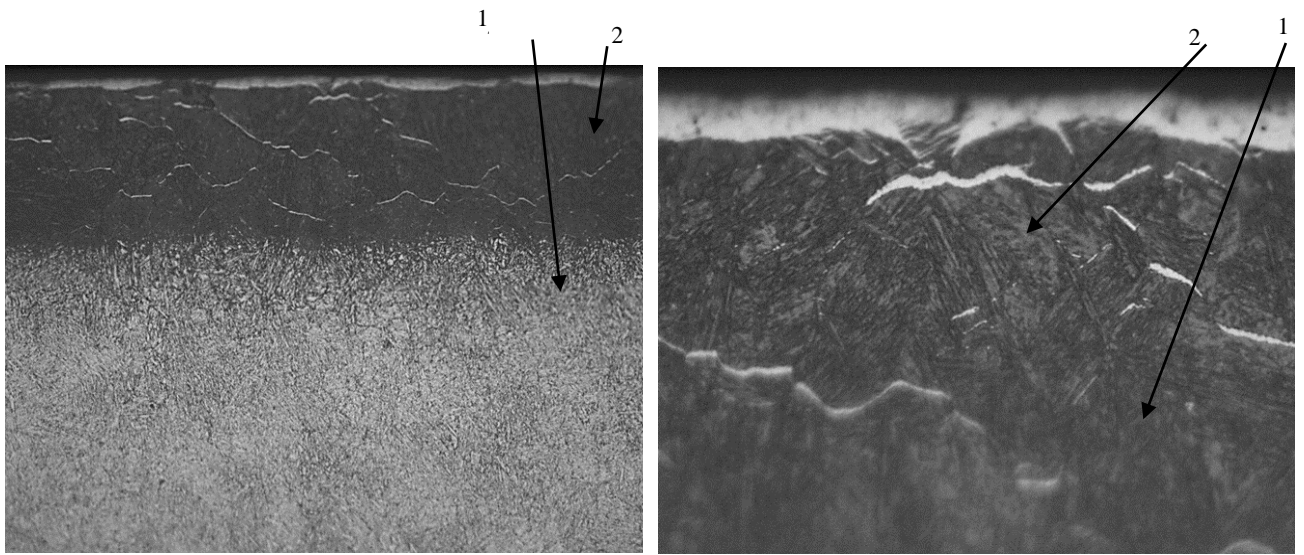
Рисунок 3.22 – Дифрактограма зразку №4

Мікроструктури експериментальних зразків сталей 4Х5МФ1С і 5ХЗВЗМФС після карбонітрації наведено на рисунках 3.23 – 3.27 [70, 75].

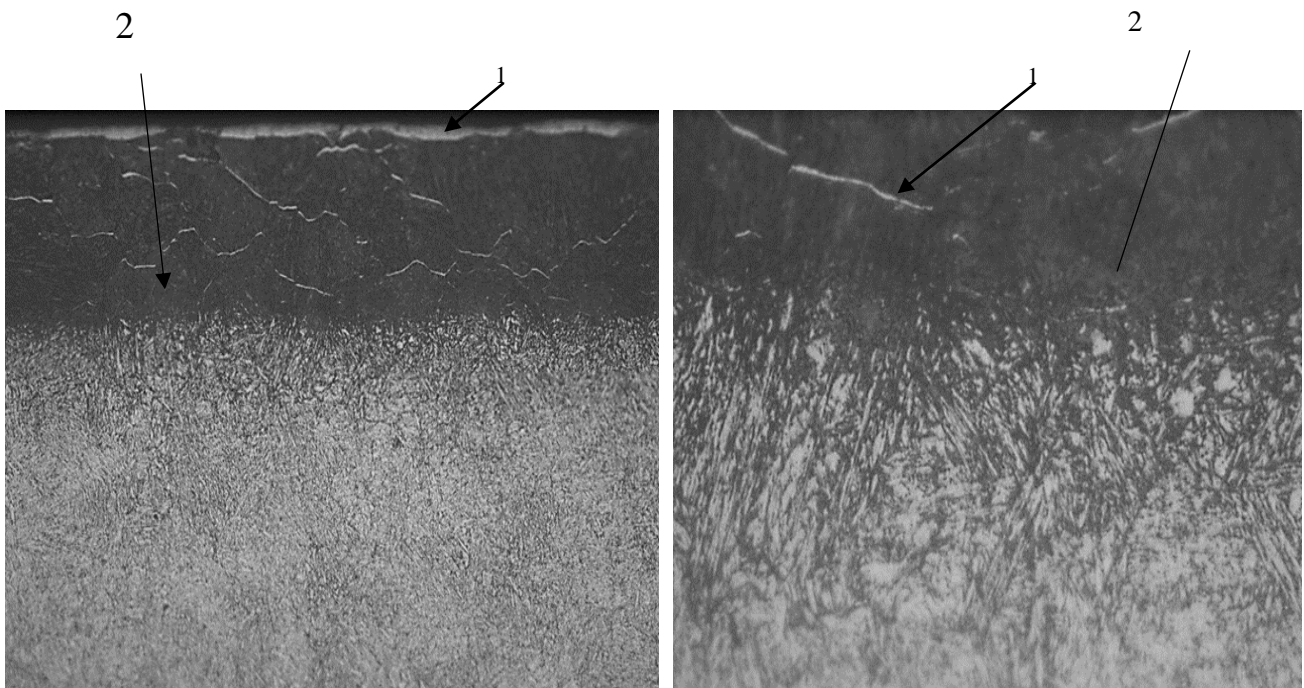


а) Мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів (2)

б) Мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів (2)

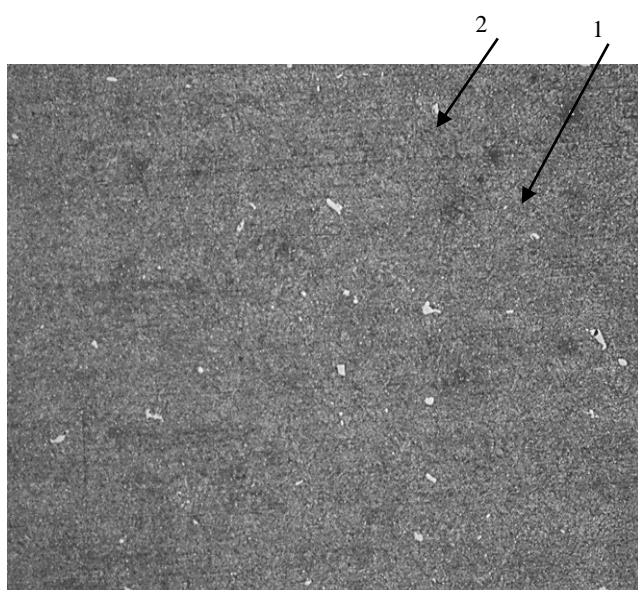


в), г) дифузійна зона (гетерофазний шар) – твердий розчин вуглецю і азоту в залізі (1), γ' фаза (2)

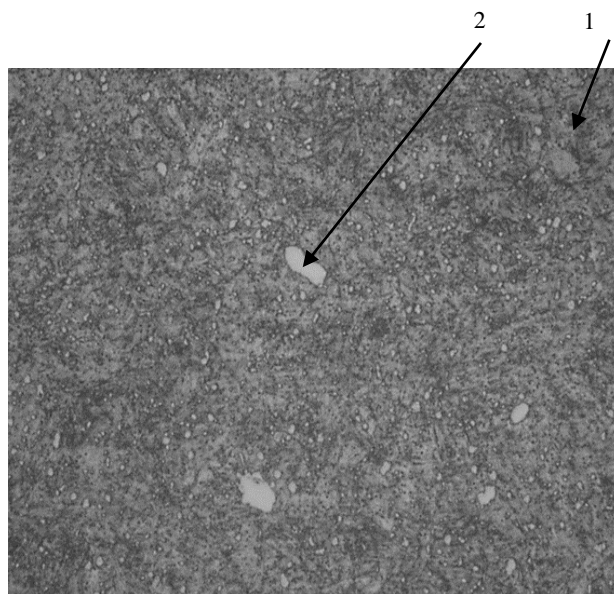


д) ϵ -карбонітрид $Fe_3(N, C)$ (1) і γ' фаза (2) е) ϵ -карбонітрид $Fe_3(N, C)$ (1) і γ' фаза (2)

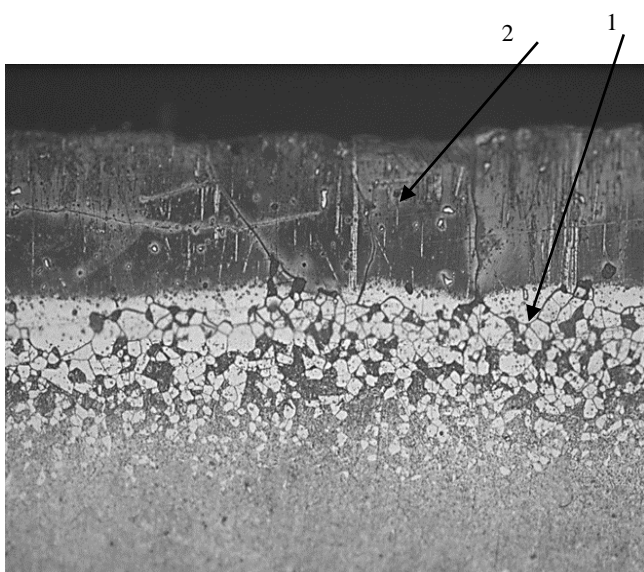
Рисунок 3.23 – Мікроструктури сталі 4X5MФ1С після карбонітрації : а – центр x200; б – центр x800; в – перехідний шар x200; г – перехідний шар x800; д – поверхня x200; е – поверхня x800



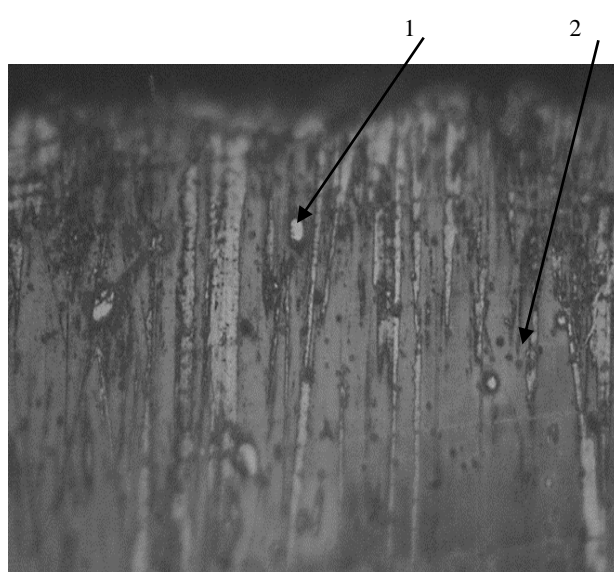
а) Мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів (2)



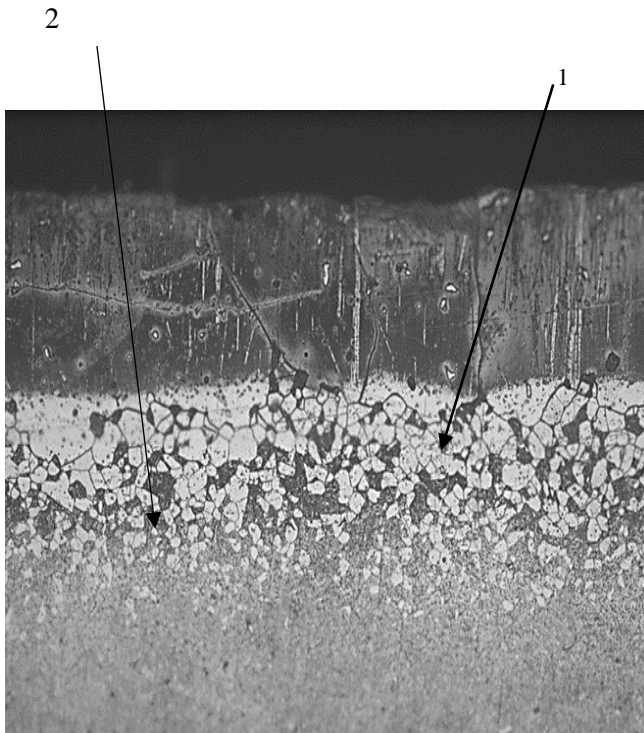
б) Мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів (2)



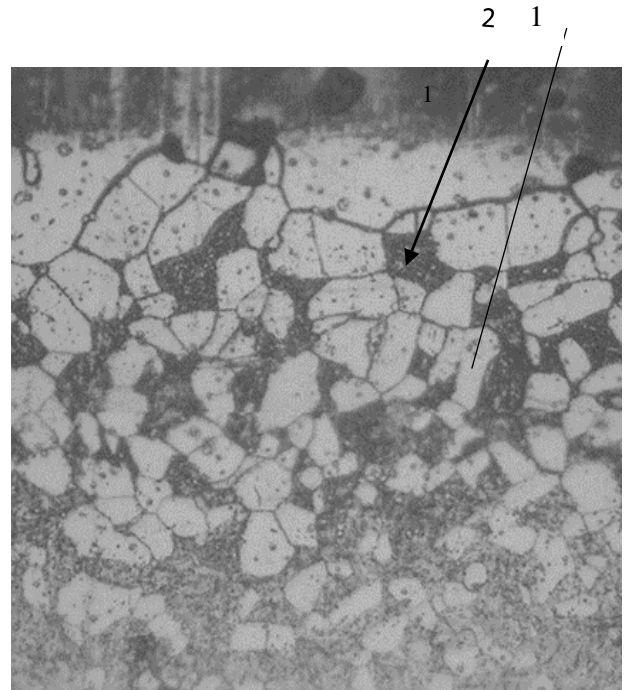
в) ϵ -карбонітрид $Fe_3(N, C)$ (1) і γ' фаза (2)



г) ϵ -карбонітрид $Fe_3(N, C)$ (1) і карбонітриди легуючих елементів(2)

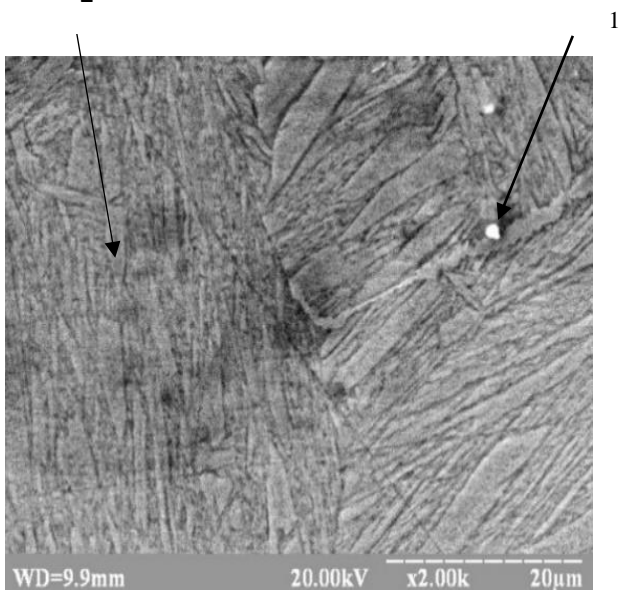


д) дифузійна зона (гетерофазний шар) (1) з включеннями карбонітридних фаз (2)

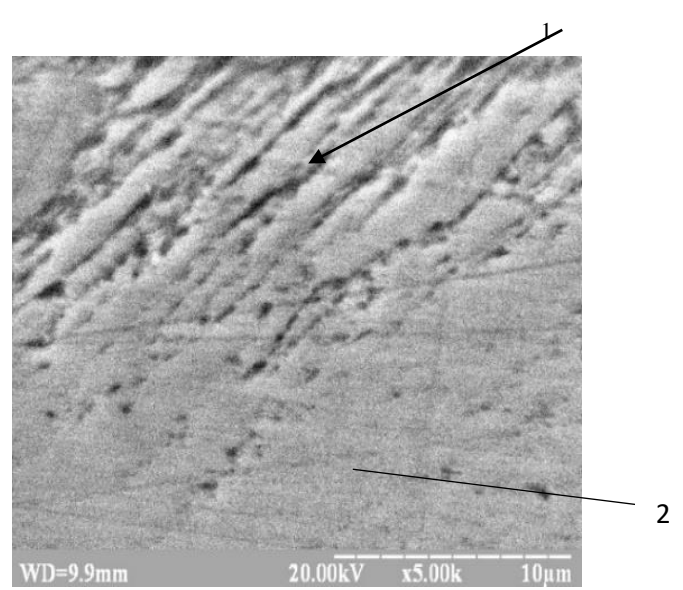


е) дифузійна зона (гетерофазний шар) (1) з включеннями карбонітридних фаз (2)

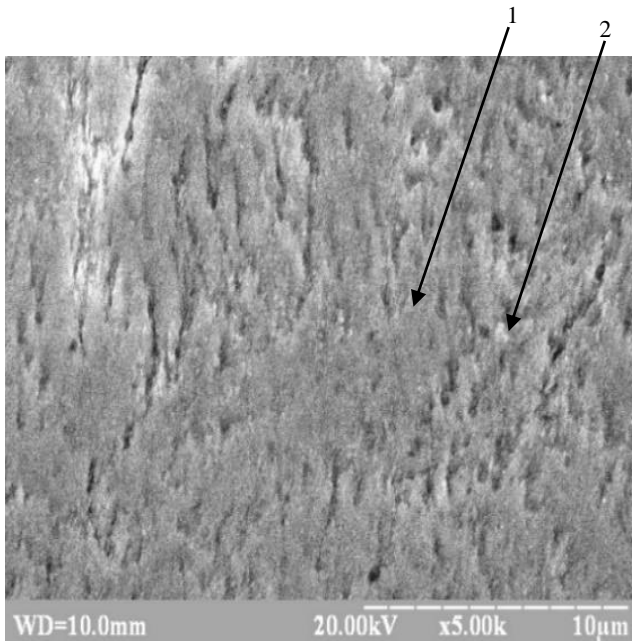
Рисунок 3.24 – Мікроструктури сталі 5Х3В3МФС після карбонітрації: а – центр x200; б – центр x800; в – поверхня x200; г – поверхня x800; д – перехідний шар x200; е – перехідний шар x800



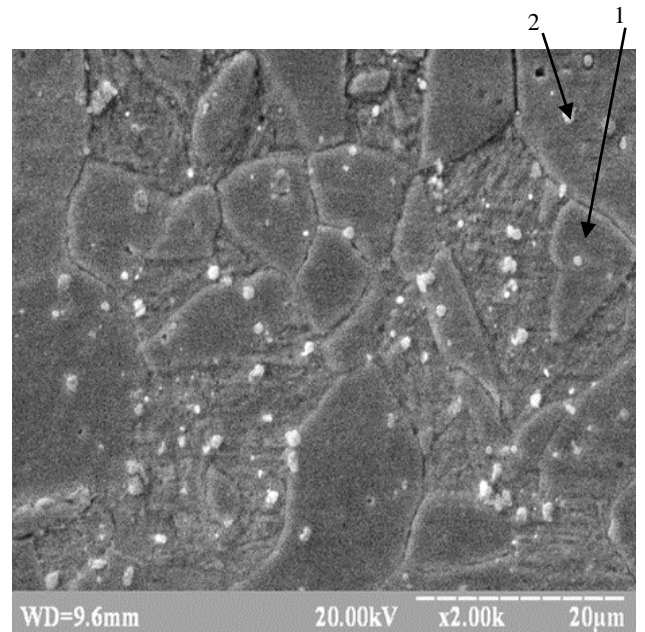
а) ϵ -карбонітрид $Fe_3(N, C)$ (1) і γ' фаза (2) x2000



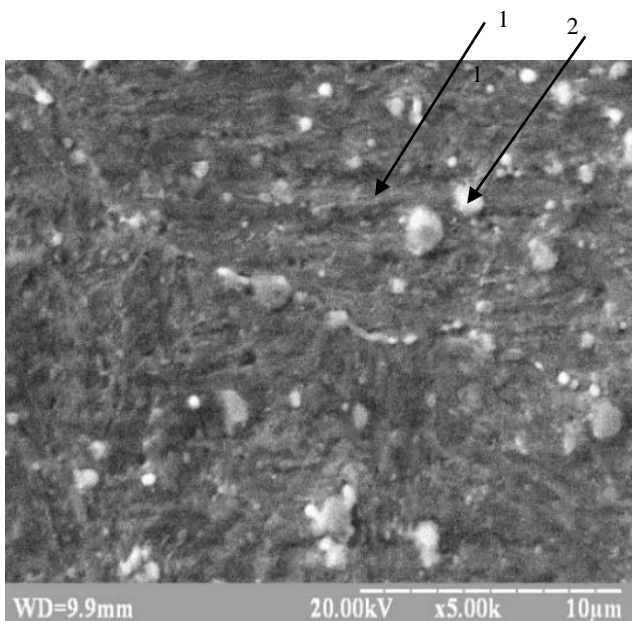
б) ϵ -карбонітрид $Fe_3(N, C)$ (1) і γ' фаза (2) x5000



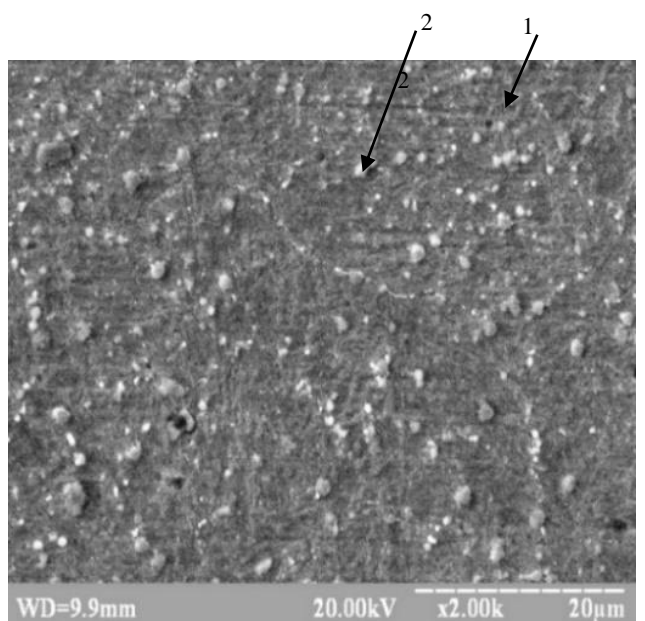
г) дифузійна зона (гетерофазний шар) -твердий розчин вуглецю і азоту в залізі (1) з включеннями карбонітридних фаз (2) x5000



д) дифузійна зона (гетерофазний шар) -твердий розчин вуглецю і азоту в залізі (1) з включеннями карбонітридних фаз (2) x2000

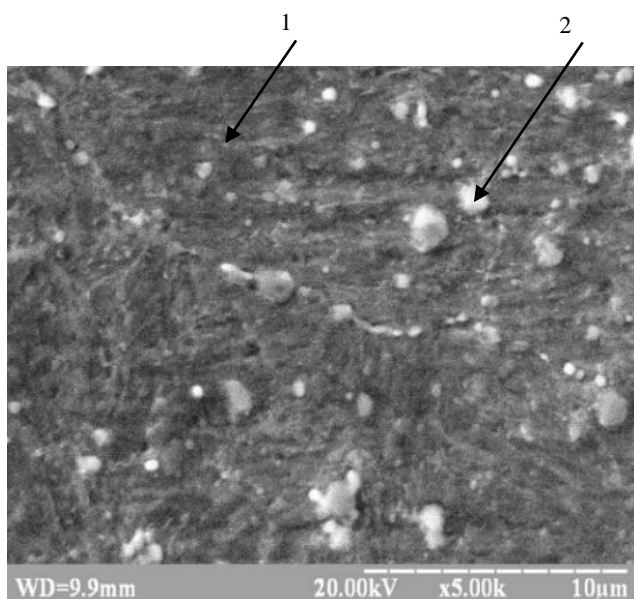


е) мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів (2), x5000

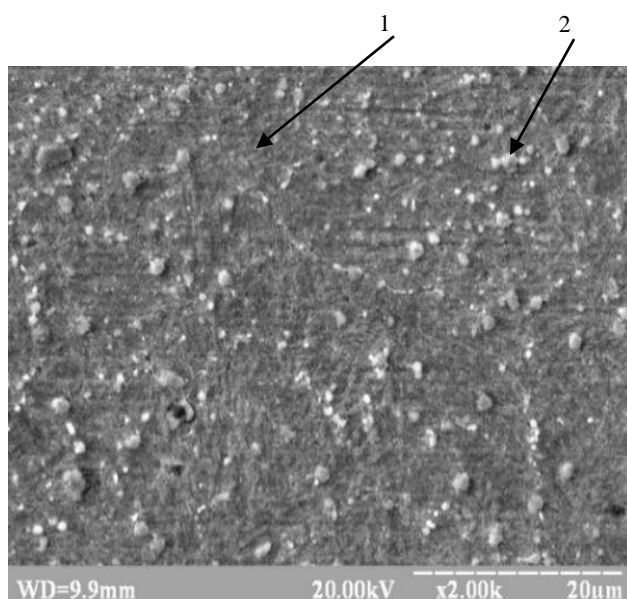


ж) мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів(2), x2000

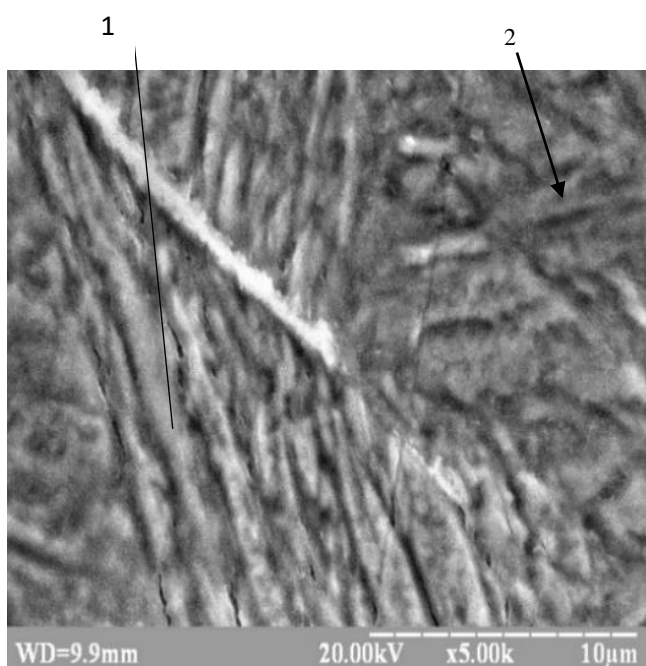
Рисунок 3.25 – Мікроструктури зразків сталі 4X5MФ1С після електронного дослідження: а, б – поверхня; в – перехідний шар; г, д – підшар; е,ж – центр



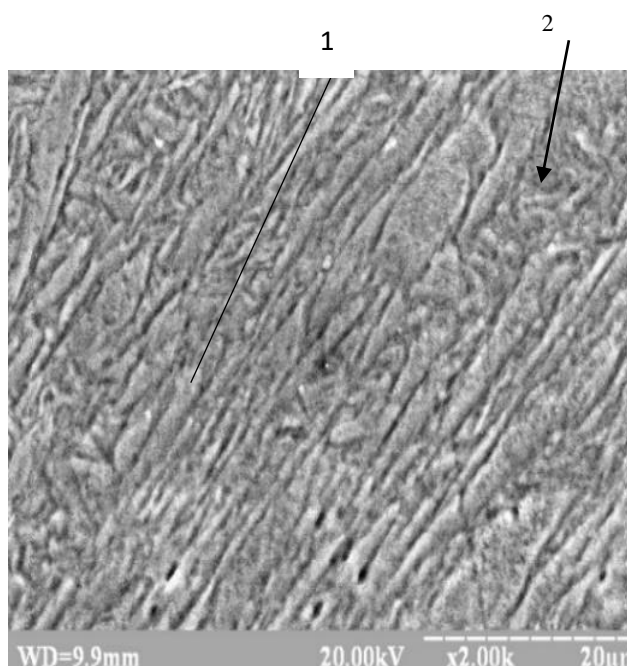
а) мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів (2), x5000



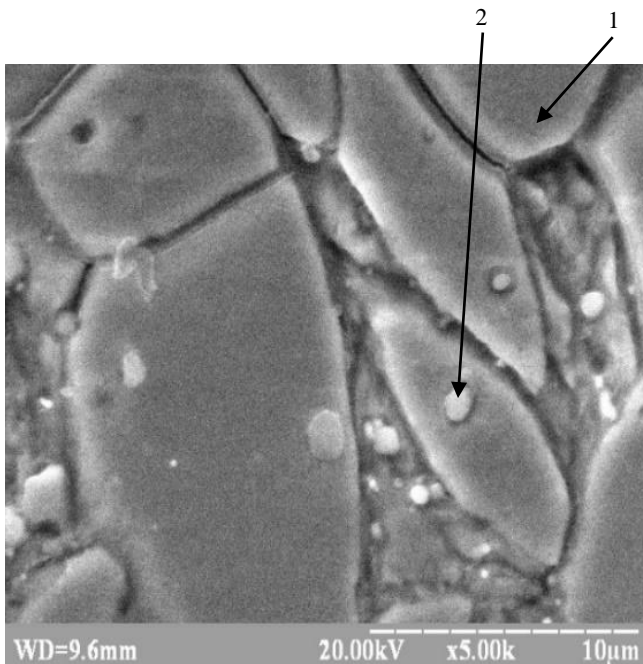
б) мартенсит відпущений (1), і карбіди легуючих елементів (2), x2000



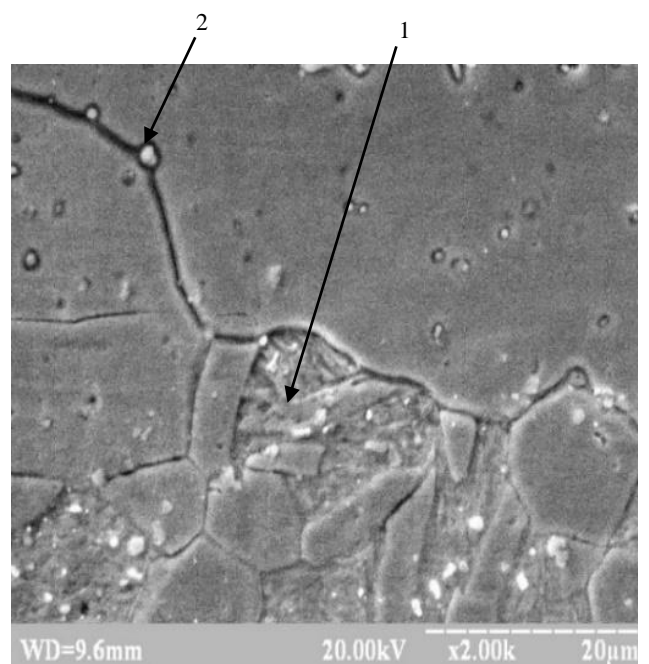
в) ϵ -карбонітрид $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$ (1) і γ' фаза, (2), x5000



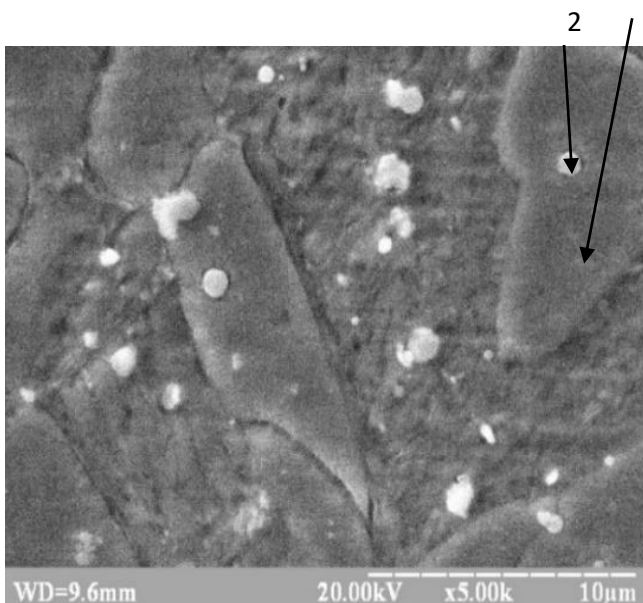
г) ϵ -карбонітрид $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$ (1) і γ' фаза, (2), x2000



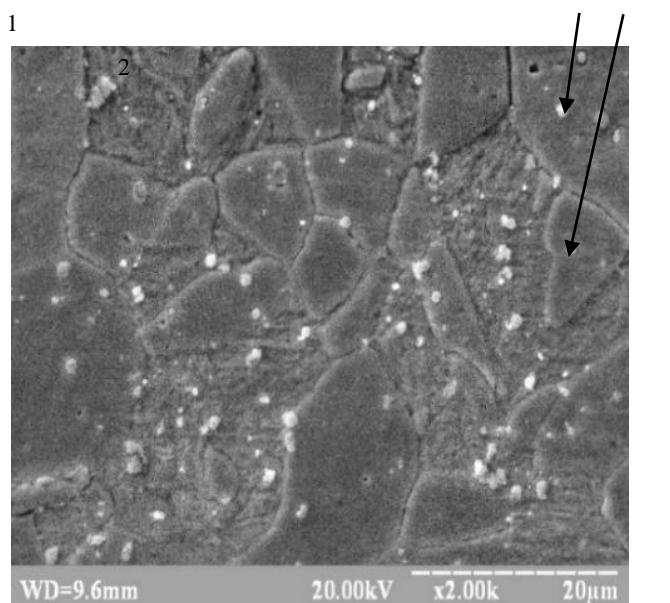
д) дифузійна зона (гетерофазний шар) – твердий розчин вуглецю і азоту в залізі (1) з включеннями карбонітридних фаз (2), x5000



е) дифузійна зона (гетерофазний шар) – твердий розчин вуглецю і азоту в залізі (1) з включеннями карбонітридних фаз (2), x2000



ж) дифузійна зона (гетерофазний шар) – твердий розчин вуглецю і азоту в залізі (1) з включеннями карбонітридних фаз (2), x5000



з) дифузійна зона (гетерофазний шар) – твердий розчин вуглецю і азоту в залізі (1) з включеннями карбонітридних фаз (2), x2000

Рисунок 3.26 – Мікроструктури зразків сталі 5Х3В3МФС після електронного дослідження

Результати заміру мікротвердості експериментальних зразків сталей 4X5MФ1С і 5X3В3МФС після карбонітрації наведено в таблицях 3.6 і 3.7, а зміна твердості інструментальної сталі після карбонітрації в залежності від глибини визначення твердості – на рисунку 3.27 [64,75].

Як свідчать результати заміру мікротвердості експериментальних зразків, твердість на поверхні досягає $11000 \div 11500$ МПа з причини утворення на поверхні інструменту зміцненого шару, що складається з декільких зон (верхній шар являє собою ϵ - карбонітрид типу $Fe_3(NC)$, під яким розташовується зона γ' - фази типу $Fe_4(NC)$, під якою знаходиться дифузійна зона (гетерофазний шар), яка складається з твердого розчину вуглецю і азоту в залізі з включеннями карбонітридних фаз, твердість якої значно вища твердості серцевини. Азот і вуглець, присутні в карбонітрованому шарі, сповільнюють процеси перетворення твердих розчинів і коагуляцію карбонітридних фаз, внаслідок чого висока твердість карбонітрованого шару зберігається до температур вище $600^\circ C$ [181, 64, 75].

Поверхневий шар - карбонітридна фаза, в якій розташовуються включення складного кубічного карбіда $(Fe, W, Cr, V)_6C$ [181]. Під карбонітридним шаром розташовується зона складної гетерофазної будови, а далі світла зона, де майже не проглядаються карбонітридні включення.

Таблиця 3.6 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) після карбонітрації

№ зразку	Зона відстань від поверхні	Діаметр відбитка мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження, Г	Значення мікротвердості МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, Кг/мм ²
1	30	13	13,552	100	9910		
2	30	13	13,244	100	10376		
3	30	13	13,552	100	9910		
4	30	12	12,628	100	11413	10402	1040
5	50	14	14,784	100	8327		
6	50	13	13,86	100	9474		
7	50	13	13,784	100	8327		
8	50	14	14,168	100	9067	8799	880
9	150	17	17,248	100	6118		
10	150	18	18,864	100	5703		
11	150	19	19,172	100	5511		
12	150	19	19,172	100	5511	5711	571
13	250	22	22,56	100	3915		
14	250	21	21,02	100	4541		
15	250	21	21,328	100	4404		
16	250	22	22,328	100	4404	4316	432
17	центр	23	23,944	100	4149		
18	центр	24	24,252	100	4030		
19	центр	23	23,404	100	4034		
20	центр	24	23,712	100	4084	4024	402

Таблиця 3.7 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 4Х5МФ1С після карбонітрації

№ зразку	Зона відстань від поверхні мкм	Діаметр відбитка мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження, Г	Значення мікротвердості МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, Кг/мм ²
1	30	14	14,176	100	8700		
2	30	14	14,248	100	8600		

Продовження таблиці 3.7

3	30	15	15,94	100	8534		
4	30	14	14,636	100	8345	8545	855
5	50	15	15,632	100	7650		
6	50	15	15,404	100	7600		
7	50	15	15,94	100	7789		
8	50	14	14,632	100	7650	7672	767
9	150	17	17,556	100	6400		
10	150	17	17,48	100	6327		
11	150	18	18,864	100	6320		
12	150	18	18,788	100	6150	6299	630
13	250	19	19,8	100	5040		
14	250	20	20,8	100	5000		
15	250	22	22,724	100	4960		
16	250	21	21,184	100	4970	4930	493
17	центр	26	26,488	100	2594		
18	центр	27	27,412	100	2422		
19	центр	26	26,488	100	2594		
20	центр	26	26,488	100	2594	2551	255

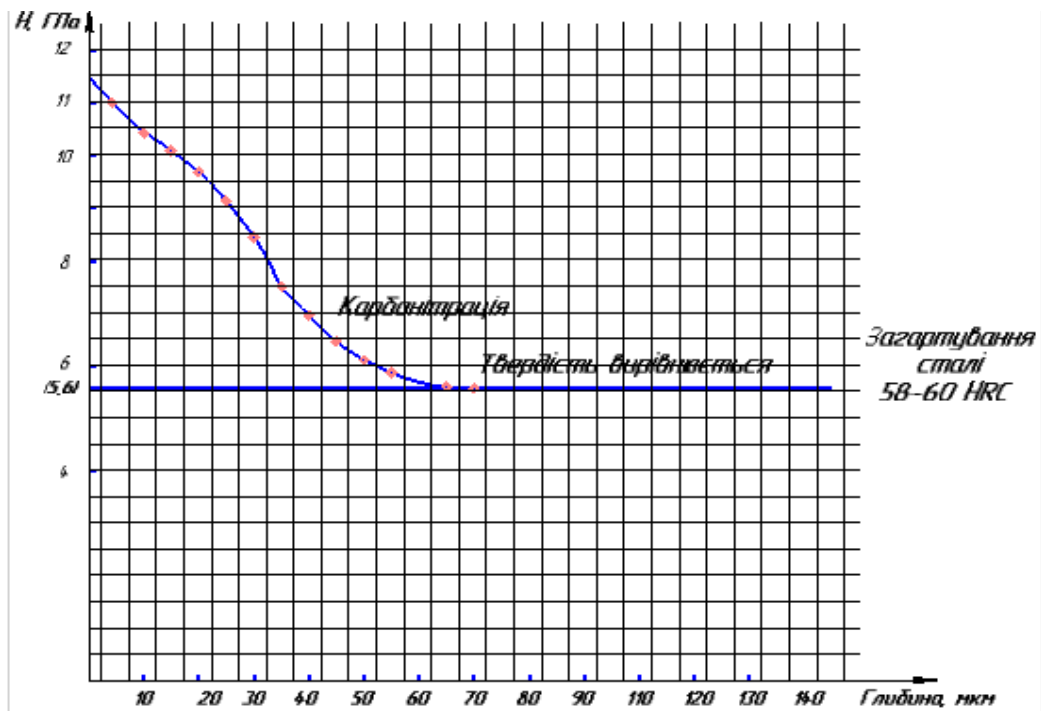


Рисунок 3.27 – Зміна твердості інструментальної сталі 4X5MФ1С після карбонітрації в залежності від глибини визначення твердості

Дифрактограми зразків наведені на рисунках 3.28 – 3.29, результати розрахунків зведені в таблиці 3.8.

№4. Після карбонітрації сталі 4X5MФ1С в зразку (центр, рисунок 3.28) виявлено 3 фази: ферит Fe- α , комплексний нітрид Fe₃Mo₃N і нітрид молібдену Mo₂N. Тобто азот (вуглець) взаємодіяв не тільки з основним елементом (залізом) сталі, але і з легуючим (молібден). Параметр решітки нітриду Fe₃Mo₃N (кубічна сингонія) становить $a = 11,048\text{Å}$. Варто відзначити, що нітрид Fe₃Mo₃N і карбід Fe₃Mo₃C мають близькі параметри решітки, тому, швидше за все, утворився карбонітрид Fe₃Mo₃(C, N). Параметр решітки кубічного нітриду молібдену Mo₂N дорівнює $a = 4,184\text{Å}$. Параметр решітки фериту дорівнює $a = 2,869\text{Å}$.

№5. Після карбонітрації сталі 4X5MФ1С в зразку №4 (поверхня, рисунок 3.29) також виявлено 3 фази: ферит Fe- α , комплексний нітрид Fe₃Mo₃N і нітрид молібдену Mo₂N. Параметр решітки нітриду Fe₃Mo₃N менше в порівнянні з попереднім зразком і становить $a = 11,032\text{Å}$. Параметр решітки нітриду молібдену Mo₂N також менше і дорівнює $a = 4,173\text{Å}$. Оскільки обидва нітриди мають область гомогенності, то можна стверджувати, що в даному зразку в нітриді міститься менше азоту в порівнянні з зразком №3. Крім того, ваговий вміст нітридів в цьому зразку практично в два рази менше (в порівнянні зі зразком №3). Параметр решітки фериту не змінився і дорівнює $a = 2,869\text{Å}$. [65,92,68]

Таблиця 3.8 – Фазовий склад досліджених зразків

№ зразку	Фаза	Вміст, %wt	Параметри решітки a , Å
4	Fe- α	96,7	2,869
	Fe ₃ Mo ₃ N	2,3	11,032
	Mo ₂ N	1,0	4,173
5	Fe- α	18,3	2,870
	Fe ₃ N	7,9	$a=4,663$; $c=4,369$
	Fe ₄ N	73,8	3,811

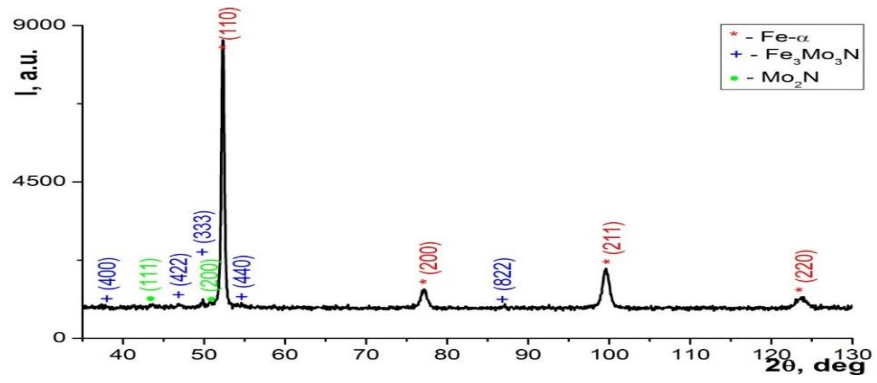


Рисунок 3.28 – Дифрактограма зразку №4

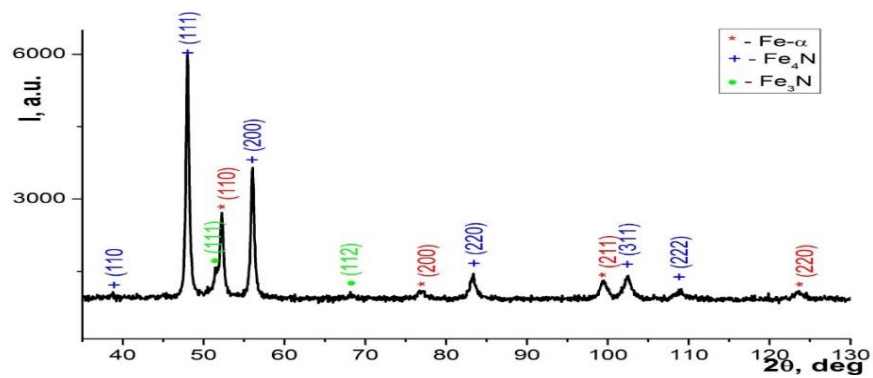


Рисунок 3.29 – Дифрактограма зразку №5

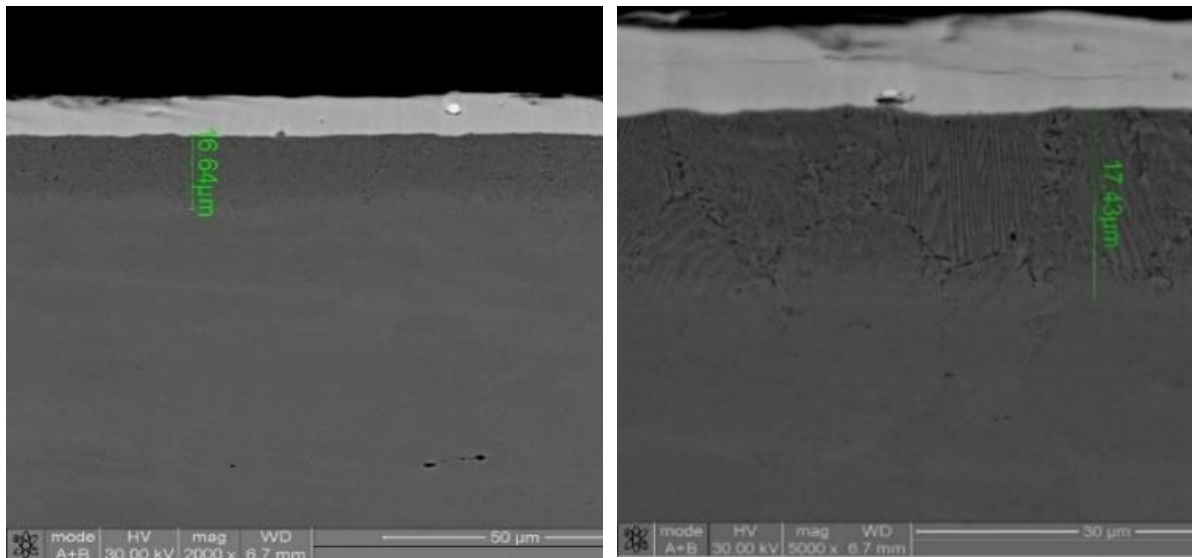


Рисунок 3.30 – Структури експериментальних зразків сталі 4X5МФ1С після іонного азотування і нанесення покриття при електронному дослідженні

Структури експериментальних зразків сталі 4X5MФ1С після іонного азотування і нанесення покриття при електронному дослідженні показані на рисунку 3.30 [150].

Структура сталі після нанесення багатошарового покриття показана на рисунку 3.31.

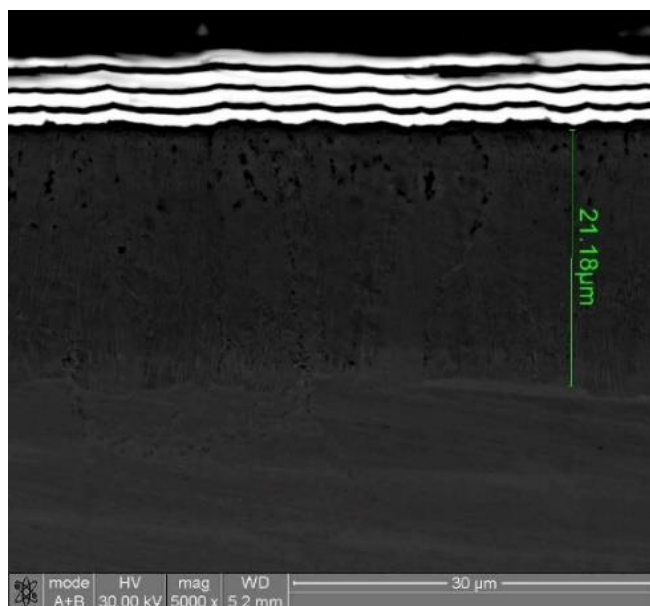


Рисунок 3.31 – Структура експериментального зразку сталі 4X5MФ1С після іонного азотування і нанесення багатошарового покриття при електронному дослідженні [150]

Рентгеноструктурні спектри багатошарових ZrN/TiN покриттів показані на рисунку 3.32. На рисунку 3.33 показані дані по твердості (H) і модуль пружності (E) багатошарових покриттів TiN/ZrN в залежності від кількості шарів (нанесених за один й той же проміжок часу) [64,75].

Збільшення кількості шарів в покритті призводить до збільшення міцності і твердості інструменту, оскільки міжшарові границі перешкоджають зсуву дислокацій і знижують пластичну деформацію [150].

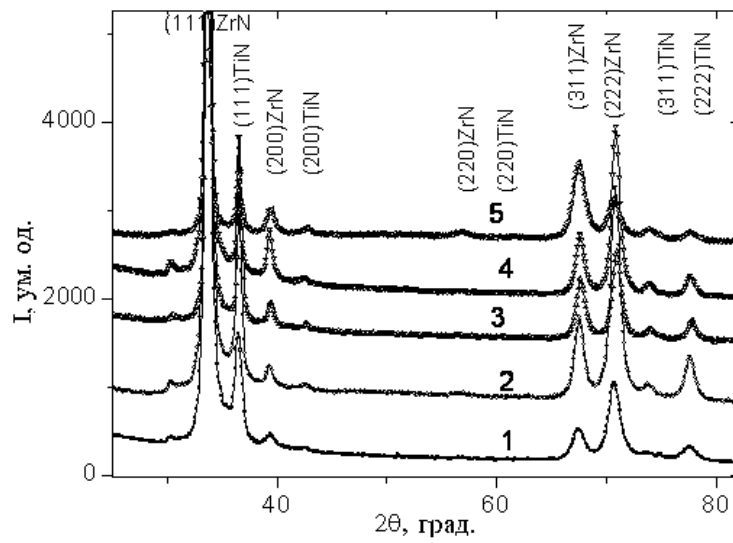


Рисунок 3.32 – Рентгеноструктурні спектри багатошарових ZrN/TiN покриттів [150]

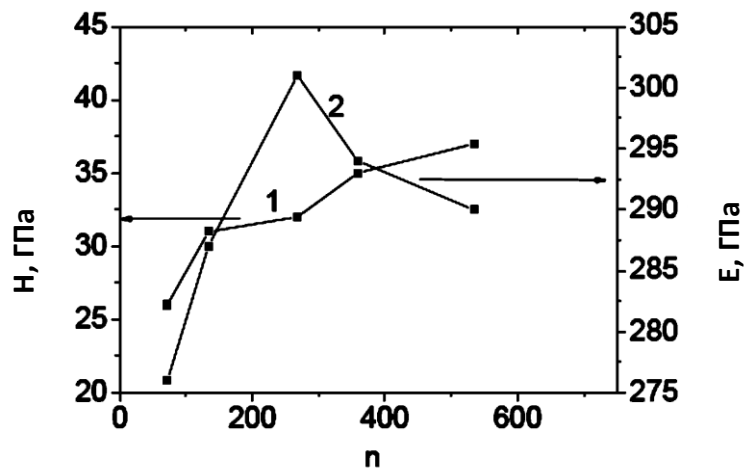
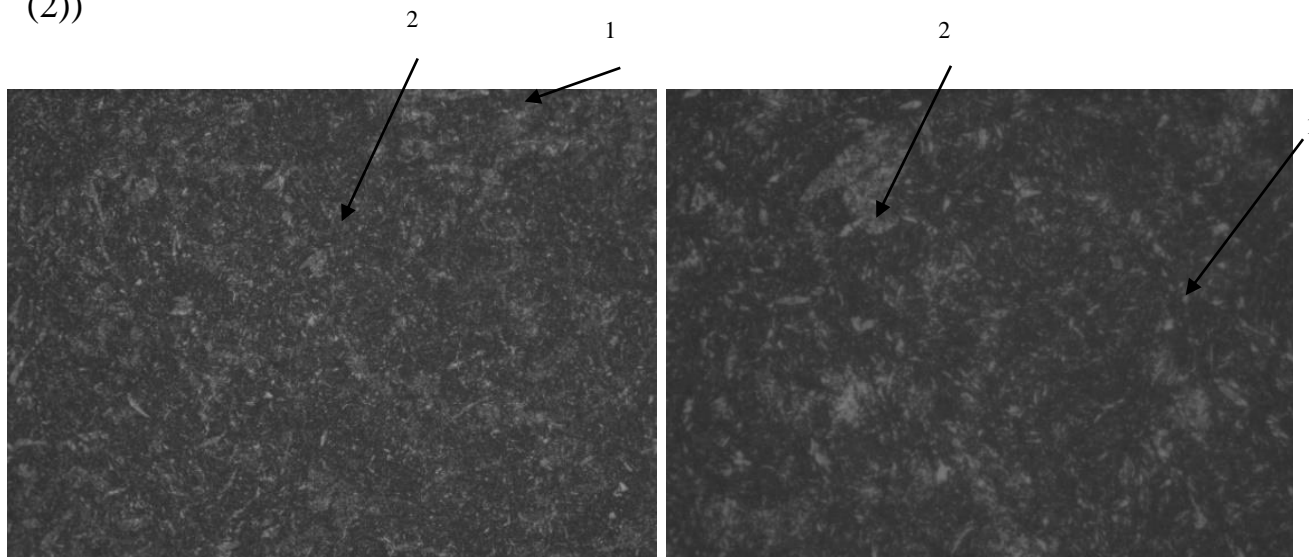


Рисунок 3.33 – Графік залежності твердості (1) і модуля пружності (2) від числа шарів в покриттях ZrN/TiN [150]

Мікроструктури кілець зі сталі 4X5MФ1С після іонного азотування і нанесення покриття TiN показані на рисунку 3.34 і 3.35 [64,75].

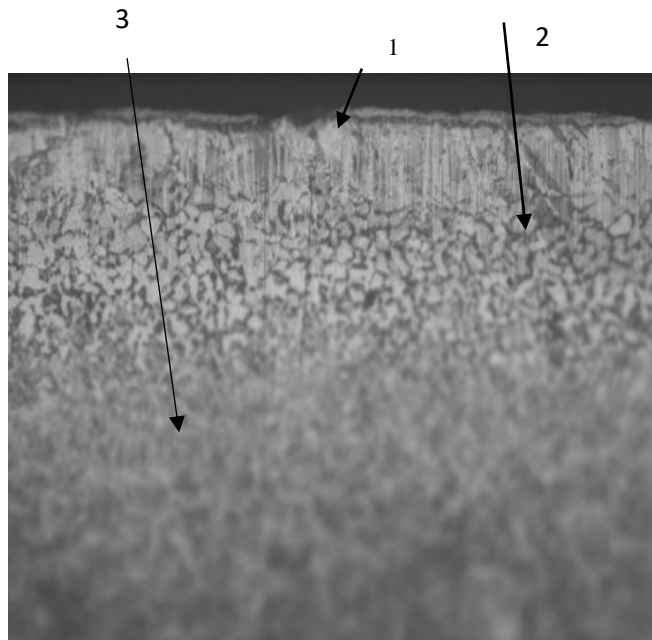
1(а, б) – центр (мартенсит голчастий (1), та карбіди легуючих елементів (2))



а) x200

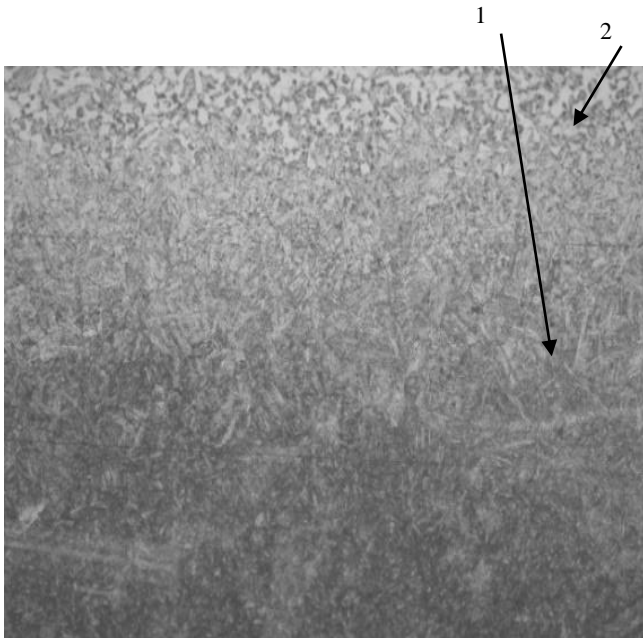
б) x800

2 (в, г) – поверхня – покриття (1), ϵ -фаза (Fe_{2-3}N) (2), γ' -фаза (Fe_4N) (3)

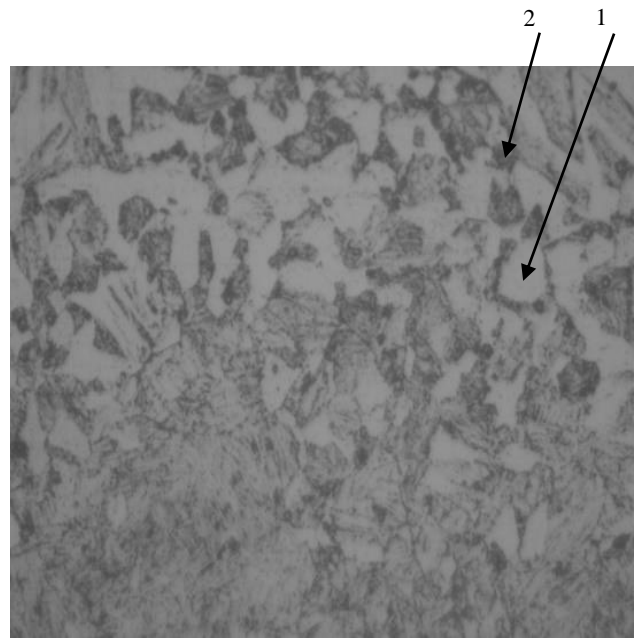


в) x200

3 (д, е) – перехідний шар – α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди хрому, молібдену, ванадію (2)

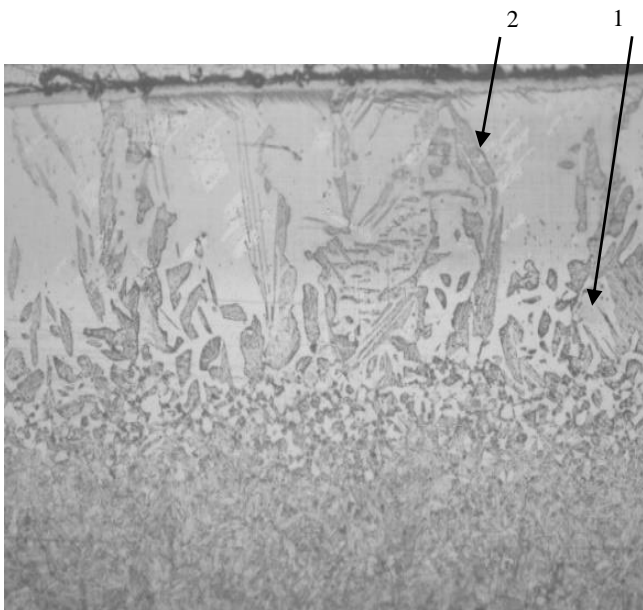


д) x200

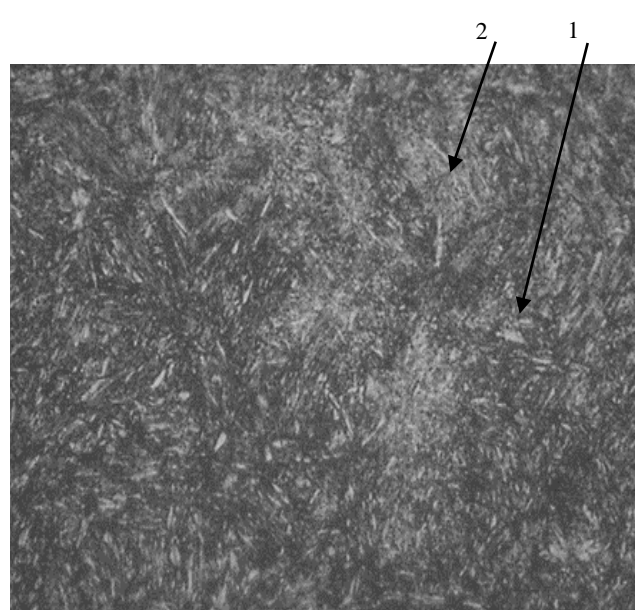


е) x800

4 (ж, з) – підшар – α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди хрому, молібдену, ванадію (2)



ж) x800



з) x200

Рисунок 3.34 – Мікроструктури зразків зі сталі 4X5MФ1С після іонного азотування і нанесення покриття TiN (оптичні дослідження)

Результати заміру мікротвердості на приборі ПМТ-3 зразків сталі 4X5MФ1С після іонного азотування і нанесення покриття TiN наведені в таблиці 3.13, а зміна твердості інструментальної сталі після іонного азотування і нанесення покриття TiN в залежності від глибини визначення твердості – на рисунку 3.35. Твердість на поверхні покриття сягає $23000 \div 25000$ МПа.

Проведення комбінованої обробки матричних кілець, що включає азотування з наступним осадженням керамічних покриттів в єдиному технологічному процесі з використанням ДВДР в вакуумно-дугових установках типу «Булат» (ННЦ ХФТІ) значно підвищує стійкість інструменту внаслідок високих показників поверхневої твердості. Якщо стійкість матричних кілець зі сталі 5X3B3MФС (ДІ-23) після звичайного термозміцнення складає 4 – 6 пресувань, то кільця з більш економнолегованої безвольфрамкової сталі 4X5MФ1С, додатково піддані хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі ДВДР) і послідуєчим нанесенням комбінованих покриттів показали стійкість 12 – 13 пресувань, внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні внаслідок проведення іонного азотування і нанесення зносостійкого покриття TiN, TiZrN/ NbN та ін. Досягнення такого ефекту стало можливим завдяки формуванню на поверхні складних багатофазових композицій на основі хімічних сполук атомів азоту з легуючими елементами [75].

Таблиця 3.9 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 4Х5МФ1С після іонного азотування і нанесення покриття TiN (значення мікротвердості на поверхні покриття 23000 – 25000 МПа) [92]

№ зразку	Зона відстань від поверхні мкм	Діаметр відбитка мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження, Г	Значення мікротвердості МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, Кг/мм ²
1	30	12	12,87	100	11200		
2	30	13	13,45	100	11400		
3	30	12	12,78	100	11600		
4	30	12	12,184	100	11340	11350	1135
5	50	13	13,024	100	10560		
6	50	14	14,872	100	10500		
7	50	14	14,332	100	10340		
8	50	14	14,64	100	10350	10350	1035
9	150	15	15,096	100	8790		
10	150	15	15,764	100	8700		
11	150	15	15,764	100	8600		
12	150	15	15,182	100	8400	8500	850
13	250	16	16,96	100	7344		
14	250	16	16,96	100	7344		
15	250	16	16,86	100	7348		
16	250	16	16,717	100	7365	7300	730
17	центр	18	18,196	100	5983		
18	центр	18	18,712	100	5664		
19	центр	19	19,176	100	5519		
20	центр	20	20,196	100	4994	5040	504

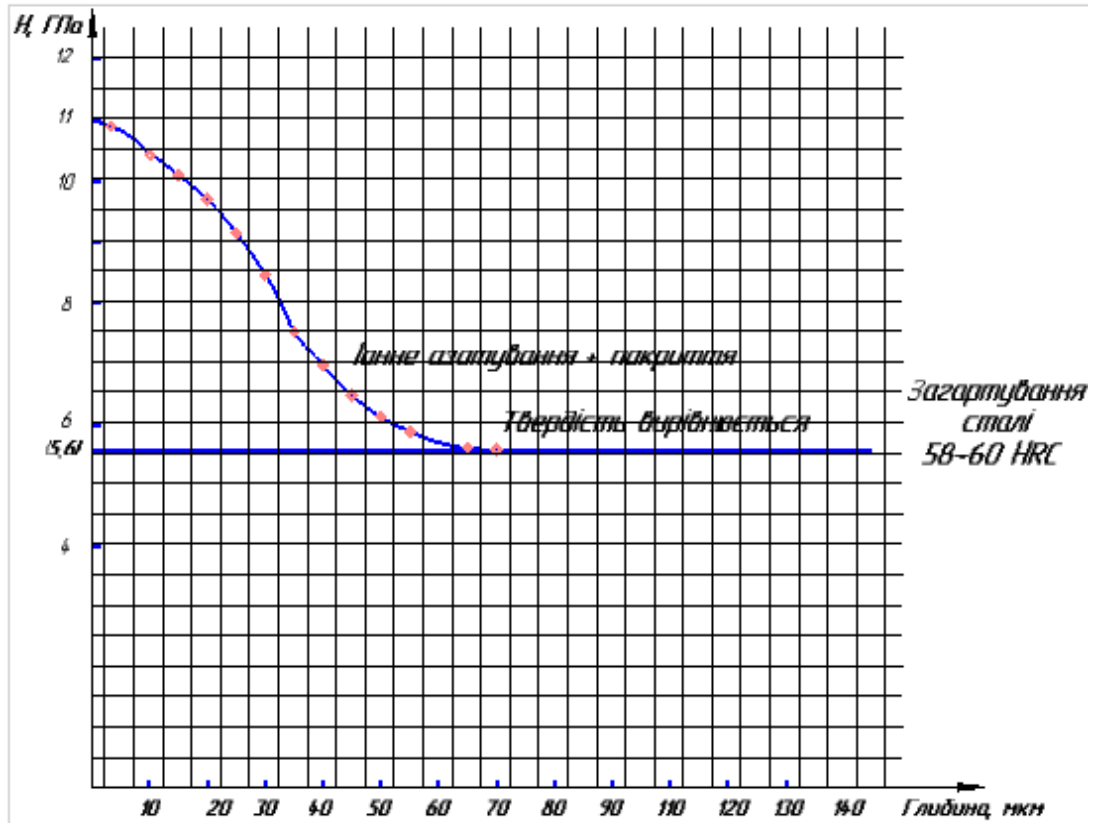
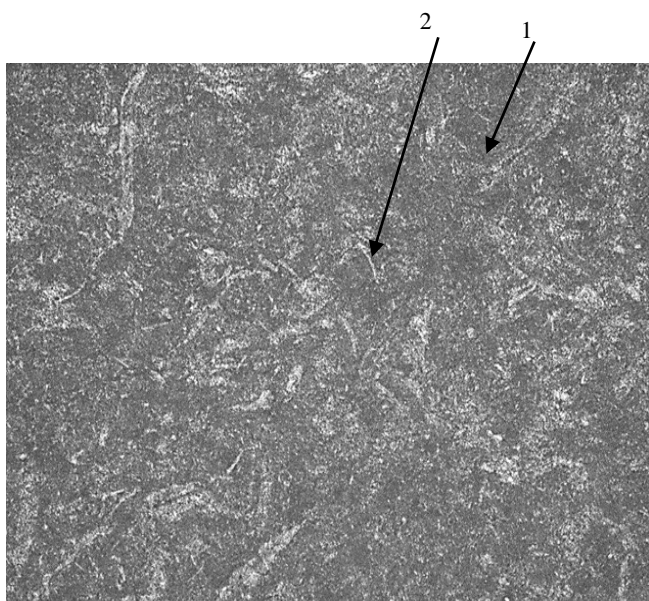


Рисунок 3.35 – Зміна твердості інструментальної сталі 4X5MФ1С після іонного азотування і нанесення зносостійкого покриття в залежності від глибини визначення твердості [92]

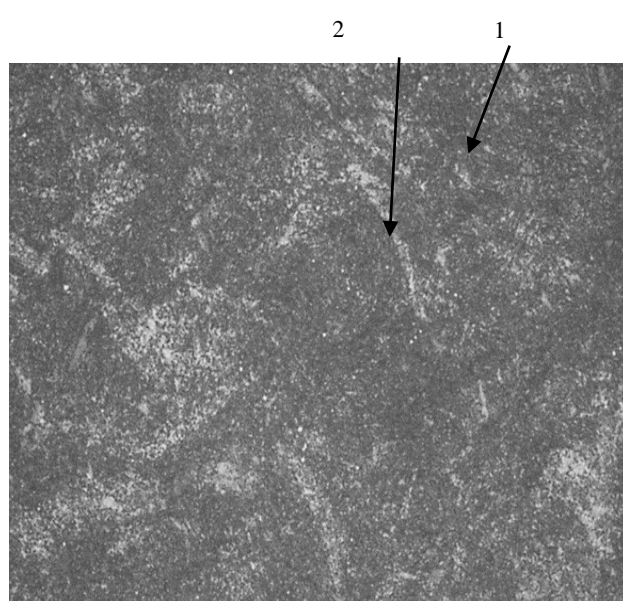
3.2 Дослідження впливу режимів зміцнення трубного інструменту для холодної роликової прокатки на його експлуатаційні властивості

Мікроструктура оправок зі сталі 60С2ХФА після іонного азотування наведена на рисунках 3.36 – 3.37 [94,75].

1 – центр



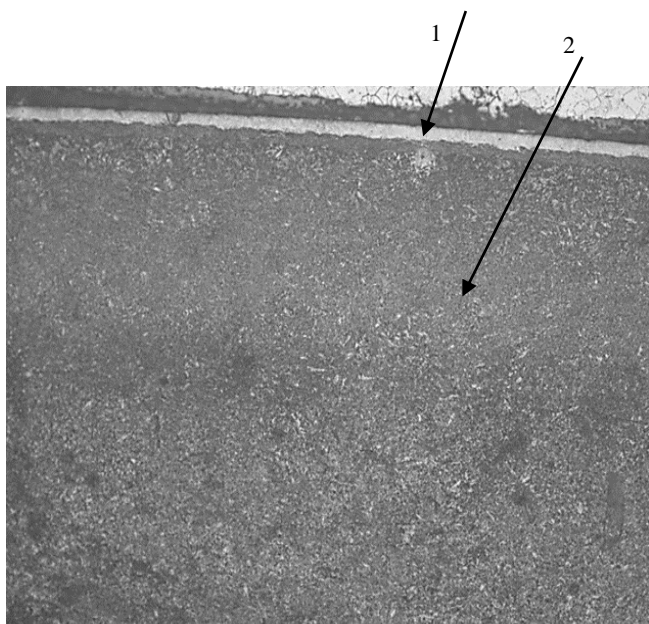
а) x200



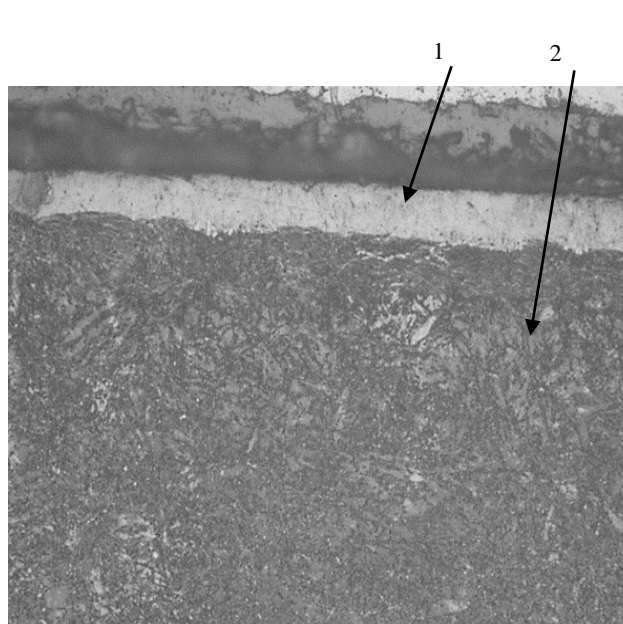
б) x800

Перліт тонкопластичний (1) + ферит (2)

2 – поверхня



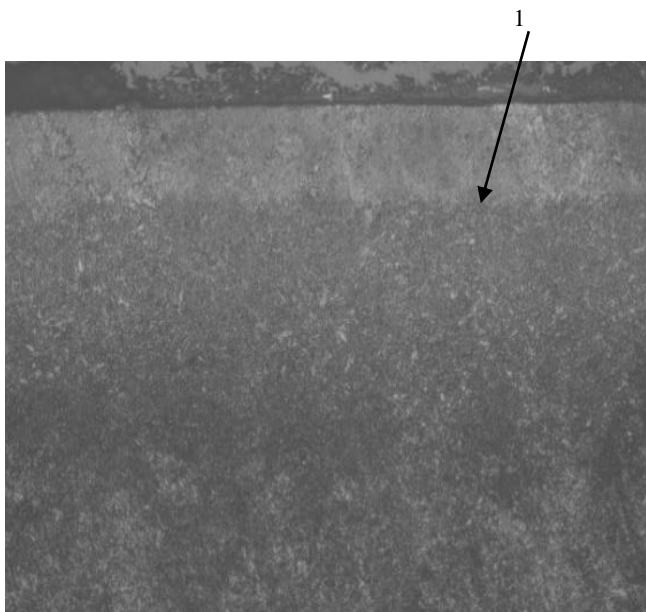
в) x200



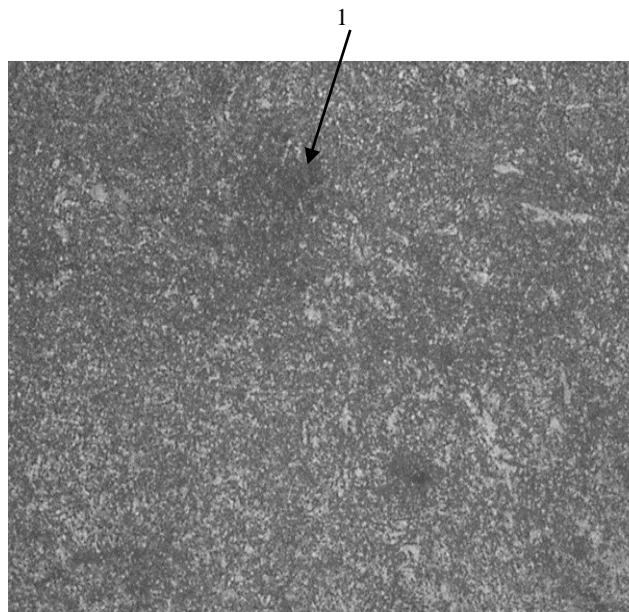
г) x800

Нітриди заліза, хрому, ванадію (1) і твердий розчин азоту в залізі (2)

3 – перехідний шар



д) x200

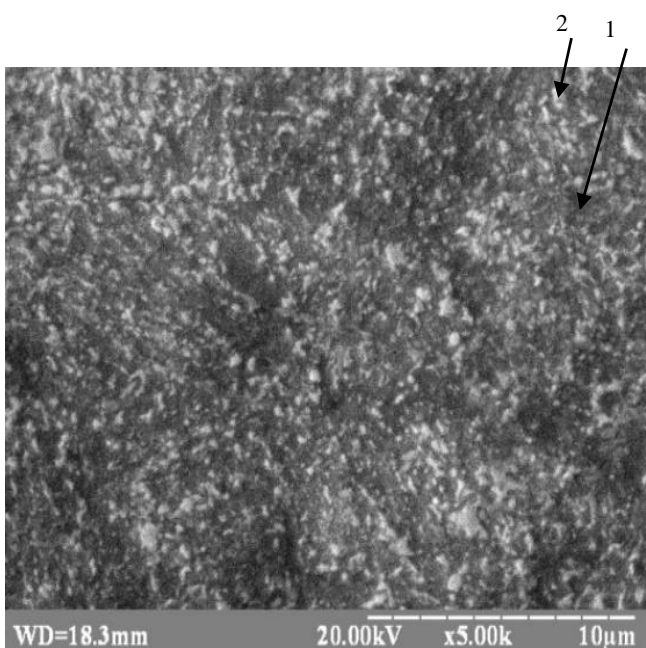


е) x800

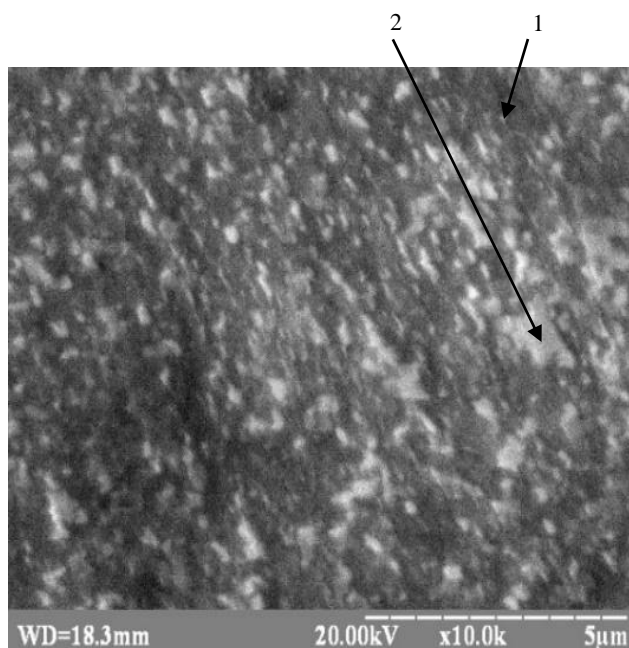
Твердий розчин азоту в залізі (1)

Рисунок 3.36 – Мікроструктури оправок сталі 60С2ХФА після іонного азотування (оптичні дослідження)

1 – центр Перліт тонкопластинчастий (1) + ферит (2)

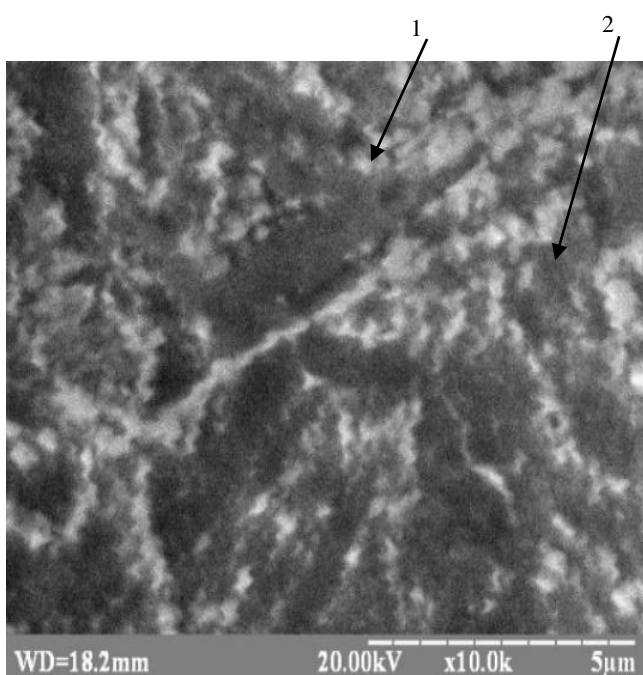


а) x5000

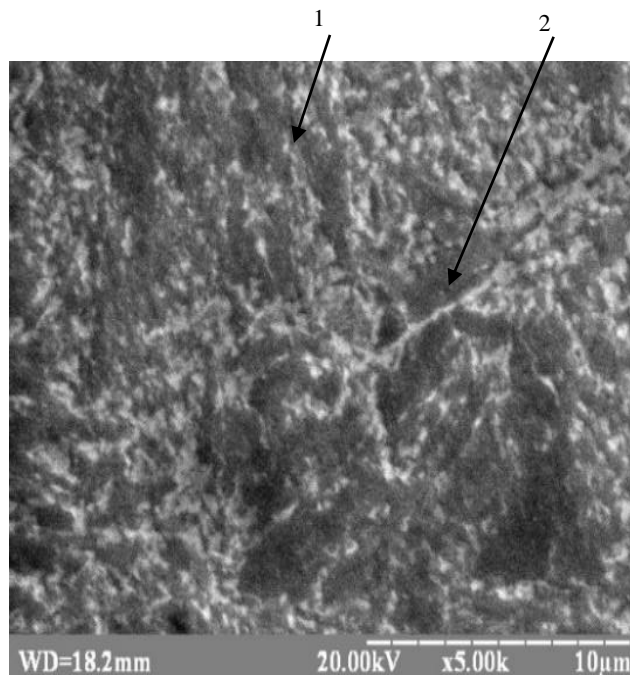


б) x10000

2 – поверхня Нітриди заліза, хрому, ванадію (1) і твердий розчин азоту в залізі (2)

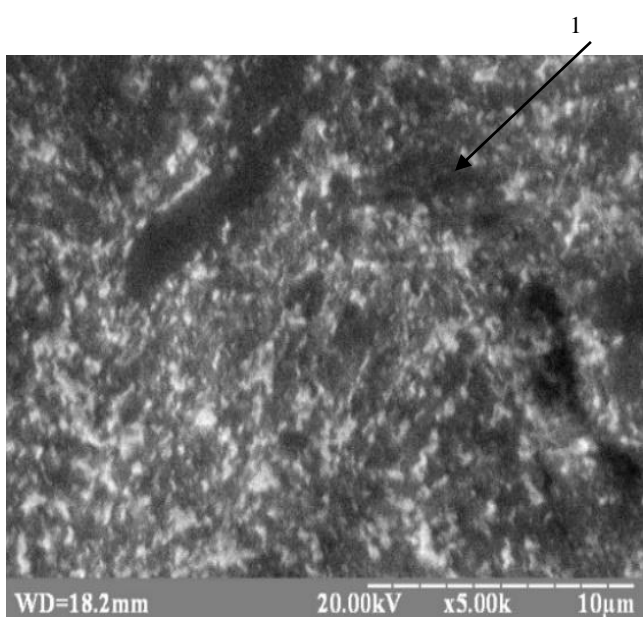


в) x10000

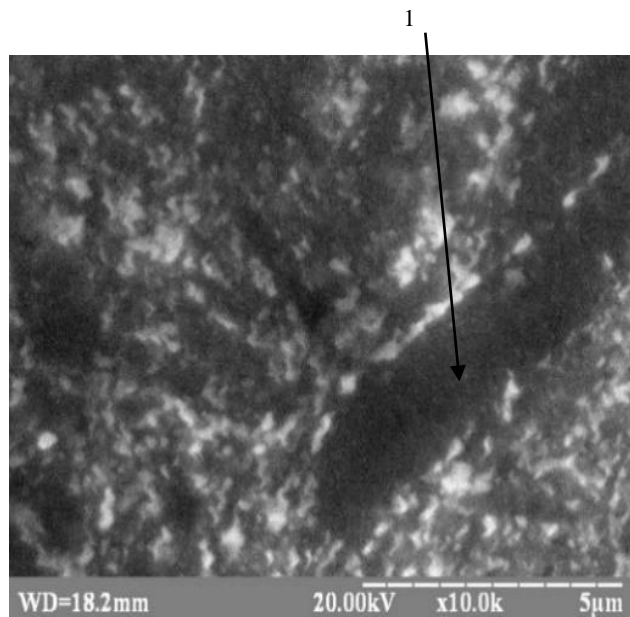


г) x5000

3– підшар Твердий розчин азоту в залізі (1)

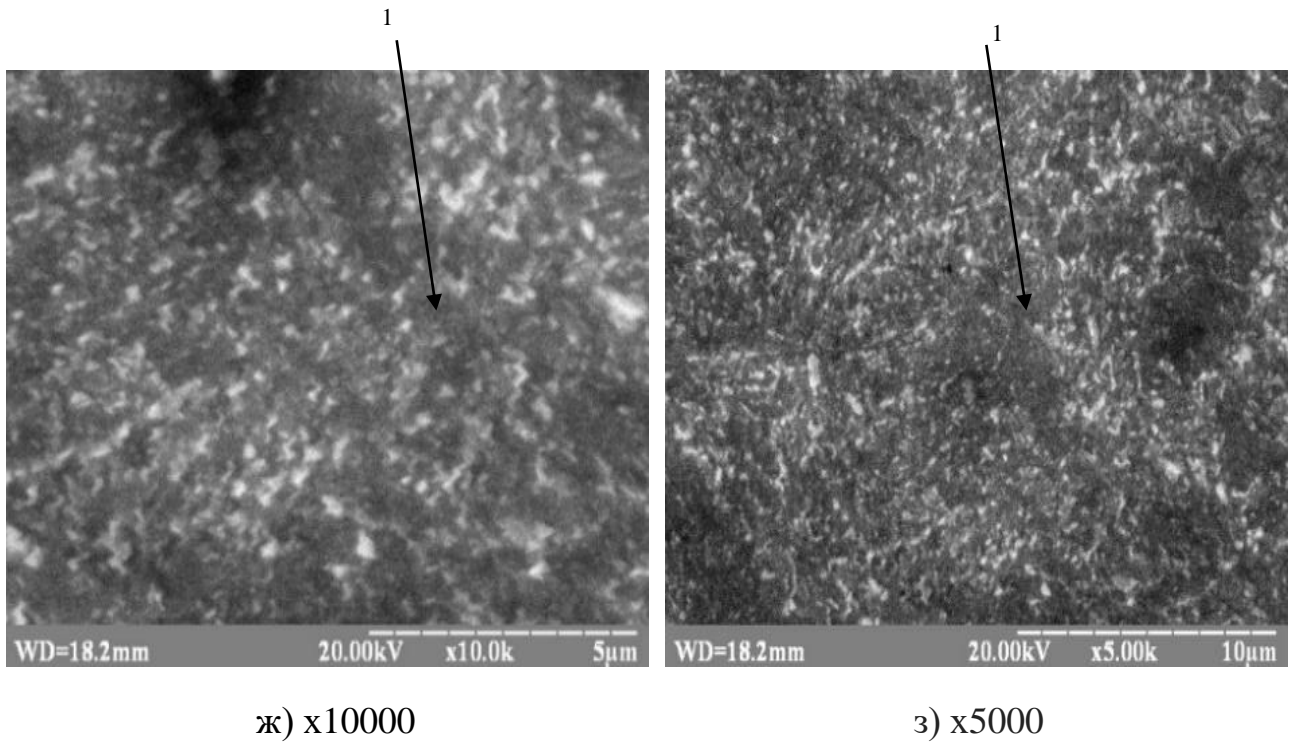


д) x5000



е) x10000

4 – перехідний шар твердий розчин азоту в залізі (1)



1 – центр; 2 – поверхня; 3 – підшар; 4 – перехідний шар (електронні дослідження)

Рисунок 3.37 – Мікроструктури оправок сталі 60С2ХФА після іонного азотування

Результати заміру мікротвердості на приборі ПМТ-3 зразків сталі 60С2ХФА для виготовлення оправок стану ХПТР після проведеної термічної обробки наведені в таблиці 3.14, а зміна твердості сталі 60С2ХФА після іонного азотування в залежності від глибини визначення твердості – на рисунку 3.38

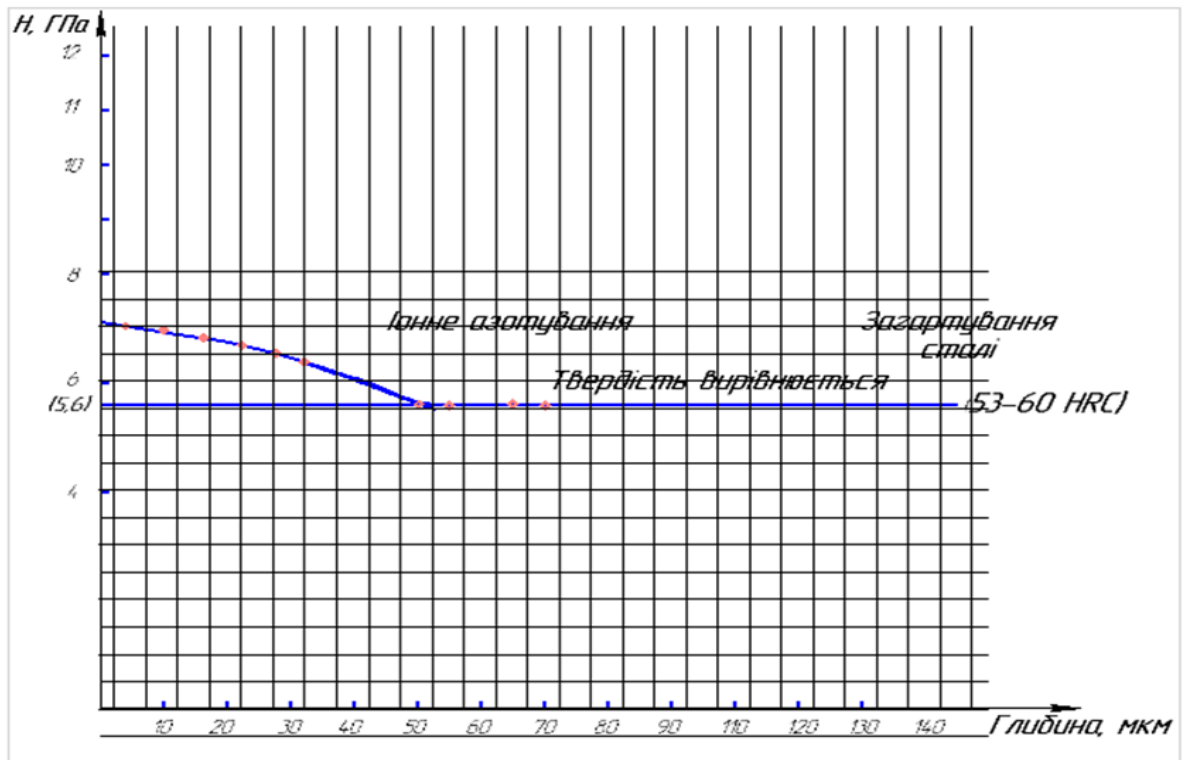


Рисунок 3.38 – Зміна твердості сталі 60С2ХФА після іонного азотування в залежності від глибини визначення твердості

Як бачимо, твердість поверхні інструменту сталі 60С2ХФА після іонного азотування $6500 \div 7000$ МПа, тобто значно нижча, ніж у штампових сталей.

Таблиця 3.10 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 60С2ХФА після проведеної термічної обробки

№ зразку	Зона відстань від поверхні мкм	Діаметр відбитка мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження, Г	Значення мікротвердості МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, Кг/мм ²
1	30	17	17,788	100	6156		
2	30	16	16,172	100	6511		
3	30	16	16,48	100	6329		
4	30	15	15,172	100	6511	6277	628
5	30	17	17,096	100	5991		
6	30	18	18,864	100	5703		
7	30	18	18,788	100	5756		
8	50	19	19,48	100	5329	5595	560

Продовження таблиці 3.10

9	50	19	19,252	100	5030		
10	50	20	20,176	100	5001		
11	50	19	19,56	100	5015		
12	150	20	20,56	100	4915	5007	501
13	150	21	21,792	100	4504		
14	150	20	21,868	100	4806		
15	150	21	21,176	100	4701	4655	466
16	250	23	23,484	100	3600		
17	250	22	22,252	100	3830		
18	250	21	21,56	100	3915		
19	250	21	21,252	100	3900	3723	372
20	центр	22	22,252	100	3850	3850	385

Дифрактограми зразків наведено на рисунках 3.39 - 3.40, результати розрахунків зведено до таблиці.

№ 7. Після іонного азотування сталі 60С2ХФА в зразку (рисунок 3.39) виявлено 3 фази: ферит Fe- α , кубічний нітрид заліза Fe₄N і гексагональний нітрид заліза Fe₃N. Параметр решітки нітриду Fe₄N дорівнює $a = 3,811\text{Å}$. Параметри решітки гексагонального нітриду Fe₃N складають: $a = 4,663\text{Å}$; $c = 4,369\text{Å}$. Параметр решітки фериту дорівнює $a = 2,870\text{Å}$, тобто трохи більше, ніж в початковому стані (зразок №8). Збільшення параметра решітки фериту, швидше за все, пов'язано з розчиненням азоту в його решітці.

№ 8. Зразок сталі 60С2ХФА в початковому стані (рисунок 3.40) також однофазний, складається з фериту Fe- α з параметром решітки $a = 2,867\text{Å}$.

Таблиця 3.11 – Фазовий склад досліджених зразків

№ зразку	Фаза	Вміст, %wt	Параметри решітки a , Å
7	Fe- α	18,3	2,870
	Fe ₃ N	7,9	$a=4,663$; $c=4,369$
	Fe ₄ N	73,8	3,811
8	Fe- α	100	2,867

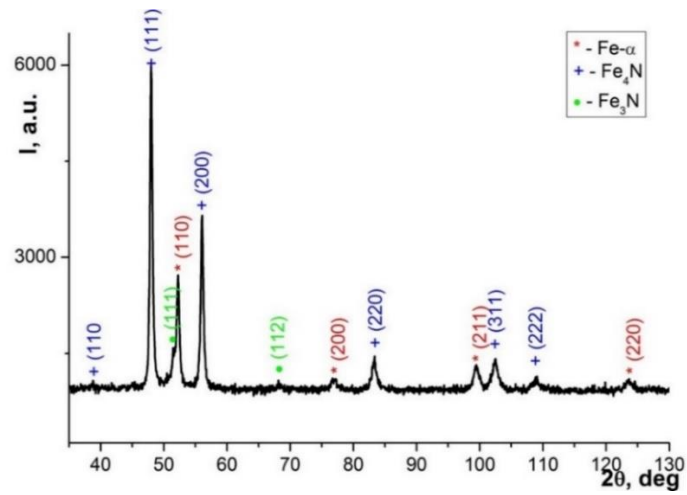


Рисунок 3.39 – Дифрактограма зразку №7

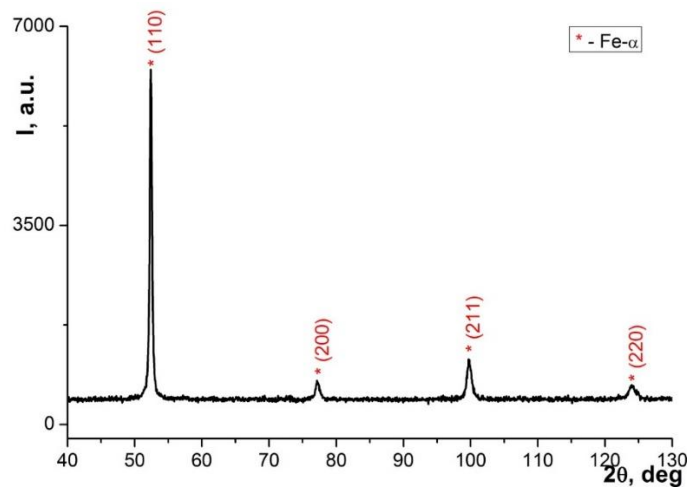
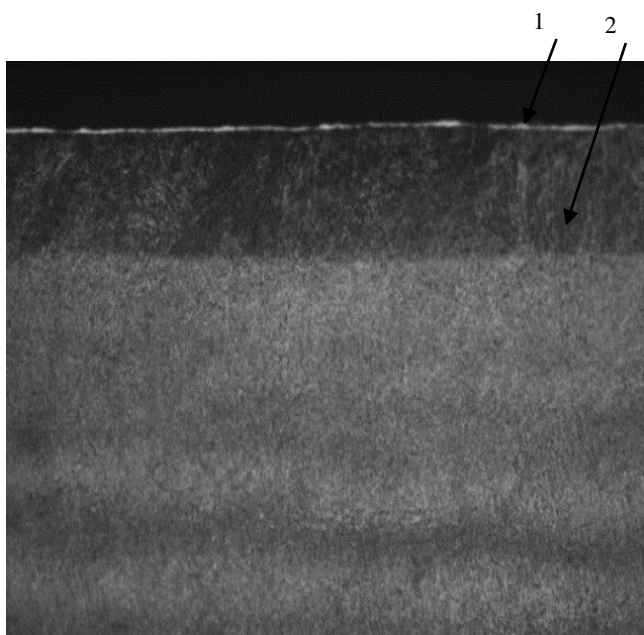
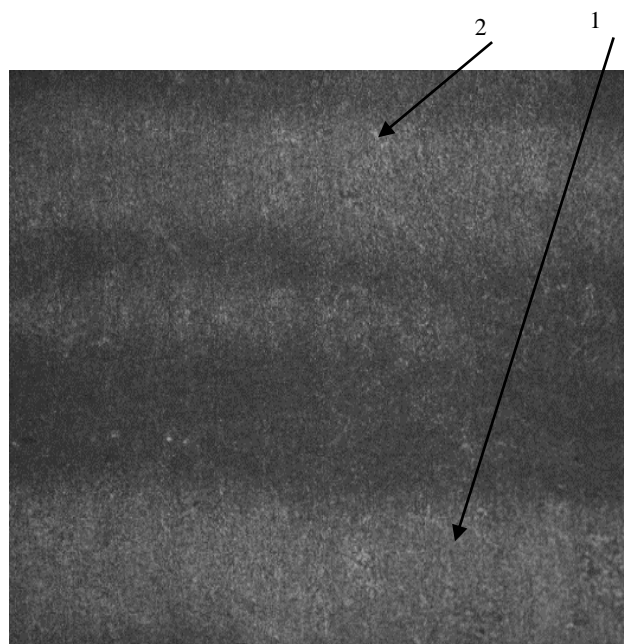


Рисунок 3.40 – Дифрактограма зразку №8

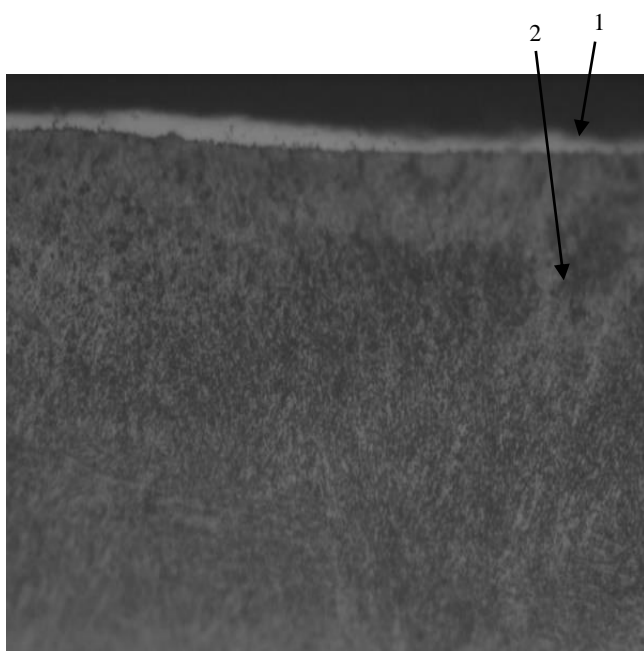
Мікроструктури опорних планок зі сталі 4X5МФ1С після іонного азотування показані на рисунках 3.41-3.43 [64,75].



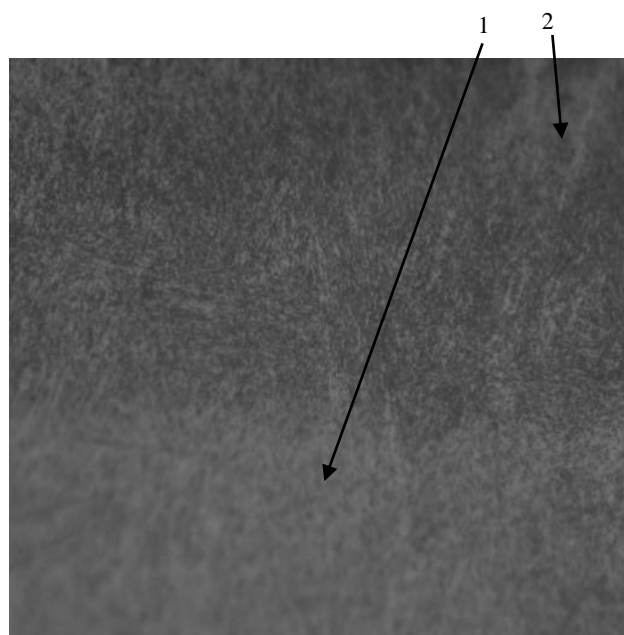
а) поверхня ϵ -фаза (Fe_{2-3}N) (1),
 γ^1 -фаза (Fe_4N) (2), x200



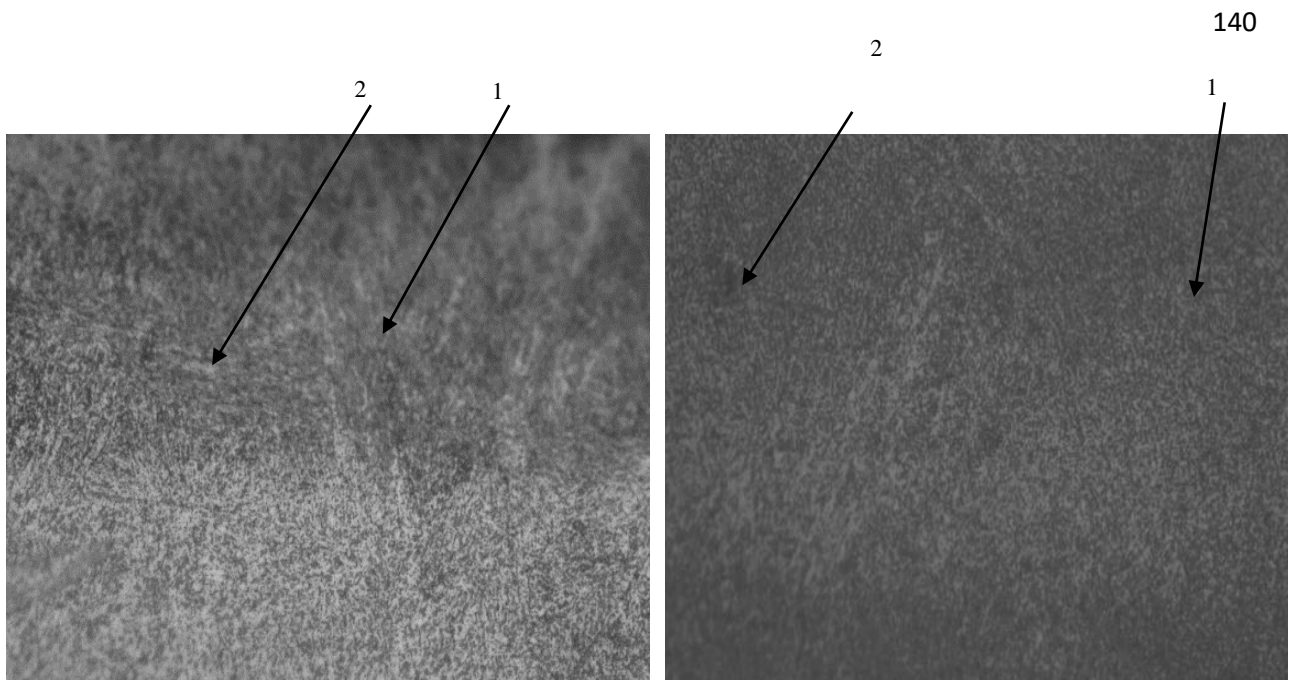
б) перехідний шар α -фаза
 (азотистий ферит) (1) і нітриди
 хрому, молібдену, ванадію (2) x200



в) поверхня (ϵ -фаза (Fe_{2-3}N) (1),
 γ^1 -фаза (Fe_4N) (2), x800



г) перехідний шар α -фаза (азотистий
 ферит) (1) і нітриди хрому,
 молібдену, ванадію (2) x800



д) центр (мартенсит голчастий (1), та карбіди легуючих елементів (2)) x800

е) перехідний шар (α -фаза (азотистий ферит) (1) і нітриди хрому, молібдену, ванадію (2))x800

1 – центр; 2 – поверхня, 3 – перехідний шар, 4 – підшар (оптичні дослідження)

Рисунок 3.41 – Мікроструктури опорних планок зі сталі 4X5MФ1С після іонного азотування

Результати заміру мікротвердості експериментальних зразків сталі 4X5MФ1С для виготовлення трубного інструменту станів ХПТР (роликів і опорних планок) після іонного азотування наведені в таблиці 3.16, а зміна твердості інструментальної сталі після іонного азотування в залежності від глибини визначення твердості - на рисунку 3.42 [64,75].

Таблиця 3.12 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 4Х5МФ1С для виготовлення інструменту станів ХПТР після іонного азотування

№ зразку	Зона відстань від поверхні, мкм	Діаметр відбитка, мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження, Г	Значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, КГ/ММ ²
1	10	14	14,568	100	9800		
2	10	14	14,184	100	9900		
3	10	14	14,8	100	9800	9800	980
4	20	15	15,184	100	8400		204
5	20	15	15,024	100	8300	8300	830
6	30	15	15,872	100	7800		
7	30	15	15,332	100	7850	7830	783
8	40	16	16,64	100	7300		
9	40	16	16,096	100	7400	7350	735
10	50	17	17,864	100	6800		
11	50	17	17,864	100	6700	6750	675
12	60	17	18,172	100	6500	6500	650
13	70	16	16,94	100	6100	6100	610
14	80	18	18,94	100	6000	6000	600
15	150	19	18,94	100	5600		
16	150	18	18,708	100	5700	5650	565
17	250	18	18,096	100	5400		
18	250	19	19,712	100	5400	5400	540
19	центр	19	19,172	100	5000		
20	центр	18	18,096	100	4990	4995	449

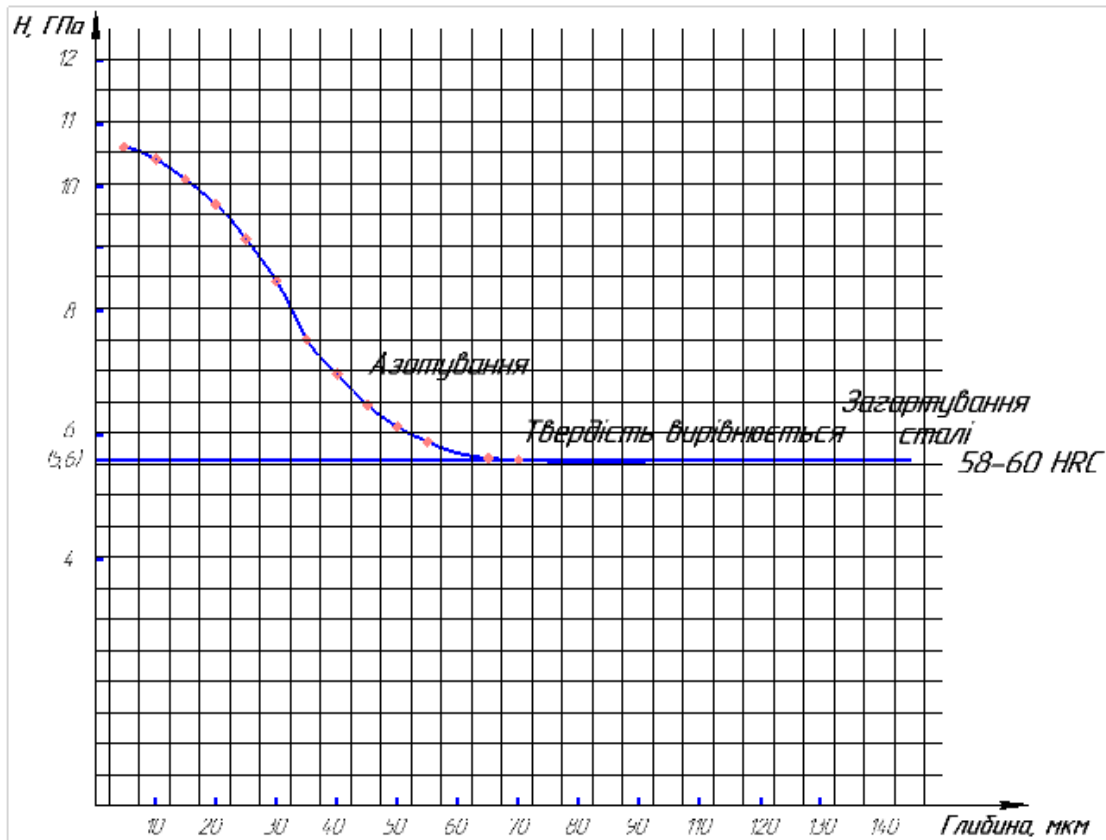
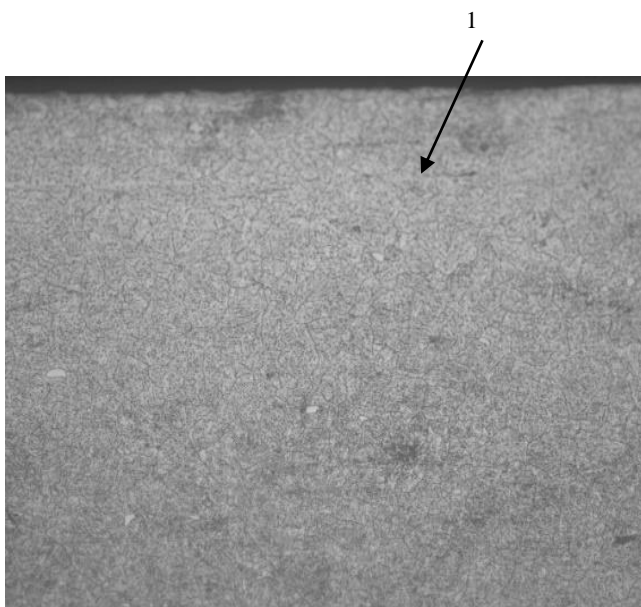


Рисунок 3.42 – Зміна твердості інструментальної сталі 4Х5МФ1С для виготовлення інструменту станів ХПТР після іонного азотування в залежності від глибини визначення твердості

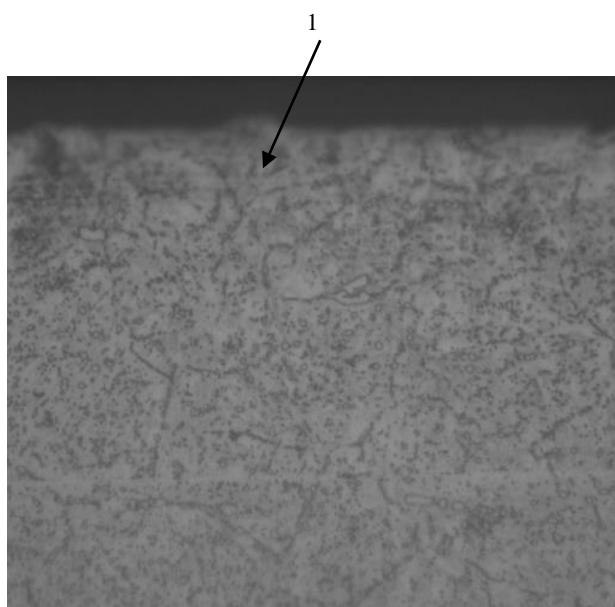
Як свідчать результати заміру мікротвердості експериментальних зразків, твердість на поверхні сягає $9000 \div 10500$ МПа з причини утворення нітридної зони Fe_{2-3}N (ϵ -фаза) і Fe_4N (γ' -фаза) і подшару азотистого фериту (α -фаза), в якому при охолодженні виділяються нітриди хрому, молібдену. Це призводить до підвищення стійкості інструменту на $20 \div 25\%$.

Мікроструктури зразків сталей після нанесення покриття аморфного сплаву (оптичні і електронні дослідження) наведені на рисунках 3.43 і 3.44. На поверхні зразків – покриття аморфного сплаву (1), а серцевина і перехідний шар – мартенсит відпущений та карбіди хрому, вольфраму, молібдену, ванадію (2) [72,161].

1 – поверхня

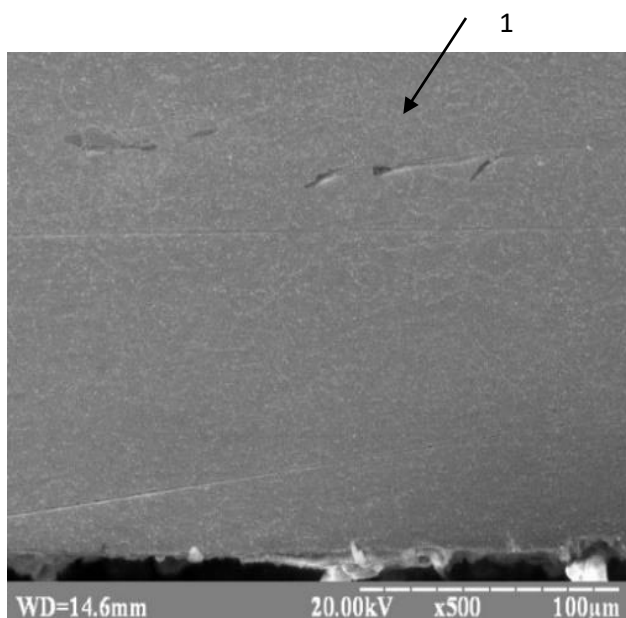


в) x200



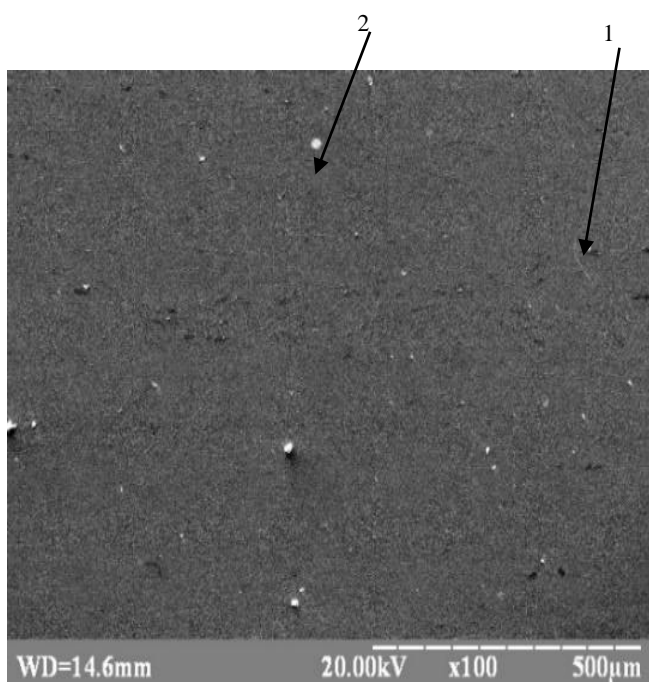
г) x800

Рисунок 3.43 – Мікроструктури роликів і опорних планок після нанесення покриттів аморфного сплаву

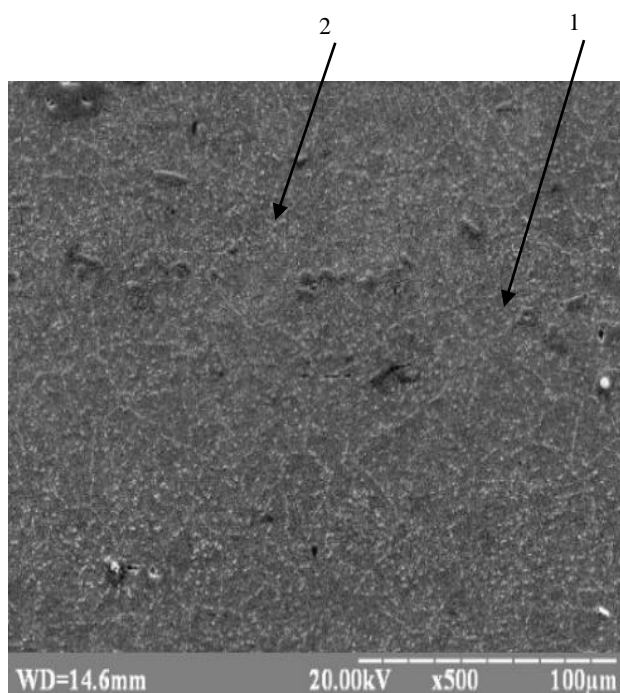


г) x500

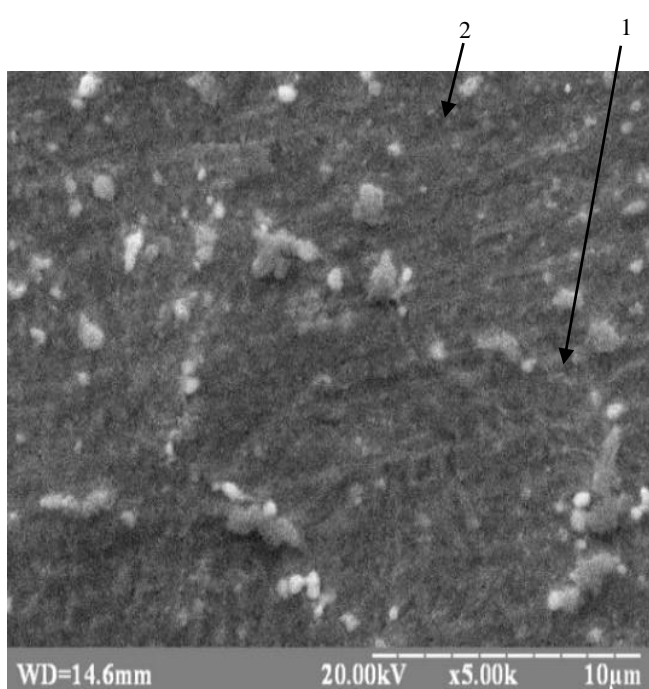
3 – підшар



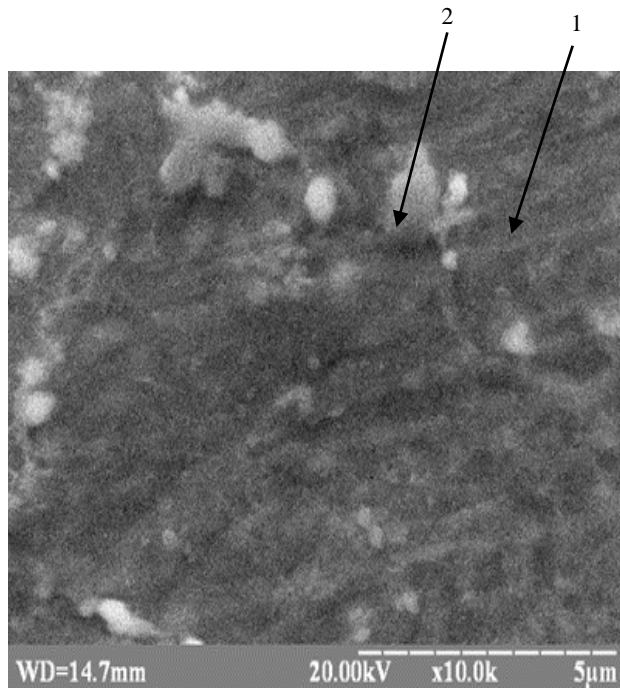
д) x100



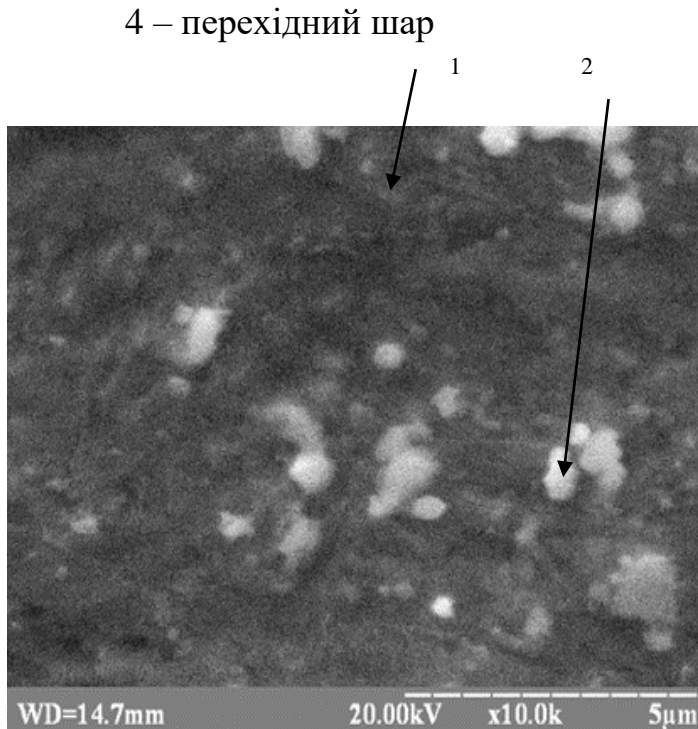
е) x500



ж) x5000



з) x10000

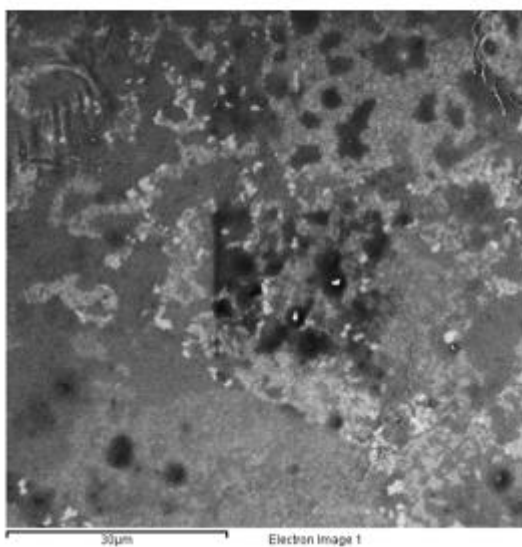


к) x10000

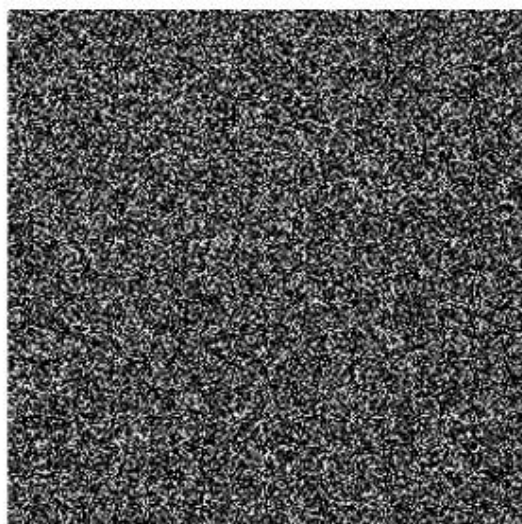
к) *10000

Рисунок 3.44 – Мікроструктури роликів і опорних планок після нанесення покриттів аморфного сплаву (електронне дослідження)

На рисунку Ш.1 та 3.45 представлені дані дифрактограми поверхневого шару та його мікроструктура у характеристичному випромінюванні всіх елементів аморфного сплаву напилення за даними мікрорентгеноспектрального аналізу. Ці дані переконливо підтверджують наявність в поверхні сплаву 4X5МФ1С аморфного шару після лазерного напилення. Результати заміру мікротвердості на приборі ПМТ-3 зразків сталі 4X5МФ1С для виготовлення інструменту після нанесення покриттів аморфних сплавів наведені в таблиці 3.17, а зміна твердості – на рисунку 3.45 [163].

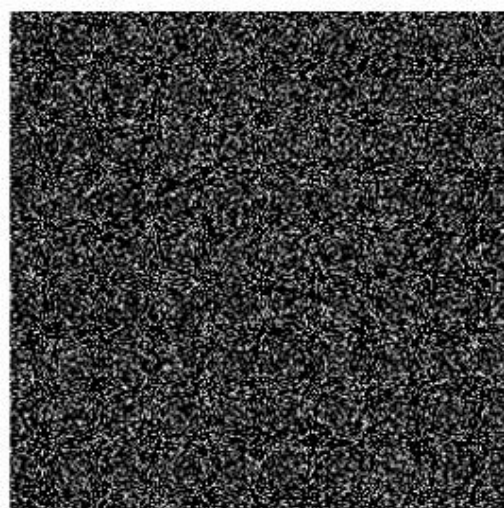


а) зображення аморфного шару у вторинних електронах;



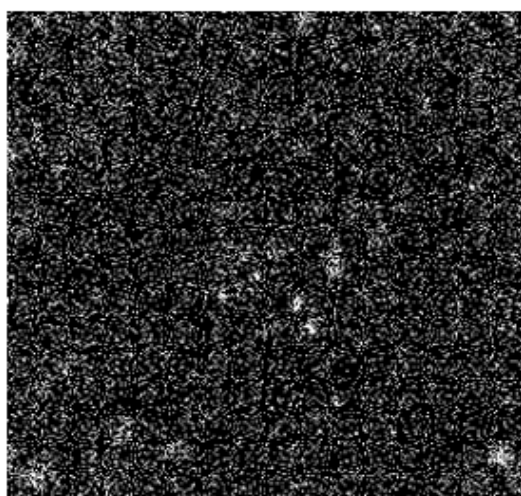
P Ka1

б)



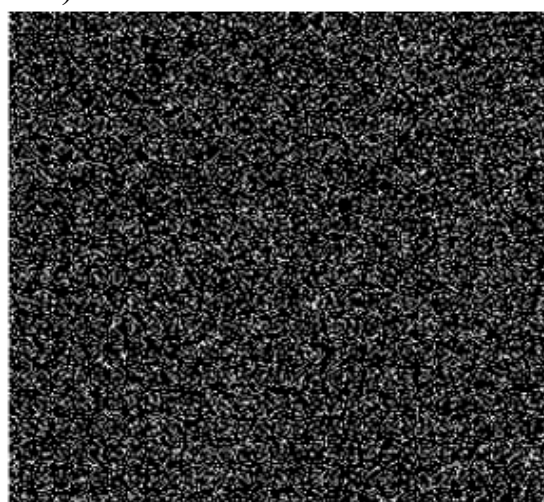
Si Ka1

в)



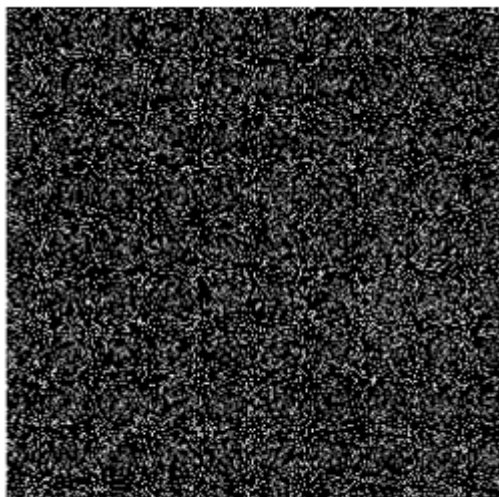
C Ka1_2

г)

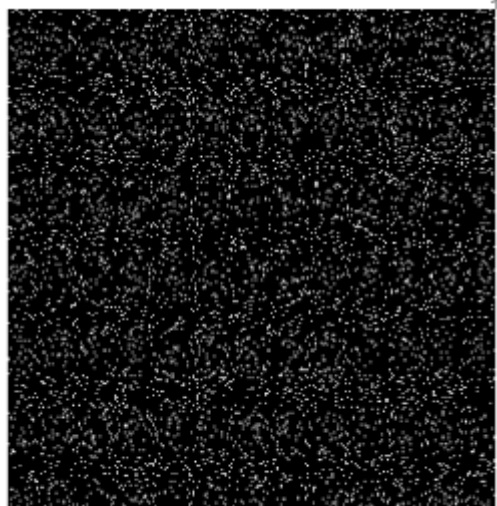


O Ka1

д)



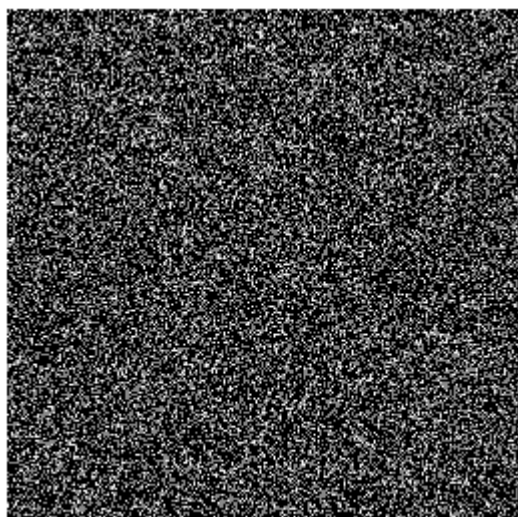
Al Ka1



Cr Ka1

e)

ж)



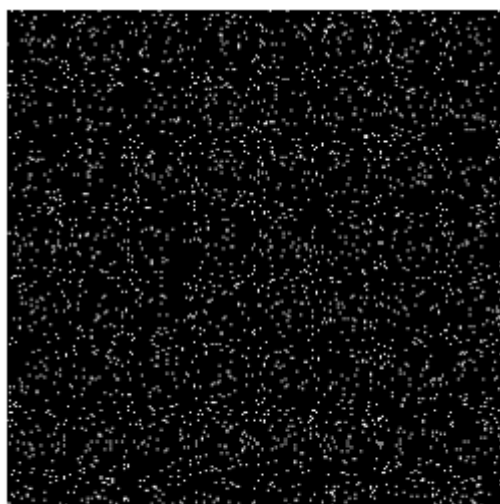
Fe Ka1



Co Ka1

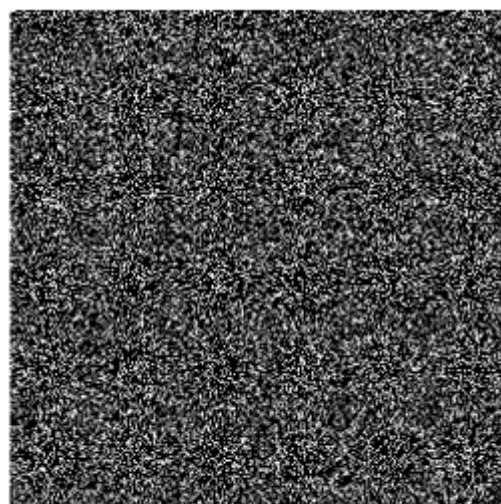
з)

к)



Ni Ka1

л)



Mo La1

м)

а – зображення аморфного шару у вторинних електронах;
 б, в, г, д, е, ж, з, к, л, м – зображення аморфного шару в характеристичному випромінненні P, Si, C, O, Al, Cr, Fe, Co, Ni, Mo

Рисунок 3.45 – Дані мікрорентгеноспектрального аналізу поверхні інструментальної сталі 4Х5МФ1С після лазерного напилення аморфним матеріалом

Всі елементи аморфного сплаву за даними мікрорентгеноспектрального аналізу розподілені надзвичайно рівномірно по поверхні аморфного шару, який представлений на структурі у вторинних електронах (рисунок 3.46).

Таблиця 3.13 – Результати заміру мікротвердості зразків сталі 4Х5МФ1С після нанесення покриттів аморфних сплавів (значення мікротвердості на поверхні покриття 16000 ÷ 20000 МПа)

№ зразку	Зона відстань від поверхні мкм	Діаметр відбитка мкм	Середній діаметр відбитка, мкм	Навантаження, Г	Значення мікротвердості МПа	Середнє значення мікротвердості, МПа	Середнє значення мікротвердості, Кг/мм ²
1	30	13	13,788	100	9800		

Продовження таблиці 3.13

2	30	13	13,328	100	9870		
3	30	13	13,944	100	9700		
4	30	12	12,944	100	9740		
5	30	13	13,096	100	9560		
6	30	14	14,328	100	9500		
7	30	14	14,404	100	9400	9580	958
8	50	15	15,328	100	8600		
9	50	14	14,712	100	8700		
10	50	14	14,48	100	8780	8600	860
11	50	14	14,48	100	8670		
12	150	16	16,404	100	6780		
13	150	15	15,788	100	6800		
14	150	16	16,788	100	6700		
15	150	17	17,404	100	6500	6600	660
16	250	18	18,404	100	5600		
17	250	17	17,48	100	5400		
18	250	18	18,096	100	5200		
19	250	19	19,172	100	5211	5260	526
20	центр	20	19,788	100	4960	4960	496

Запропонована технологія термозміцнення і додаткового нанесення плазмовим напиленням на робочу поверхню роликів і опорних планок нанопокриттів з аморфних сплавів товщиною 100 – 150 мкм виключає третій відпуск, змінює структуру і властивості поверхневого шару, підвищує міцність, зносо- і теплостійкість і твердість до $HV_{0,1}$ 860 – 980 для сталі 4X5MФ1С (в порівнянні з HV 587 – 590 за існуючою технологією). В результаті сталь здобуває високу твердість і зносостійкість на поверхні. Рентгенограми аморфного сплаву у вихідному стані і після нанесення на поверхню інструменту наведені на рис. Ш1 і Ш2 (Додаток Ш)

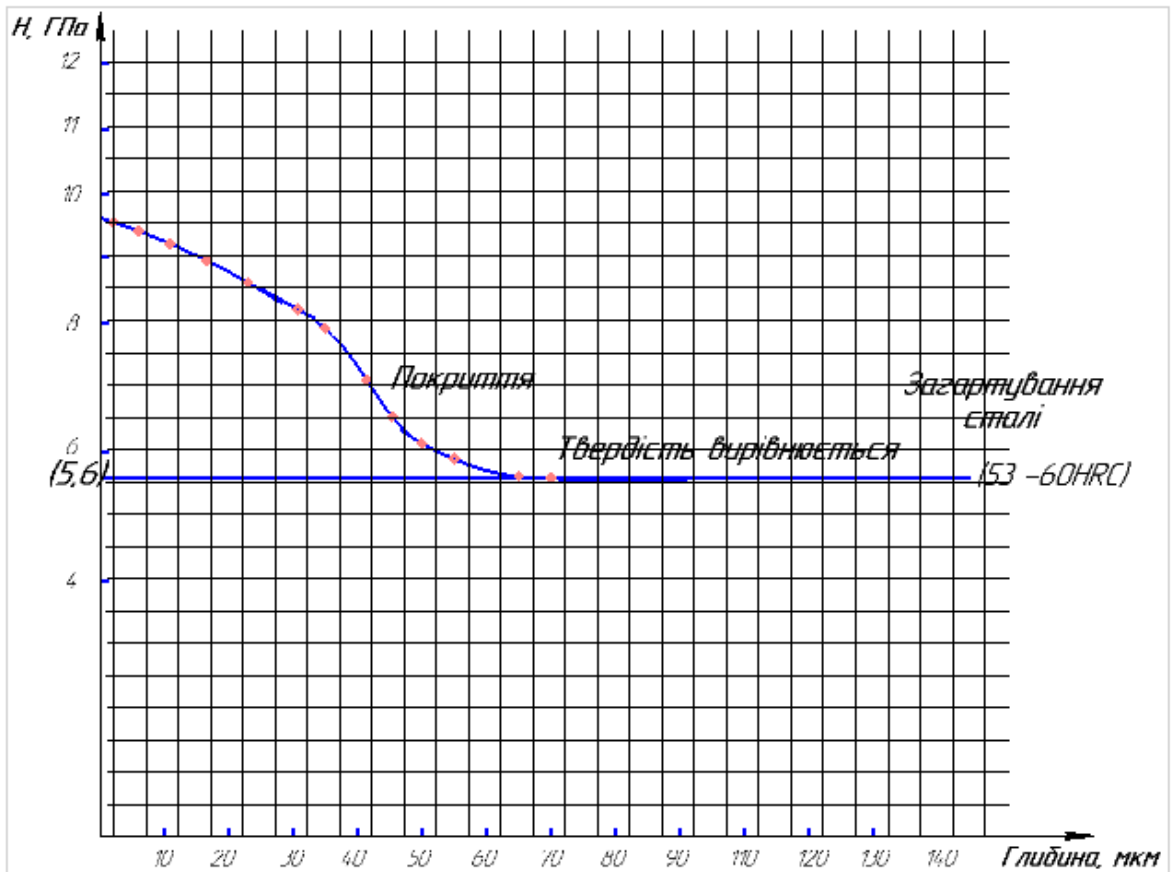


Рисунок 3.46– Зміна твердості інструментальної сталі 4Х5МФ1С після нанесення покриття аморфного сплаву в залежності від глибини визначення твердості

Висновки по третьому розділу:

1. Вимірjana мікротвердість експериментальних зразків сталей на різній відстані від поверхні і побудовані графіки залежності мікротвердості від глибини визначення твердості, які свідчать про високі значення твердості і зносостійкості інструменту в результаті проведення хіміко-термічної обробки і нанесення покриттів, що підтверджується результатами мікроструктурного аналізу, електронної мікроскопії і рентгеноструктурних досліджень.

2. Результати виміру мікротвердості сталей 60С2ХФА і 4Х5МФ1С після іонного азотування свідчать про значно вищі показники у штампової

сталі, а значить і більш високі експлуатаційні ресурси інструменту зі сталі 4X5MФ1С в порівнянні з традиційною сталлю 60С2ХФА.

3. Проведені дослідження показників міцності, в'язкості і пластичності сталей 4X5MФ1С і 5X3В3МФС у вихідному стані і після загартування з відпуском. Результати свідчать про необхідний рівень показників після зміцнюючої обробки для забезпечення достатніх експлуатаційних характеристик інструменту.

4. Проведені металографічні дослідження, електронна мікроскопія, рентгеноструктурні дослідження зразків інструменту, які свідчать про зміни структурного стану поверхневого шару, утворення на поверхні зміцнюючих мілкодисперсних фаз, що призводить до значного підвищення експлуатаційних властивостей інструменту.

5. Встановлені особливості структуроутворення в поверхневих шарах товщиною 50-70 мкм напівтеплостійких вториннотвердіючих штампових сталей 4X5MФ1С, 5X3В3МФС для трубного інструменту після їх іонного азотування в газовій плазмі дугового розряду, які полягають в утворенні нітридної зони з послідовно розташованими ділянками нітридів $Fe_{2-3}N$ (ϵ -фаза) і Fe_4N (γ' -фаза), під яким знаходиться підшар насиченого азотом мартенситу відпуску (α -фаза), при охолодженні якого виділяються нітриди хрому, молібдену, ванадію і який повільно переходить у вихідну структуру мартенситу відпуску з карбідами легуючих елементів [64,75].

6. Визначені причини підвищення механічних та трибологічних властивостей поверхневих шарів напівтеплостійких вториннотвердіючих штампових сталей 4X5MФ1С, 5X3В3МФС для виготовлення трубного інструменту і, як наслідок, зростання його ресурсу роботи в 1,5 – 2,5 рази у порівнянні з існуючими технологіями його виробництва, завдяки формуванню в поверхневому шарі інструменту багат шарових TiN , $TiZrN$, NbN , $TiZrN/NbN$, TiN/CrN мікро- і субструктурних покриттів з мікротвердістю до $23000 \div 25000$ МПа, під якими розташовані послідовно

нітриди ϵ -фази (Fe_{2-3}N), γ' -фази (Fe_4N) та дифузійна зона α -фази (насичений азотом мартенсит відпуску) з нітридами і карбідами легиуючих елементів, що повільно переходить в вихідну структуру мартенситу відпуску з карбідами легиуючих елементів [64,75].

7. Встановлені закономірності формування фазового складу поверхні металу матричних кілець і голок-оправок зі штампових сталей 4X5MФ1С, 5X3В3МФС - поверхневий карбонітридний шар ϵ - карбонітриду типу $\text{Fe}_3(\text{NC})$, під яким послідовно розташовується зона γ' -фази типу $\text{Fe}_4(\text{NC})$, що переходить у дифузійну зону (гетерофазний шар) з α -фази (насичений азотом мартенсит відпуску) і нітридів та карбонітридів легиуючих елементів, який повільно переходить до мартенситу відпуску з карбідами W, Mo, V і Cr, що забезпечує підвищення ресурсу роботи трубопресового інструменту в 1,5–2 рази [93].

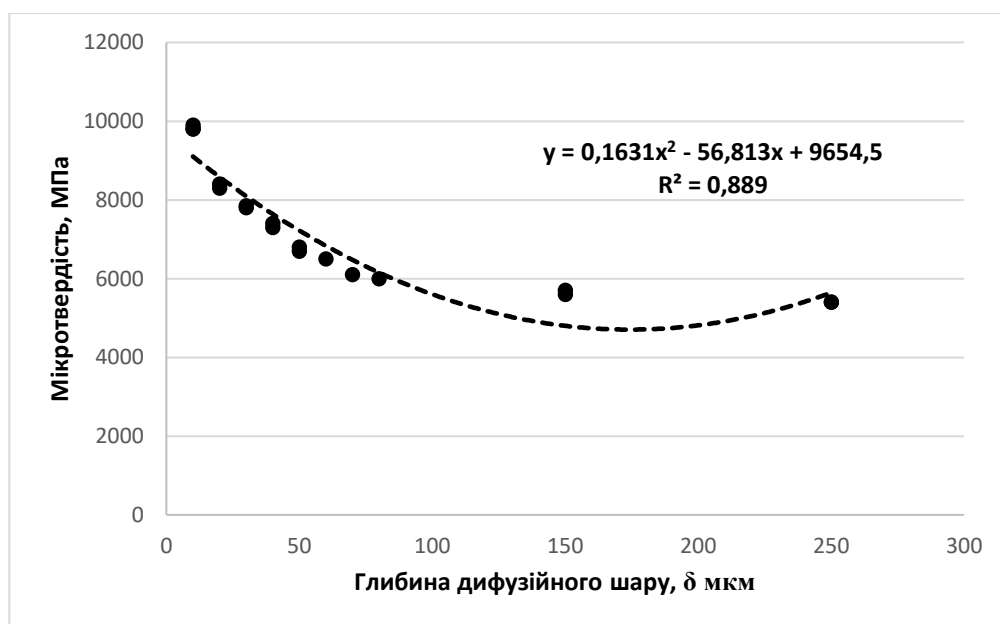
8. Проведені реальні дослідження в виробничих умовах по зміцненню трубопресового інструменту (матричних кілець і голок-оправок) при різних температурних режимах загартування з використанням в якості гартувального середовища замість масла полімерного середовища Aqua-Quench 400, яке успішно використовується як замінювач масла для загартування сталевих виробів [75].

9. Розглянутий вплив температури загартування і відпуску на властивості інструменту і запропонований оптимальний режим термозміцнення для забезпечення необхідних властивостей трубного інструменту.

10. Запропоновані і проведені в виробничих умовах з проведенням всіх досліджень структури і механічних властивостей методи зміцнення трубного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб (оправок, опорних планок, роликів станів ХПТР), шляхом нанесення зносостійких покриттів і покриттів аморфних сплавів.

РОЗДІЛ 4 ПОБУДОВА МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ РОЗПОДІЛУ
МІКРОТВЕРДОСТІ ДИФУЗІЙНОЇ ЗОНИ У ПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ
ПІСЛЯ РІЗНИХ ВИДІВ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

На рисунках 4.1, 4.2, 4.3 і 4.4 наведені криві розподілу мікротвердості дифузійного шару за його глибиною при іонному азотуванні та карбонітрації для сталей 5Х3В3МФС та 4Х5МФ1С. Добре видно, що це криві досить однотипні незалежно від виду дифузійного насичення й у наближенні їх можна віднести до кривих сигмоїдного типу.



Рисунк 4.1 – Побудова поліноміальних регресійних моделей розподілу мікротвердості поверхневої дифузійної зони для сталі 4Х5МФ1С після іонного азотування

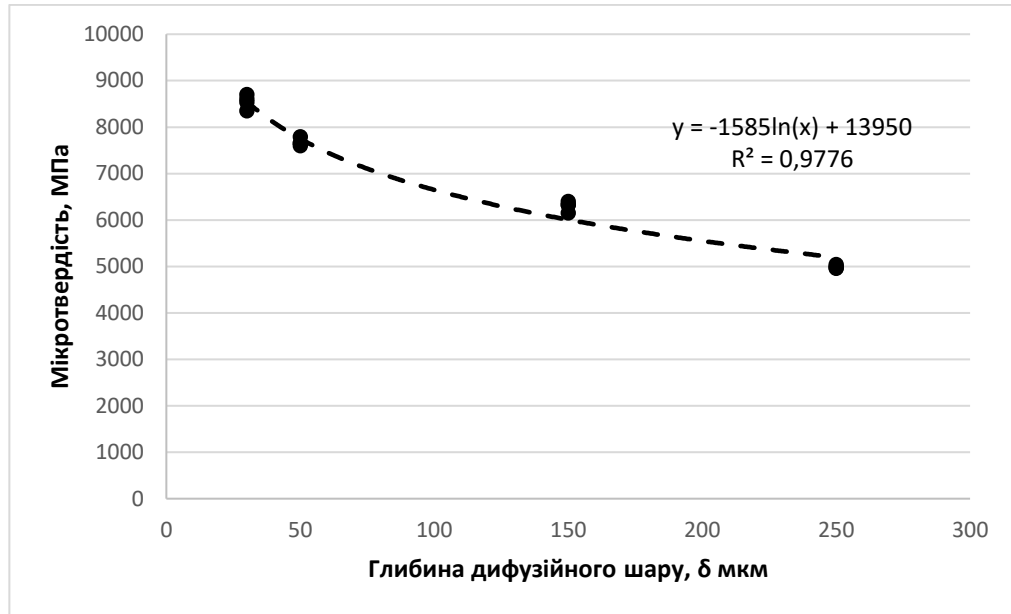


Рисунок 4.2 - Регресійна модель розподілу мікротвердості поверхневої дифузійної зони для сталі 4X5MФ1С після карбонітрації

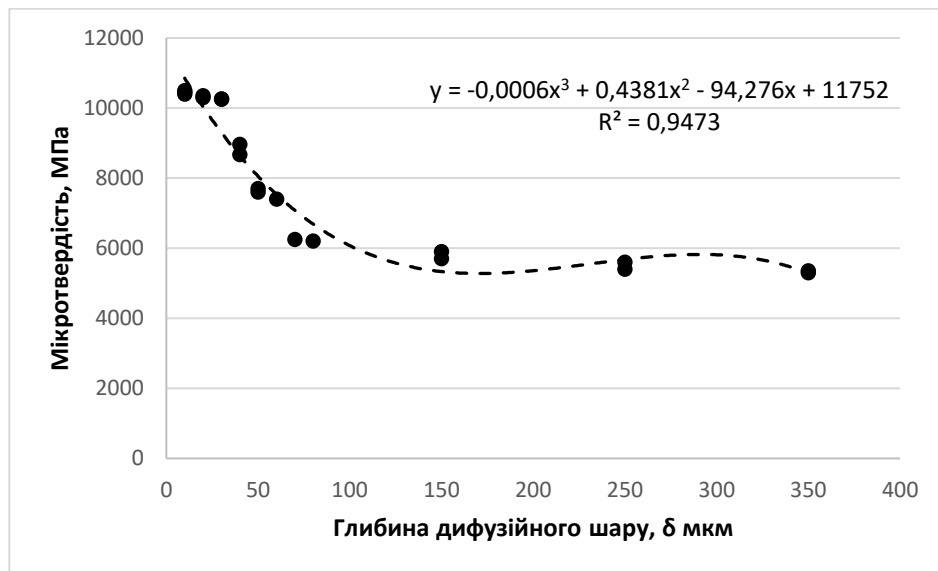


Рисунок 4.3 - Регресійна модель розподілу мікротвердості поверхневої дифузійної зони для сталі 5X3В3МФС (ДІ-23) після іонного азотування

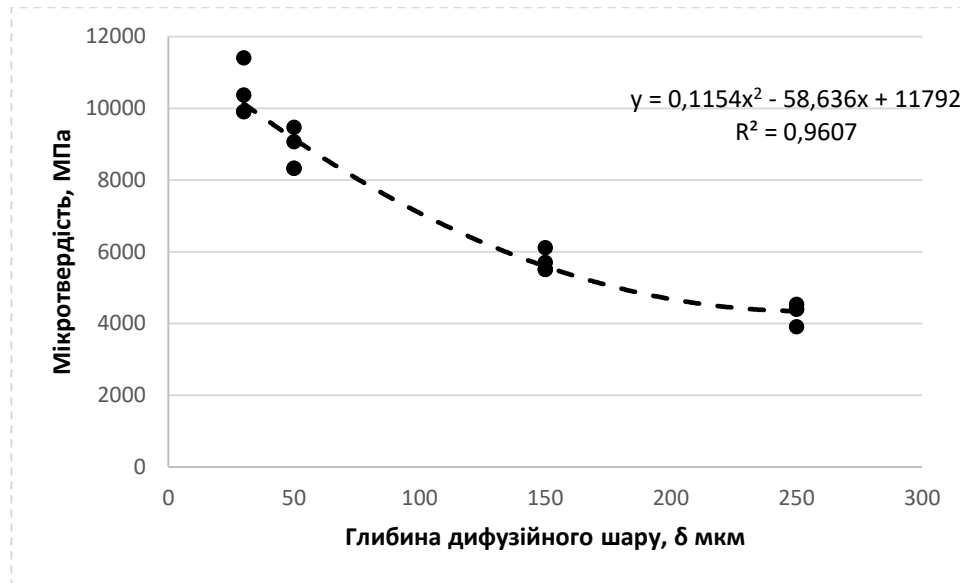


Рисунок 4.4 - Регресійна модель розподілу мікротвердості поверхневої дифузійної зони для сталі 5X3V3MFC (ДІ-23) після карбонітрації

Слід зазначити, що згідно з сучасною теорією хіміко-термічної обробки сплавів, характер кривих розподілу мікротвердості по глибині дифузійного шару залежить насамперед

– від закономірностей дифузії при температурі насичення (тобто визначається першим законом Фіка в диференціальній формі та залежить від коефіцієнтів дифузії азоту, вуглецю, заліза та легуючих елементів);

– від швидкості охолодження після насичення (тобто визначається законом теплопровідності Фур'є в диференціальній формі та залежить від теплофізичних властивостей матеріалу та коефіцієнтів тепловіддачі між поверхнею та середовищем охолодження);

– і від кінетики фазових перетворень у сталях (тобто визначається рівнянням Колмагорова-Джонсона-Мела-Аврамі).

Розподіл мікротвердості дифузійного шару є наслідком адитивного накладання закономірностей кінетики температурних полів, дифузійних потоків та фазових перетворень.

Перший закон Фіка в диференціальній формі записується в наступному вигляді з розрахунку на одиницю площі міжфазного кордону

$$dL\Delta C_{\beta/\alpha} = D_{\beta} \left(\frac{\partial C_{\beta}}{\partial x} \right) d\tau - D_{\alpha} \left(\frac{\partial C_{\alpha}}{\partial x} \right) d\tau, \quad (4.1)$$

де $\Delta C_{\beta/\alpha}$ – стрибок концентрацій дифузного елемента на межі двофазної області, що утворилася в результаті граничного насичення матричної фази елементом насичення поверхні;

dL – нескінченно мале збільшення товщини шару β -фази в результаті дифузійного насичення дифузним елементом;

C_{β} – концентрація дифузного елемента в β -фазі (знов утвореній фазі в результаті дифузійного насичення);

C_{α} – концентрація дифузного елемента в α -фазі (материнській);

D_{β} – коефіцієнт дифузії дифузного елемента в β -фазі;

D_{α} – коефіцієнт дифузії дифузного елемента в α -фазі.

Звідси швидкість просування межі β -шару у бік α -фази може бути визначена на основі наступного виразу

$$\frac{dL}{d\tau} = \frac{D_{\beta} \left(\frac{\partial C_{\beta}}{\partial x} \right) - D_{\alpha} \left(\frac{\partial C_{\alpha}}{\partial x} \right)}{\Delta C_{\beta/\alpha}} \quad (4.2)$$

Тобто, залежить від коефіцієнтів дифузії азоту, вуглецю, та легуючих елементів у залізі, а також від їх градієнтів в околиці міжфазного кордону.

Слід зауважити, що коефіцієнти дифузії залежать від природи сплаву, типу твердого розчину, розміру зерна і особливо залежать від температури:

$$D = Ae^{-E/kT}, \quad (4.3)$$

де K – постійна Больцмана;

T – температура;

E – енергія активації дифузії;

A – константа, яка практично не залежить від температури.

Рішенням диференційного рівняння (4.1) є функція залежності глибини шару насичення дифузним елементом від часу (за умови підтримки постійної концентрації на поверхні елемента, який дифундує):

$$L = K\sqrt{\tau} \quad (4.4)$$

Важливим наслідком аналізу рівняння першого закону Фіка є параболічна залежність товщини дифузійної зони від часу проведення хіміко-термічної обробки, K – константа, яка залежить від дуже великої кількості чинників.

Зміна температурного поля виробу при його хіміко-термічній обробці описується диференціальним рівнянням Фур'є, яке для нестационарної теплопровідності може бути представлене у вигляді:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(k\nabla T) + Q \quad (4.5)$$

де ρ – щільність речовини в поточному стані, $\text{кг}/\text{м}^3$;

c – питома теплоємність, $\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$;

T – температура по абсолютній шкалі, К;

∇ – оператор Гамільтона для поточної конфігурації;

k – коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м·К);

Q – потужність внутрішніх джерел тепловиділення (теплопоглинання), Вт/м³;

t – поточний час, с.

Процес хіміко-термічної обробки проходить в ізотермічних умовах і тільки після формування дифузного шару необхідної товщини контрольована зміна температурного поля дозволяє сформувати необхідний фазовий склад поверхневого шару i , відповідно, його властивості. Фазовий склад поверхневого шару визначається насамперед кінетикою процесу охолодження після дифузійного насичення.

Відповідно до сучасних уявлень теорії термічної обробки кінетика фазових перетворень описується рівнянням Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі [201-202,209]:

$$X = 1 - \exp[-\beta\tau^n], \quad (4.6)$$

де X – частка перетвореної речовини;

τ – час, с;

β і n – константи.

Спираючись на установлені загальнотеоретичні уявлення теорії фазових перетворень у роботі проведено розрахунок низки математичних моделей, що описують розподіл мікротвердості по глибині дифузної зони. Розрахунки поліноміальних моделей розподілу мікротвердості дифузійної зони базувалися на основі стандартних методів кореляційно-регресійного аналізу та були виконані у табличному процесорі LibreOffice Calc 7.5.2 по вільній ліцензії [201]. Враховуючи той факт, що розподіл мікротвердості

дифузійної зони залежить насамперед від фазового складу, була розрахована модель на основі кінетичного рівняння Колмогорова-Джонсона-Мелаврамі:

$$X = \exp[-\beta\tau^n] \quad (4.7)$$

Зміни у виразі (4.6) порівняно з виразом (4.7) викликані тим, що дифузійне насичення йде з поверхні виробу з утворенням на ній фаз з максимальною твердістю (тобто повне фазове перетворення відбувається саме на поверхні). Вираз (4.6) описує зменшення долі материнської фази, а вираз (4.7) збільшення частки нової фази в процесі насичення поверхні елементом, який дифундує. Розрахунок цієї моделі проведено емпірично за допомогою пакету MathCad2001 Professional.

Результати обробки експериментальних даних та побудова регресійних моделей наведені в таблицях 4.1- 4.4 і на рисунках 4.1, 4.2, 4.3 і 4.4 [69,97,140].

Таблиця 4.1 – Результати заміру мікротвердості на приборі ПМТ-3 зразків сталі 4Х5МФ1С (іонне азотування) при навантаженні на індентор 100г

№ зразку	Зона, мкм	Значення мікротвердості, МПа
1	10	9800
2	10	9900
3	10	9800
4	20	8400
5	20	8300
6	30	7800
7	30	7850
8	40	7300
9	40	7400
10	50	6800
11	50	6700
12	60	6500

13	70		6100
14	80		6000
15	150		5600
16	150		5700
17	250		5400
18	250		5400
19	центр		5000
20	центр		4990

Таблиця 4.2 – Результати заміру мікротвердості на приборі ПМТ-3 зразків сталі 4Х5МФ1С (карбонітрація) при навантаженні на індентор 100г

№ зразку	Зона мкм	Значення мікротвердості МПа
1	30	8700
2	30	8600
3	30	8534
4	30	8345
5	50	7650
6	50	7600
7	50	7789
8	50	7650
9	150	6400
10	150	6327
11	150	6320
12	150	6150
13	250	5040
14	250	5000
15	250	4960
16	250	4970
17	центр	2594
18	центр	2422
19	центр	2594
20	центр	2594

Таблиця 4.3 – Результати заміру мікротвердості на приборі ПМТ-3 зразків сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) (іонне азотування) при навантаженні на індентор 100г

№ зразку	Зона мкм	Значення мікротвердості МПа
1	10	10500
2	10	10450
3	10	10400
4	20	10300
5	20	10350
6	30	10250
7	30	10260
8	40	8960
9	40	8670
10	50	7600
11	50	7700
12	60	7400
13	70	6250
14	80	6200
15	150	5900
16	150	5700
17	250	5600
18	250	5400
19	центр	5350
20	центр	5300

Таблиця 4.4 – Результати заміру мікротвердості на
приборі ПМТ-3 зразків сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) (карбонітрація)
при навантаженні на індентор 100г

№ зразку	Зона мкм	Значення мікротвердості МПа
1	30	9910
2	30	10376
3	30	9910
4	30	11413
5	50	8327
6	50	9474
7	50	8327
8	50	9067
9	150	6118
10	150	5703
11	150	5511
12	150	5511
13	250	3915
14	250	4541
15	250	4404
16	250	4404
17	центр	4149
18	центр	4030
19	центр	4034
20	центр	4084

Всі розраховані в Ексел залежності перевірені на адекватність за
коефіцієнтом детермінації R^2

$$R^2 = \frac{\sum_{t=1}^n (\hat{y}_t - \bar{y})^2}{\sum_{t=1}^n (y_t - \bar{y})^2} \quad (4.8)$$

де \hat{y}_t – значення мікротвердості, одержані на основі побудованої моделі;

$\overline{\hat{y}}$ – середнє значення, розраховане на основі моделі;

y_t – експериментальні значення мікротвердості;

\overline{y} – середнє по експериментальним значенням.

Для всіх наведених моделей коефіцієнти детермінації R^2 мають високі значення 0,9448, 0,9607, 0,9776 та 0,9473, що свідчить про їхню досить хорошу адекватність. Слід зазначити, що наведені регресійні моделі на основі експериментальних даних є формальними, оскільки при їх розробці не враховується фізична природа досліджуваних процесів, хоча для розрахунків у межах експериментальних даних ці моделі можуть бути успішно використані.

Для розробки математичної моделі, яка б враховувала фізичні процеси, виходили з того, що мікротвердість поверхневого шару залежить від кількості твердої фази у вигляді карбідів та/або нітридів легуючих елементів. Тому за основу математичної моделі розподілу мікротвердості у поверхневому шарі було доцільно взяти кінетичне рівняння фазового перетворення Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврама (4.6 або 4.7). Цілком очевидно, що чим більше у структурі твердої фазової складової, тим вище мікротвердість шару на заданій глибині. З відношення (4.4) можна виразити час через товщину дифузійного шару, що дозволить в повній мірі обґрунтовано розглядати модель розподілу мікротвердості по глибині шару у вигляді наступного виразу

$$HV = A \cdot \exp[-B\delta^n] \quad (4.9)$$

Лістинги вихідних даних та побудови моделей у математичному процесорі MathCad наведено нижче на рисунках 4.5, 4.6, 4,7 і 4.8.

Матриця вихідних даних по розподілу мікротвердості (Y) по глибині дифузійної зони (δ) зразків сталі 4X5MФ1С після іонного азотування за експериментальними даними:

$$M = \begin{array}{c|cccccccccccc} & 0 & 1 & 2 & 3 & 4 & 5 & 6 & 7 & 8 & 9 & 10 & 11 \\ \hline 0 & 10 & 10 & 10 & 20 & 20 & 30 & 30 & 40 & 40 & 50 & 50 & 60 \\ \hline 1 & 9.8 \cdot 10^3 & 9.9 \cdot 10^3 & 9.8 \cdot 10^3 & 8.4 \cdot 10^3 & 8.3 \cdot 10^3 & 7.8 \cdot 10^3 & 7.85 \cdot 10^3 & 7.3 \cdot 10^3 & 7.4 \cdot 10^3 & 6.8 \cdot 10^3 & 6.7 \cdot 10^3 & 6.5 \cdot 10^3 \end{array}$$

Вектор значень глибини дифузійної зони іонного азотування, δ

$$\delta = \begin{array}{c|cccccccccccccccccccc} & 0 & 1 & 2 & 3 & 4 & 5 & 6 & 7 & 8 & 9 & 10 & 11 & 12 & 13 & 14 & 15 & 16 & 17 \\ \hline 0 & 10 & 10 & 10 & 20 & 20 & 30 & 30 & 40 & 40 & 50 & 50 & 60 & 70 & 80 & 150 & 150 & 250 & 250 \end{array}$$

Вектор значень розподілу мікротвердості по глибині зони іонного азотування, Y

$$Y = \begin{array}{c|cccccccc} & 0 & 1 & 2 & 3 & 4 & 5 & 6 & 7 \\ \hline 0 & 9.8 \cdot 10^3 & 9.9 \cdot 10^3 & 9.8 \cdot 10^3 & 8.4 \cdot 10^3 & 8.3 \cdot 10^3 & 7.8 \cdot 10^3 & 7.85 \cdot 10^3 & 7.3 \cdot 10^3 \end{array}$$

Емпірично підібране рівняння розподілу мікротвердості (Y1) по глибині дифузійного шару (δ_1) на основі рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі:

$$Y1(\delta_1) := 5390 + 4770 \cdot \exp(-0,0000198 \delta_1^{2,877}) \quad (4.10)$$

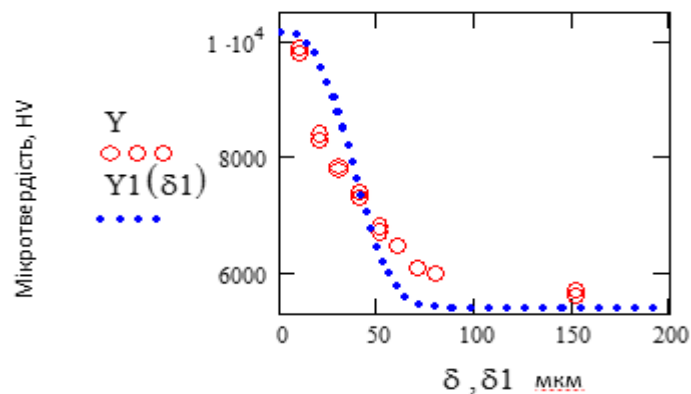


Рисунок 4.5 – Графік з експериментальними точками розподілу мікротвердості по глибині дифузійного шару і з розрахунковими

значеннями мікротвердості на основі запропонованої моделі сталі 4X5MФ1С після іонного азотування

Матриця вихідних даних по розподілу мікротвердості (Y) по глибині дифузійної зони (δ) зразків сталі 4X5MФ1С після карбонітрації за експериментальними даними:

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	
M =	0	30	30	30	30	50	50	50	50	150
	1	$8.7 \cdot 10^3$	$8.6 \cdot 10^3$	$8.534 \cdot 10^3$	$8.345 \cdot 10^3$	$7.65 \cdot 10^3$	$7.6 \cdot 10^3$	$7.789 \cdot 10^3$	$7.65 \cdot 10^3$	$6.4 \cdot 10^3$

Вектори значень глибини дифузійної зони карбонітрації (δ) і значень розподілу мікротвердості по глибині зони карбонітрації (Y) за експериментальними даними:

$\delta^T =$	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	
	0	30	30	30	30	50	50	50	50	150	150	150	150	250	250	250	250

$Y^T =$	0	1	2	3	4	5	6	7	8	
	0	$8.7 \cdot 10^3$	$8.6 \cdot 10^3$	$8.534 \cdot 10^3$	$8.345 \cdot 10^3$	$7.65 \cdot 10^3$	$7.6 \cdot 10^3$	$7.789 \cdot 10^3$	$7.65 \cdot 10^3$	$6.4 \cdot 10^3$

Емпірично підібране рівняння розподілу мікротвердості (Y1) по глибині дифузійного шару (δ_1) на основі рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі:

$$Y_1(\delta_1) := 4000 + 4290 \cdot \exp(-0,000000096 \delta_1^{3,08}) \quad (4.11)$$

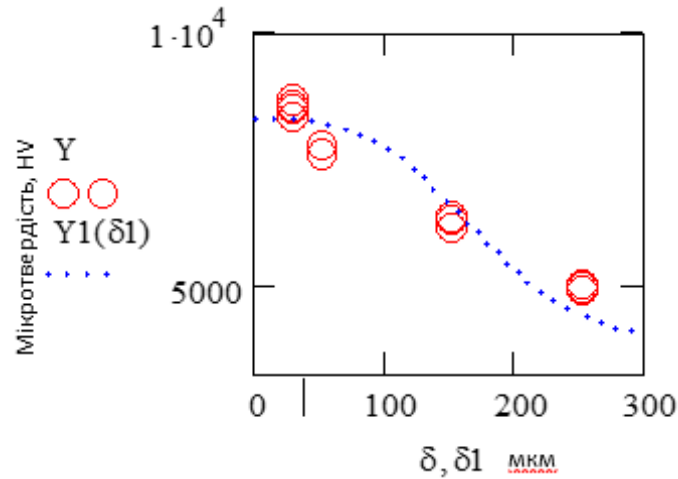


Рисунок 4.6 - Графік з експериментальними точками розподілу мікротвердості по глибині дифузійного шару і з розрахунковими значеннями мікротвердості на основі пропонуваної моделі сталі 4X5MΦ1C після карбонітрації

Матриця вихідних даних по розподілу мікротвердості (Y) по глибині дифузійної зони (δ) зразків сталі 5X3B3MΦC (ДІ-23) після іонного азотування за експериментальними даними:

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
Ml =	0	10	10	10	20	20	30	30	40	40	50	50	60	70
	1	$1.05 \cdot 10^4$	$1.045 \cdot 10^4$	$1.04 \cdot 10^4$	$1.03 \cdot 10^4$	$1.035 \cdot 10^4$	$1.025 \cdot 10^4$	$1.026 \cdot 10^4$	$8.96 \cdot 10^3$	$8.67 \cdot 10^3$	$7.6 \cdot 10^3$	$7.7 \cdot 10^3$	$7.4 \cdot 10^3$	$6.25 \cdot 10^3$

Вектор значень глибини дифузійної зони іонного азотування (δ) за експериментальними даними:

$\delta^T =$	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	
	0	10	10	10	20	20	30	30	40	40	50	50	60	70	80	150	150	250	250

Вектор значень розподілу мікротвердості по глибині зони іонного азотування (Y) за експериментальними даними:

$$Y^T =$$

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
0	$1.05 \cdot 10^4$	$1.045 \cdot 10^4$	$1.04 \cdot 10^4$	$1.03 \cdot 10^4$	$1.035 \cdot 10^4$	$1.025 \cdot 10^4$	$1.026 \cdot 10^4$	$8.96 \cdot 10^3$	$8.67 \cdot 10^3$	$7.6 \cdot 10^3$	$7.7 \cdot 10^3$

Емпірично підібране рівняння розподілу мікротвердості (Y_1) по глибині дифузійного шару (δ_1) на основі рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі:

$$Y_1(\delta_1) := 6000 + 4600 \cdot \exp(-0,0000088 \delta_1^3) \quad (4.12)$$

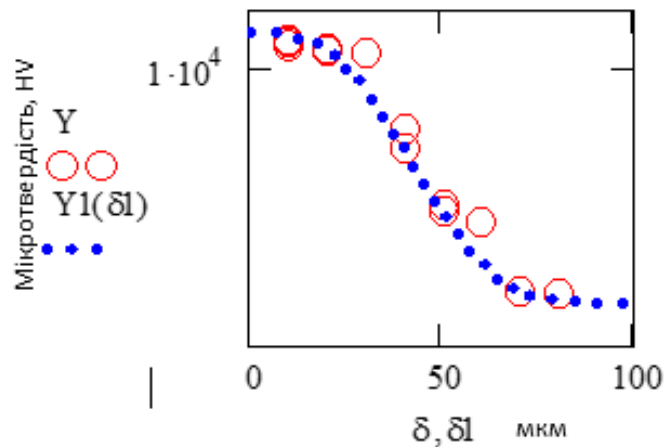


Рисунок 4.7 – Графік з експериментальними точками розподілу мікротвердості по глибині дифузійного шару і з розрахунковими значеннями мікротвердості на основі запропонованої моделі сталі 5ХЗВЗМФС після іонного азотування

Матриця вихідних даних по розподілу мікротвердості (Y) по глибині дифузійної зони (δ) зразків сталі 5ХЗВЗМФС (ДИ-23) після карбонітрації за експериментальними даними:

$$M_1 =$$

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
0	30	30	30	30	50	50	50	50	150	150	150	150
1	$9.91 \cdot 10^3$	$1.038 \cdot 10^4$	$9.91 \cdot 10^3$	$1.141 \cdot 10^4$	$8.327 \cdot 10^3$	$9.474 \cdot 10^3$	$8.327 \cdot 10^3$	$9.067 \cdot 10^3$	$6.118 \cdot 10^3$	$5.703 \cdot 10^3$	$5.511 \cdot 10^3$	$5.511 \cdot 10^3$

Вектор значень глибини дифузійної зони карбонітрації (δ) за

експериментальними даними:

$$\delta^T = \begin{array}{|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|} \hline & 0 & 1 & 2 & 3 & 4 & 5 & 6 & 7 & 8 & 9 & 10 & 11 & 12 & 13 & 14 & 15 \\ \hline 0 & 30 & 30 & 30 & 30 & 50 & 50 & 50 & 50 & 150 & 150 & 150 & 150 & 250 & 250 & 250 & 250 \\ \hline \end{array}$$

Вектор значень розподілу мікротвердості по глибині зони карбонітрації (Y) за експериментальними даними:

$$Y^T = \begin{array}{|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|c|} \hline & 0 & 1 & 2 & 3 & 4 & 5 & 6 & 7 & 8 & 9 & 10 \\ \hline 0 & 9.91 \cdot 10^3 & 1.038 \cdot 10^4 & 9.91 \cdot 10^3 & 1.141 \cdot 10^4 & 8.327 \cdot 10^3 & 9.474 \cdot 10^3 & 8.327 \cdot 10^3 & 9.067 \cdot 10^3 & 6.118 \cdot 10^3 & 5.703 \cdot 10^3 & 5.511 \cdot 10^3 \\ \hline \end{array}$$

Емпірично підібране рівняння розподілу мікротвердості (Y1) по глибині дифузійного шару (δ_1) на основі рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі

$$Y1(\delta_1) := 6000 + 5800 \cdot \exp(-0,000000098 \delta_1^{3,4}) \quad (4.13)$$

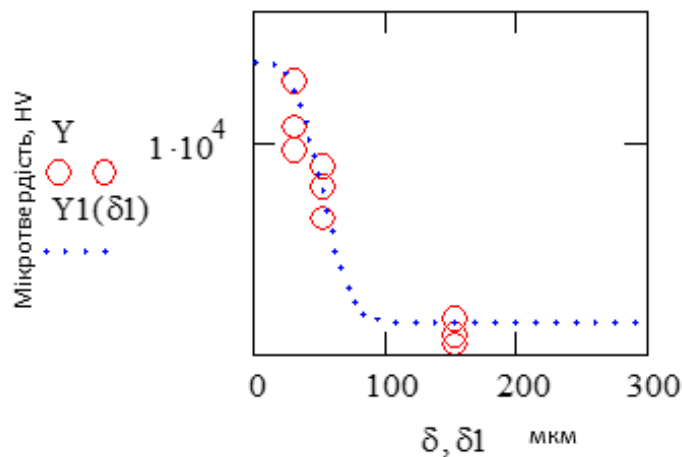


Рисунок 4.8 – Графік з експериментальними точками розподілу мікротвердості по глибині дифузійного шару і з розрахунковими значеннями мікротвердості на основі пропонуваної моделі сталі 5Х3В3МФС після карбонітрації

Усі результати моделювання розподілу мікротвердості (HV) по глибині дифузійної зони (δ) зведені в таблицю 4.9

Таблиця 4.9 – Результати моделювання розподілу мікротвердості (HV) за глибиною дифузійної зони (δ)

Карбонітрація		
4X5MФ1С	$HV(\delta) = -1585 \ln(\delta) + 13950$	$HV(\delta) = 4000 + 4290 \cdot e^{-9,6 \cdot 10^{-8} \delta^{3,08}}$
5X3В3МФС (ДІ-23)	$HV(\delta) = 0,1154 \delta^2 - 58,636 \delta + 11792$	$HV(\delta) = 6000 + 5800 \cdot e^{-9,8 \cdot 10^{-7} \delta^{3,4}}$
Іонне азотування		
4X5MФ1С	$HV(\delta) = -1437 \ln(\delta) + 12748$	$HV(\delta) = 5390 + 4770 \cdot e^{-1,98 \cdot 10^{-5} \delta^{2,877}}$
5X3В3МФС (ДІ-23)	$HV(\delta) = -0,0006 \delta^3 + 0,4381 \delta^2 - 94,276 \delta + 11752$	$HV(\delta) = 6000 + 4600 \cdot e^{-8,8 \cdot 10^{-6} \delta^3}$

Висновки по четвертому розділу:

1. Всі представлені моделі можуть бути використані для розрахункової оцінки мікротвердості на глибині заданого дифузного шару з певним ступенем похибки.

2. Моделі, побудовані на основі регресійного аналізу, є досить формальними та слабо відображають фізико-хімічні процеси, що лежать в основі хіміко-термічної обробки. Моделі ж, які побудовані на основі перетворення рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі, можуть бути кориснішими для більш обґрунтованої інтерпретації значень мікротвердості у дифузійній зоні поверхні, що насичується.

3. Зокрема з рівняння (4.10) наприклад, видно, що для процесу іонного азотування величина $1,98 \cdot 10^{-5}$ може бути інтерпретована, як оцінка константи швидкості фазового перетворення [200, 203-204], яка для іонного азотування на 1 – 3 порядку вище проти аналогічних констант для карбонітрації як для сталі 4X5MФ1С, так і для сталі 5X3В3МФС (ДІ-23) (4.11- 4.13).

РОЗДІЛ 5 ПРАКТИЧНЕ ВИКОРИСТАННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕННЯ У ВИРОБНИЧИХ УМОВАХ

5.1 Проведення випробувань трубопресового інструменту в виробничих умовах

Випробування трубопресового інструменту було проведено на горизонтальному трубопрофільному пресі зусиллям 16 МН на «ТОВ ВО ОСКАР» м. Дніпро.

Найширше застосування пресування отримало для виробництва труб з низькопластичних сталей і сплавів (Додаток Ч, рисунок Ч.1). На горизонтальному гідравлічному пресі здійснюється тільки операція пресування труб з гільз, отриманих прошивкою на вертикальних пресах або свердлінням і подальшим експандуванням. Гідравлічні трубопрофільні преси мають привід від спеціальних насосно-акумуляторних станцій [172].

Гідравлічний привід дозволяє створити преси значного діапазону зусиль – $4 \div 80$ МН і більше (аж до унікальних пресів зусиллям $100 - 300$ МН для пресування сталевих труб діаметром $500 \div 1200$ мм). Преси мають в основному горизонтальне виконання. У вітчизняній чорній металургії працюють чотири горизонтальних гідравлічних трубопрофільних преси: 16, 20, 31,5 і 55 МН. Постійна швидкість пресування дозволяє одержувати на таких пресах труби майже з будь-яких сталей і сплавів, а застосування скломастила забезпечує високу якість [205].

На випробування надані голки в кількості 6 штук зі сталі 4X5MФ1С діаметром 50 мм і довжиною 1300 мм. Внаслідок низької стійкості голок (до 50 – 80 пресувань) була запропонована удосконалена технологія термозміцнення голок – виконання після загартування з відпуском хіміко-термічної обробки – карбонітрації (на ТОВ «Карбаз» м. Суми) в розплавах солей ціанатів і карбонатів при $570 \div 580^{\circ}\text{C}$ для отримання шару товщиною

0,3 – 0,4 мм і твердістю $HV_{0,1}$ 950-1100. Якщо стійкість голок-оправок після звичайного термозміцнення складає 50 – 80 пресувань, то голки, додатково піддані хіміко-термічній обробці (карбонітрації) показали стійкість 100 – 130 пресувань, внаслідок більш високої твердості, зносостійкості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні внаслідок проведення карбонітрації в розплавах солей ціанатів і карбонатів [172, 93, 75, 64],. Акт № 2 результатів випробувань від 20.08.2020 р.

На випробування подано матричні кільця трубопрофільного пресу у кількості 8 (восьми) штук: зі сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) 6 (шість) штук (1 штука діаметром 63,5 мм, 2 штуки діаметром 73,5 мм, 3 штуки діаметром 71,5мм); зі сталі 4Х5МФ1С 2 (дві) штуки діаметром 71,5 мм і 73,5 мм [64, 95, 140].

Внаслідок низької стійкості матричних кілець (до 5 – 6 пресувань) була запропонована удосконалена технологія термозміцнення кілець – виконання після загартування з відпуском хіміко-термічної обробки – карбонітрації (на ТОВ «Карбаз» м. Суми) в розплавах солей ціанатів і карбонатів при $570 \div 580^{\circ}\text{C}$ для отримання шару товщиною 0,3 – 0,4 мм і твердістю $HV_{0,1}$ 1000 – 1150.

Якщо стійкість матричних кілець після звичайного термозміцнення складає 5 – 6 пресувань, то кільця, додатково піддані хіміко-термічній обробці (карбонітрації) показали стійкість 7 – 9 пресувань, внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні, внаслідок проведення карбонітрації в розплавах солей ціанатів і карбонатів [71, 95, 140,163]. Акт №1 від 12.08.2020 р.

Випробування кілець після іонного азотування проведені 23 червня 2021 р. на ТОВ «ВО ОСКАР» м. Дніпро. Акт № 7.

Результати випробувань: якщо стійкість матричних кілець зі сталі 5Х3В3МФС (ДІ-23) після звичайного термозміцнення складає 4 – 6 пресувань, то кільця з більш економнолегованої безвольфрамової сталі

4X5MФ1С, додатково піддані хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі ДВДР) показали стійкість 9 – 10 пресувань, внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні, внаслідок проведення іонного азотування.

Промислові випробування матричних кілець після термозміцнення і проведення хіміко-термічної обробки – іонного азотування в плазмі ДВДР і нанесення на робочу поверхню кілець комбінованого покриття TiZrN/NbN в лабораторії плазмових технологій ННЦ ХФТІ м. Харків проведені 23 червня 2021 р. [163, 64, 75]. Акт №8.

На випробування подано матричні кільця трубопрофільного пресу у кількості 3 (трьох) штук: зі сталі 4X5MФ1С діаметром 73,5 мм. Кільця виготовлені на ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь) і піддані зміцнюючій термічній обробці (ступеневе загартування з 1050 ÷ 1070°C та двократному відпуску при 550 ÷ 570°C (1 відпуск) та 530 ÷ 550°C (2 відпуск). Іонне азотування кілець в плазмі ДВДР з послідуєчим нанесенням на робочі поверхні комбінованого покриття TiZrN/NbN було виконано на установці «Булат-6» лабораторії плазмових технологій ННЦ ХФТІ м. Харків [64, 93, 95].

Результати випробувань: якщо стійкість матричних кілець зі сталі 5X3B3MФC (ДІ-23) після звичайного термозміцнення складає 4 – 6 пресувань, то кільця з більш економнолегованої безвольфрамової сталі 4X5MФ1С, додатково піддані хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі ДВДР) і послідуєчим нанесенням комбінованих покриттів показали стійкість 12 – 13 пресувань, внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, утворення особливої структури на поверхні, внаслідок проведення іонного азотування і нанесення зносостійкого покриття [64, 172,95].

На випробування подано матричні кільця трубопрофільного пресу у кількості 3 (трьох) штук зі сталі 5X3B3MФC (ДІ-23) і 3 (трьох) штук зі сталі

4X5MФ1С діаметром 71,5 мм. Кільця виготовлені на ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь і піддані зміцнюючій термічній обробці (ступеневе загартування з $1080 \div 1100^{\circ}\text{C}$ та двократному відпуску при $550 \div 570^{\circ}\text{C}$ (1 відпуск) та $530 \div 550^{\circ}\text{C}$ (2 відпуск) з послідуочим газоплазмовим нанесенням після термозміцнення нанопокриттів з сучасних аморфних сплавів на робочі поверхні кілець [163, 140,71]. Акт №3 від 6 листопада 2020 р.

Результати випробувань: якщо стійкість матричних кілець після звичайного термозміцнення складає 4 – 6 пресувань, то кільця, додатково піддані газоплазмовому нанесенню покриттів з аморфного сплаву, показали стійкість 9 – 10 пресувань, внаслідок більш високої твердості, теплостійкості, зносостійкості.

5.2 Проведення випробувань трубного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб в виробничих умовах

Процес ХПТР був створений та використовується для виробництва особливотонкостінних труб підвищеної якості.

Роликові стани періодичної дії призначені для холодної прокатки труб з тонкими і особливо-тонкими стінками (діаметром $4 \div 120$ мм, товщиною стінки $0,03 \div 3,0$ мм. Схема деформації металу на станах ХПТР [169] аналогічна холодній прокатці труб на валкових станах (Додаток Ч, рисунок Ч.2).

До теперішнього часу вітчизняною промисловістю виготовлені і працюють на різних заводах стани ХПТР п'яти типорозмірів: $4 \div 8$, $8 \div 15$, $15 \div 30$, $30 \div 60$ і $60 \div 120$ (цифри вказують на мінімальний і максимальний діаметри труб, що прокочуються) [169]. Більшість маршрутів виробництва тонкостінних труб передбачає два проходи на роликових станах. Це пояснюється тим, що валкові стани не можуть забезпечити точності геометричних розмірів труб [64,71]. Заготовкою для роликових станів

служать труби, прокочені на станах ХПТ або одержані волочінням. Основною характеристикою типорозміру стану є діапазон діаметрів готових труб, які прокочуються на даному стані [2].

Випробування інструменту стану ХПТР проведені на підприємстві «ТОВ ВО ОСКАР» (м. Нікополь) на стані ХПТР «15-30».

На випробування подано оправки стану ХПТР у кількості 3 (трьох) штук з сталі 60С2ХФА діаметром 21,6 мм і довжиною 350 мм (довжина робочої частини 310 мм). Інструмент піддають нормалізації для покращення механічних властивостей, шліфуванню, послідуєчому іонному азотуванню в плазмі вакуумно-дугового розряду, наступному поліруванню повстяним кругом за допомогою пасти ГОІ, хромуванню для захисту від окислення і зміцнюючій термічній обробці (загартуванню з $870 \div 880^{\circ}\text{C}$ в маслі і подальшому відпуску при $260 \div 280^{\circ}\text{C}$ для зміцнення оправок і отримання високої поверхневої твердості $\text{HV}_{0,5} 789-820$ [64, 93, 95, 140].

Результати випробувань: якщо стійкість оправок стану ХПТР з сталі 60С2ХФА після звичайного термозміцнення складає 295 – 300 м, то інструмент, додатково підданий хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі ДВДР) і подальшому термозміцненню загартуванням з відпуском, показав стійкість 380 – 420 м внаслідок більш високої поверхневої твердості, зносостійкості, утворення особливої структури на поверхні. Акт №5 від 19 січня 2021 р.

На випробування подано оправки стану ХПТР у кількості 3 (трьох) штук з сталі 60С2ХФА діаметром 17,9 мм і довжиною 350 мм (довжина робочої частини 310 мм) і 6 (шість) опорних планок довжиною 210 мм, шириною 80 мм і висотою 47,42 мм і шириною доріжок 25 мм і 20 мм (під трубу діаметром 15 – 22 мм і 23 – 30 мм відповідно). Інструмент підданий зміцнюючій термічній обробці (загартуванню з $870 \div 880^{\circ}\text{C}$ і подальшому відпуску при $260 \div 280^{\circ}\text{C}$ для отримання твердості HRC 53-59). З метою підвищення стійкості оправок і планок після шліфування їх піддали

плазмовому нанесенню зносостійких покриттів TiN і (TiZr)N, що значно підвищило зносостійкість і експлуатаційні властивості інструменту [64,75, 163, 93]. Акт №4 від 19 січня 2021 р.

Мета випробування: оцінити доцільність нанесення зносостійких покриттів на поверхню прокатного інструменту з метою покращення його зносостійкості, твердості, експлуатаційної стійкості.

Результати випробувань: якщо стійкість оправок і опорних планок стану ХПТР з сталі 60С2ХФА після звичайного термозміцнення складає 295 і 5120 м відповідно, то інструмент, додатково підданий нанесенню зносостійких покриттів TiN і (TiZr)N товщиною 6 – 7 мкм, показали стійкість 450 і 5860 м відповідно внаслідок більш високої поверхневої твердості, зносостійкості, утворення особливої структури на поверхні [64, 71, 95].

На випробування подано ролики стану ХПТР у кількості 3 (трьох) штук з сталі 4Х5МФ1С замість сталі 60С2ХФА шириною 65 мм під діаметр труби 16 мм. Ролики виготовлені на ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь) і піддані зміцнюючій термічній обробці (ступеневе загартування з 1070 ÷ 1080°C та двократному відпуску при 550 ÷ 570°C (1 відпуск) та 530 ÷ 550°C (2 відпуск)).

Для підвищення твердості і зносостійкості ролики в подальшому піддані іонному азотуванню при 530 ÷ 550°C для отримання азотованого шару 0,05 – 0,07 мм і плазмовому нанесенню зносостійкого покриття TiN товщиною 6 – 7 мкм (Акт №6 від 20 січня 2021 р.).

Мета випробування: оцінити доцільність проведення хіміко-термічної обробки роликів, заміни сталі 60С2ХФА на вториннотвердіючу сталь 4Х5МФ1С для виготовлення прокатного інструменту, з метою покращення зносостійкості, твердості, експлуатаційної стійкості, контактної витривалості.

Результати випробувань: якщо стійкість роликів стану ХПТР 15-30 з сталі 60С2ХФА після звичайного термозміцнення (загартування з низьким

відпуском) складає 1023 – 1030 м/комплект, то інструмент з сталі 4X5MФ1С, після загартування з високим відпуском, додатково підданий хіміко-термічній обробці (іонному азотуванню в плазмі дугового розряду) і подальшому нанесенню зносостійкого покриття TiN, показав стійкість 1860 – 2030 м/комплект, тобто в 1,7 разів вище, внаслідок більш високої поверхневої твердості, зносостійкості, утворення особливої структури на поверхні [140, 163, 71].

На випробування подано ролики стану ХПТР у кількості 3 (трьох) штук з сталі 4X5MФ1С шириною 65 мм під діаметр труби 16 мм. Ролики виготовлені на ТОВ «Метінсервіс Груп» (м. Нікополь) і піддані зміцнюючій термічній обробці (ступеневе загартування з 1070 ÷ 1080°C та двократному відпуску при 550 ÷ 570°C (1 відпуск) та 530 ÷ 550°C (2 відпуск), і 3 (три) опорні планки довжиною 210 мм, шириною 80 мм і висотою 47,42 мм і шириною доріжок 25 мм (під трубу діаметром 15 – 22 мм). Планки виготовлені на ТОВ ВО «ОСКАР» (м. Нікополь) і піддані зміцнюючій термічній обробці (ступеневе загартування з 1070 ÷ 1080°C та двократному відпуску при 550 ÷ 570°C (1 відпуск) та 530 ÷ 550°C (2 відпуск) [64, 71, 140].

Внаслідок недостатньої стійкості роликів (1050-1230 м на комплект) і опорних планок (5120 – 5240 м) стану ХПТР «15-30», запропонована удосконалена технологія зміцнення роликів і опорних планок—після загартування з відпуском на робочі поверхні роликів і опорних планок виконали газоплазмове нанесення нанопокриття аморфного сплаву на основі системи Fe-Si-B для отримання шару 0,1 ÷ 0,15 мм і твердістю HV_{0,1} 950 ÷ 1050 [64,140].

Результати випробувань показали, що ролики і опорні планки, додатково піддані газоплазмовому нанесенню покриттів з аморфного сплаву на основі системи Fe-Si-B показали стійкість 1860 – 2030 м на комплект і 5860 – 5930 м відповідно, внаслідок більш високої твердості (збільшення твердості

в 1,65 ÷ 1,8 рази і 1,2 – 1,3 рази відповідно), міцності, зносостійкості. [93, 163, 71].

Випробування в заводських умовах роликів і опорних планок з нанесеним покриттям показало збільшення їх стійкості на 20 ÷ 25% в порівнянні з технологією, що використовується на підприємствах, та покращення якості внутрішньої поверхні труб. Акт № 3 від 06.11 2020 р.

Запропонована технологія термозміцнення і додаткового нанесення плазмовим напиленням на робочу поверхню трубного інструменту нанопокриттів з аморфних сплавів товщиною 100 ÷ 150 мкм виключає третій відпуск, змінює структуру і властивості поверхневого шару, підвищує міцність, зносостійкість і твердість до $HV_{0,1}$ 950 ÷ 1050 (в порівнянні з HV 587-690 по існуючій технології). В результаті сталь здобуває високу твердість на поверхні, яка необхідна в умовах значного тиску і тертя при роботі на трубопрокатних роликівих станах [94,70].

Розрахунки показників економічної ефективності запропонованих в роботі заходів наведено в додатку А.

Висновки по п'ятому розділу

Наукові результати дисертаційної роботи Кривчик Лілії Сергіївни рекомендовані до впровадження на трубних підприємствах м. Нікополь «ТОВ ВО Оскар» і «ПрАТ Сентравіс Продакшн Юкрейн». Зміцненню пропонується піддавати трубопресовий інструмент (матричні кільця і голки-оправки трубопрофільних пресів) і трубопрокатний інструмент станів холодної роликової прокатки корозійностійких труб (оправки, ролики, опорні планки станів ХПТР). Проведення хіміко-термічної обробки після загартування з відпуском при 530 ÷ 550°C інструментальних сталей 4X5MΦ1C, 5X3B3MΦC, 60C2XΦA (газового, іонного азотування в плазмі ДВДР, карбонітрації), а також нанесення покриттів аморфних сплавів і зносостійких покриттів TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN, TiN/CrN на робочі

поверхні інструменту значно, на $25 \div 30\%$, збільшує експлуатаційні властивості інструменту і термін його експлуатації, а також якість внутрішньої поверхні корозійностійких труб [64, 140,163,71]. Акти впровадження додаються.

В процесі впровадження виконані наступні роботи:

1) Проведений аналіз способів зміцнення трубопресового і трубопрокатного інструменту.

2) Розроблені оптимальні режими загартування з відпуском інструменту.

3) Запропоновані режими хіміко-термічної обробки інструменту з метою покращення поверхневих властивостей в умовах інтенсивного зношення.

4) Досліджено вплив режимів азотування і карбонітрації і послідуочого нанесення покриттів на структуру, фазовий склад і властивості поверхні інструменту.

5) Розроблена технологія зміцнення інструменту (іонне азотування, карбонітрація), нанесення покриттів аморфних сплавів і зносостійких покриттів TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN.

Отримані наступні результати:

Результати впровадження на ТОВ «ВО ОСКАР» і «ПрАТ Сентравіс Продакшн Юкрейн» технологій азотування і карбонітрації трубного інструменту і наступного осадження покриттів аморфних сплавів на основі Fe-C-Si-B і зносостійких покриттів TiN, TiZrN, NbN, TiZrN/NbN на робочі поверхні інструменту, дозволили отримати значний економічний ефект за рахунок зниження витрат на інструмент, скоротити недоліки виробництва за рахунок зменшення кількості переналадок обладнання і збільшити продуктивність праці при пресуванні і прокатці на станах ХПТР корозійностійких труб, при цьому стійкість інструменту підвищилась в 1,5 – 2,5 рази.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ РОБОТИ

У дисертаційній роботі на основі аналітичних і експериментальних досліджень запропоновані нові рішення науково-технічної задачі, які полягають у розробці параметрів зміцнюючих технологій трубного інструменту для виробництва гарячепресованих і холоднодеформованих труб. В результаті проведених досліджень виявлено наступне:

1. В роботі для збільшення експлуатаційної стійкості трубного інструменту запропоновано використовувати для виготовлення опорних планок і роликів станів ХПТР замість сталі 60С2ХФА сталь 4Х5МФ1С, а для інструменту гарячого пресування корозійностійких труб (матричні кільця горизонтальних пресів) замість сталі з вольфрамом 5Х3В3МФС використовувати сталь 4Х5МФ1С, що у поєднанні з запропонованою комбінованою технологією термічної обробки забезпечує підвищення в 1,5–2 рази експлуатаційну стійкість інструменту.

2. Для підвищення стійкості трубного інструменту (інструменту для гарячого пресування корозійностійких труб та для холодної роликової прокатки особливо тонкостінних корозійностійких труб), в роботі розглянуті шляхи та запропоновані нові раціональні схеми комбінованих зміцнюючих технологій трубного інструменту:

2.1 Запропоновано для виготовлення інструменту гарячої і холодної деформації (матричних кілець, роликів і опорних планок) сталь 4Х5МФ1С, температура аустенітизації якої $1050 \div 1070^{\circ}\text{C}$ забезпечує раціональне насичення аустеніту легуючими елементами та сприяє досягненню ефекту вторинного твердіння (на рівні твердості 48 – 53 HRC) після загартування та наступних відпусків при $550 \div 570^{\circ}\text{C}$ (перший відпуск) та $530 \div 550^{\circ}\text{C}$ (другий відпуск) і поєднання третього відпуску з іонним азотуванням при температурі $540 \div 570^{\circ}\text{C}$. Рекомендовано нагрівання до температури аустенітизації проводити ступінчасто, внаслідок низької теплопроводності сталі (спочатку

повільно до $800 \div 850^{\circ}\text{C}$ в шахтній печі, а потім швидко до кінцевої температури в соляній ванні, що виключає окислення і знеуглецювання інструменту). Для матричних кілець з сталі 5Х3В3МФС пропонується використовувати температуру аустенізації $1070 \div 1100^{\circ}\text{C}$ внаслідок більшого вміщення легуючих елементів і складності розчинення тугоплавкого карбїду вольфраму. Структура інструменту після об'ємного загартування і відпусків – мартенсит відпущений та карбїди легуючих елементів.

2.2 Загартування інструменту з даних марок сталі рекомендується проводити шляхом підстужування з температури аустенізації на повітрі до $950 \div 900^{\circ}\text{C}$ (тобто $\geq A_{r3}$), а у якості охолоджувального середовища для загартування інструменту запропоновано використовувати замість масла водний розчин полімеру Aqua-Quench 400 на основі акрилату при концентрації $20 \div 35\%$, як більш економічне, технологічне, пожежобезпечне та екологічно чисте гартувальне середовище.

2.3 Запропоновано використовувати у єдиному технологічному циклі проведення комбінованої обробки для пресового інструменту (матричних кілець, роликів, опорних планок), яка включає після об'ємного загартування, багаторазових відпусків додатково іонне азотування поверхні інструменту в плазмі вакуумно-дугового розряду, яке було виконано в лабораторії плазмових технологій ННЦ ХФТІ (м. Харків) на установці «Булат-6» при наступних параметрах: тиск в робочій камері $P = 1,3 \cdot 10^{-3}\text{Па}$, температура процесу $540 \div 570^{\circ}\text{C}$, струм дугового розряду на катоді Ti - 100 А. Відстань від катода до кілець 500 мм. Осадження покриттів здійснювалося при негативному потенціалі – 200В при безперервному обертанні обертального механізму з інструментом. Час нанесення покриття товщиною шару $50 \div 70\text{мкм}$ – 90 хв.

2.4 Запропоновано для матричних кілець, роликів і опорних планок зі сталі 4Х5МФ1С здійснювати комбіновану обробку у єдиному

технологічному циклі, яка включає після об'ємного загартування, багаторазових відпусків та іонного азотування (на товщину шару $50 \div 70$ мкм), додаткове осадження наноструктурного покриття TiN товщиною $6 - 7$ мкм при тривалості процесу – 90 хв., або нанесення багат шарових покриттів TiZrN/NbN товщиною $5 - 7$ мкм при тривалості процесу 1 година; (струм дугового розряду на катоді Ti 100 А. Відстань від катода до деталей 500 мм. Осадження покриттів здійснювалося при негативному потенціалі – 200 В при безперервному обертанні поворотного механізму. Час напилення покриття 90 хв.).

2.5 Для збільшення експлуатаційної стійкості голок-оправок і матричних кілець (трубопресовий інструмент) зі сталей 4X5MФ1С і 5X3B3MФС запропоновано комбіновану обробку, яка включає об'ємне загартування з подальшими двома відпусками та поєднання в наступній операції третього відпуску з карбонітрацією інструменту в розплавах солей ціанатів і карбонатів лужних металів. Така комбінована обробка рекомендована у зв'язку зі значним розміром голок-оправок та відсутністю в країні відповідних розмірів камер для азотування. Основні параметри процесу карбонітрації: попередня підготовка – очищення, промивання, знежирення; підігрів деталей до температури $350 \div 400^{\circ}\text{C}$; потім карбонітрація в розплаві солей ціанатів і карбонатів лужних металів при $560 \div 570^{\circ}\text{C}$, підстижування на повітрі до $350 \div 400^{\circ}\text{C}$, оксидування в лужному розплаві при $350 \div 400^{\circ}\text{C}$ протягом 0,5 год, і наступне охолодження на повітрі до кімнатної температури;

2.6 Матричні кільця (трубопресовий інструмент) і ролики станів ХПТР з сталі 4X5MФ1С після об'ємного загартування і двократного відпуску рекомендовано піддавати додатковому плазмовому нанесенню на поверхню порошку аморфного сплаву на основі системи « Fe-Si-B» товщиною $100 \div 150$ мкм з тривалістю процесу 1–1,5 год, що дозволяє збільшити експлуатаційну стійкість інструменту на $25 \div 30\%$ (для плазмового

напилення на поверхню інструменту використовували порошок фракцією 50 – 150 мкм; перед застосуванням проводили сушку порошку в сушильній шафі при температурі 150 ÷ 200°C протягом 2 – 3 годин; попередня підготовка поверхні інструменту полягала в активізації поверхні і наданні їй необхідної шорсткості методом пневмо-абразивної обробки електрокорундом марки F-16 при тиску 0,5 МПа. Після пневмо-абразивної обробки інструмент обдували сухим стислим повітрям для видалення часток абразиву з поверхні; перерва між пневмо-абразивною обробкою і нанесенням покриттів не повинна перевищувати 2 – 4 год; покриття наносили на універсальній плазмовій установці УПУ-3 - максимальна сила струму (на азоті) – 400 А; фракція порошку, що напилюється – 40 ÷ 315 мкм; продуктивність напилення – до 2-х кг/год.; витрата води на охолодження плазмотрона – до 7 л/хв.; тиск води на вході у плазмотрон – не менше 0,2 МПа; температура води на виході з плазмотрону – не більше 50°C);

3. Порівняння механічних властивостей сталей і експлуатаційної стійкості інструменту після проведених зміцнюючих обробок свідчать про наступне:

3.1 Для голок-оправок і матричних кілець трубопрофільного пресу з сталі 4X5MФ1С після реалізації комплексної обробки з використанням карбонітрації, яка рекомендується для проведення обробки виробів значних розмірів, твердість поверхневого шару збільшується до рівня 9500 ÷ 10000МПа, а експлуатаційна стійкість інструменту в 1,5 – 2 рази; що забезпечується утворенням на поверхні інструменту зміцненого шару, який складається з декількох зон (верхній шар являє собою ϵ - карбонітрид типу $Fe_3(NC)$, під яким розташовується зона (γ' - фази типу $Fe_4(NC)$, під якою знаходиться дифузійна зона (гетерофазний шар), яка складається з твердого розчину вуглецю і азоту в α -залізі з включеннями карбонітридних фаз легуючих елементів (Cr, Mo, V), твердість якої значно вища твердості серцевини. Азот і вуглець, присутні в карбонітрованому шарі, сповільнюють

процеси перетворення твердих розчинів і коагуляцію карбонітридних фаз, внаслідок чого висока твердість карбонітрованого шару зберігається до температур вище 650°C , а інтенсивне охолодження інструменту після кожного циклу пресування, сприяє зберіганню карбонітрованого шару і його властивостей, що підтвердили результати металографічних досліджень, електронної мікроскопії, рентгеноструктурних досліджень та дослідження механічних властивостей і результати промислової апробації дослідного інструменту.

3.2 Для матричних кілець з сталі 5X3B3MFC після реалізації комплексної обробки з використанням карбонітрації, твердість поверхневого шару збільшується до рівня $10000 \div 12000$ МПа, а експлуатаційна стійкість інструменту в 1,5 – 2 рази; що забезпечується утворенням на поверхні інструменту зміцненого шару, який складається з декількох зон (верхній шар являє собою ϵ - карбонітрид типу $\text{Fe}_3(\text{NC})$, під яким розташовується зона (γ' - фази типу $\text{Fe}_4(\text{NC})$, під якою знаходиться дифузійна зона (гетерофазний шар), яка складається з твердого розчину вуглецю і азоту в α -залізі з включеннями карбонітридних фаз легуючих елементів (W, Cr, Mo, V), твердість якої значно вища твердості серцевини. Азот і вуглець, присутні в карбонітрованому шарі, сповільнюють процеси перетворення твердих розчинів і коагуляцію карбонітридних фаз, внаслідок чого висока твердість карбонітрованого шару зберігається до температур вище 650°C , а інтенсивне охолодження інструменту після кожного циклу пресування, сприяє зберіганню карбонітрованого шару і його властивостей, що підтвердили результати металографічних досліджень, електронної мікроскопії, рентгеноструктурних досліджень та дослідження механічних властивостей і результати промислової апробації дослідного інструменту.

3.3 Для матричних кілець з сталей 4X5MФ1С і 5X3B3MFC після іонного азотування твердість поверхневого шару підвищилась до рівня 9500-11000МПа, а експлуатаційна стійкість інструменту збільшилася в 1,5 – 1,7

рази, що забезпечується утворенням на поверхні інструменту зміцненого шару, який складається після іонного азотування з нітридної зони Fe_{2-3}N (ϵ -фаза) і Fe_4N (γ' -фаза) і підшару азотистого фериту (α -фаза), в якому при охолодженні виділяються нітриди хрому, молібдену, ванадію, що підтвердили результати металографічних досліджень, електронної мікроскопії, рентгеноструктурних досліджень та випробування механічних властивостей і результатами промислової апробації інструменту.

3.4 Для інструменту станів ХПТР з сталі 4Х5МФ1С після реалізації комплексної обробки з іонним азотуванням та з подальшим нанесенням зносостійких субструктурних покриттів твердість на поверхні покриття досягає $23000 \div 25000$ МПа, а експлуатаційна стійкість інструменту підвищилась в 1,5 – 2,5 рази. Ці показники твердості і експлуатаційної стійкості забезпечуються структурно-фазовим складом покриття, який уявляє собою зону на поверхні багат шарових TiN , TiZrN , NbN , TiZrN/NbN , TiN/CrN мікро- і субструктурних покриттів, під якими розташовані послідовно нітриди ϵ -фази (Fe_{2-3}N), γ' -фази (Fe_4N) та дифузійна зона α -фази (насичений азотом мартенсит відпуску) з нітридами і карбідами легуючих елементів, що підтвердили результати металографічних досліджень, електронної мікроскопії, рентгеноструктурного аналізу, механічних випробувань та промислового випробування дослідного інструменту.

4. В роботі побудована математична модель розподілу мікротвердості дифузійної зони в поверхневих шарах інструменту зі сталей 4Х5МФ1С і 5Х3В3МФС після комбінованої обробки (додатковим азотуванням або карбонітрацією) за допомогою ПП «Matchad» і «Excel», яка відображає адитивне накладання закономірностей кінетики, дифузійних потоків та фазових перетворень і дозволяє розрахунковим шляхом оцінювати мікротвердість зміцненого шару на задану глибину.

ЛІТЕРАТУРА

1. Мельник В.С., Сабол С.Ф., Бородій Ю.П., Кліско А.В. Інструмент для пресування труб. Тези доповідей загальноуніверситетської науково-технічної конференції молодих вчених та студентів, присвяченої дню Науки. Секція «Машинобудування», 2010. С. 51-52.
2. Друян В. М., Гуляєв Ю.Г., Чукмасов С.О. Теорія та технологія трубного виробництва: підручник. Дніпро: VAL, 2000. 587 с.
3. Кузьмич В. О., Косенко В.М., Бузенко Л.В. Технологія виробництва сталевих труб методом гарячого пресування: підручник. Київ : НТУУ «КПІ», 2011. 224 с.
4. Гавриленко О. В. Основи технології виробництва труб методом гарячого пресування : навчальний посібник. Харків : ХНАДУ, 2017. 144 с.
5. Головань В. В. Технологія виробництва труб : навчальний посібник Кривий Ріг: КНТУ, 2014. 240 с.
6. Підкова О. В., Головня В.В., Лозицький В.М. Технологія виготовлення труб зі спеціальними властивостями : навчальний посібник Київ: Центр учбової літератури, 2008. 320 с.
7. Чукмасов С.Ф. Зиньковський А.А., Петриченко І.П. Повышение износостойкости и срока службы машин. Киев: Наукова думка, 1960. С. 110-115.
8. Спосіб електроіскрового зміцнення поверхні металів та сплавів: патент 40858 Україна, МПК В23Н 1/00. № u2008 13977 заявл. 04.12.2008; опубл. 27.04.2009, Бюл. №8.
9. Воронов А.В. Создание наноструктурных состояний в поверхностных слоях комбинированным методом ионной имплантации – магнетронного распыления – ультразвуковой обработки. Физическая мезомеханика, 2005. №8. С.113-116.

10. Copley, S. The Origin of Freckles in Unidirectional Solidified Casting Text. Met / Trans. 1970. V. 1. P. 1787-1794.
11. Levashov, E.A. Materials science and technological aspects of electrospark deposition of nanostructured WC-Co coatings onto titanium substrates. Plasma Processes and Polymers. 2007. Vol. 4, N. 3. P. 293-300.
12. Klement, W. Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys. Nature. 1960. Vol. 187, N 4740. P. 869-870.
13. Nanomaterials: Synthesis, properties, and applications / ed. by A. S. Edelstein, R. C. Cammarata. Bristol : Institute of Physics Publ., 1996. P. 596.
14. Le Comber, P.G. Electronic and structural of amorphous semiconductors. London ; N. Y. : Academic press, 1973. P. 373.
15. Fecht, H., J. Nanostructure formation by mechanical attrition. Nanostructured Materials. 1995. Vol. 6, N. 1-4. P. 33-42.
16. Weeber, A. W. Amorphization by ball milling. A review. Physica B: Condensed Matter. 1988. Vol. 153, N. 1-3. P. 93-135.
17. Valiev, R. Z. Structure and mechanical properties of ultrafine-grained metals. Materials Science and Engineering : A. 1997. Vol. 234-236. P. 59-66.
18. Segal, V. M. Materials processing by simple shear. Materials Science and Engineering : A. 1995. Vol. 197, N 2. P. 157-164.
19. Yamasaki, T. Formation of amorphous electrodeposited Ni-W alloys and their nanocrystallization. Nanostructured Materials. 1998. Vol. 10, N. 3. P. 375-388.
20. Ahmad, J. High strength Ni-Fe-W and Ni-Fe-W-P alloys produced by electrodeposition. Materials Transactions. 2003. Vol. 44, N 10. P. 1942-1947.
21. Н.Е.Погребна, В.З.Куцова, Т.В.Котова, Способи зміцнення металів : навчальний посібник. Дніпро: НМетАУ, 2021. 89 с
22. Plasmawarmebehandlungen // Harter.-techn. Mitt., 1994, 49, №5. S.134.
23. Rolinski Edward. Surface properties of plasma - nitrated titanium alloys// Mater. Sei. and Eng. A., 1989, 108, №1-2. C.37-44.

24. Edenhafer B. Möglichkeiten und Grenzen der Plasmaaufkahlung // Harfer. -techn. Mitt, 1990, 45, №3. S. 154-161.

25. Lensch Gunter, Bady Torsten, Bohling Michael. Легирование рабочей поверхности двигателей из алюминиевых сплавов с использованием лазера. Laserlegieren der Laufflachen von Aluminium-Motoren. Hanser Fachz.1999. №2, Suppl.: Laser-Praxis. С.12-13.

26. Putatunda S. K., Nambiar M., Clark N. Influence of laser hardening on mechanical properties of a low alloy steel. Surface Engineering, 1997. №13 .p. 13-18.

27. The Influence of Laser Surface Heat Treatment on Mechanical Properties and Wear Resistance of High Carbon-Low Alloy Steel / Dr. Khalid Osman Sharaf // Damascus University Journal Vol. (27), 2011. №2. С.201-215.

28. Mazzoldi P., Della Mea G., Battaglin G., Miotello A., Servidori M., Bacci D., Jannitti E. // Phys.Rev. Lett, 1980. V. 44. P. 88.

29. Johnson Koqen N., Sheldon G.L. Advacez in the elctre spark deposition coating process. Достижения в области электроискрового осаждения покрытий //J. Vac. Sei. AndTechnow, 1986. P.1115-1120.

30. Hertz, H. Improving fatigue life through advanced shot peening technigues Manuf. Eng. (USA). N. Y., 1984. - Vol. 92, № 5. P. 87-97.

31. Industry news // The shot peener. 2006. Winter. P. 38.

32. Kirk, D. Coverage: Development, measurement, control and significance The shot peener. 2002. Fall. P. 33-36.

33. Kirk, D. Prediction and control of indent diameter. The shot peener. 2004. Spring. P. 18-21.

34. Kirk, D. Actual and predicted shot peening indentations. The shot peener. 2004. Summer. P. 24-28.

35. Kirk, D. Theoretical principles of shot peening coverage. The shot peener. 2005. Spring. P. 24-28.

36. Lida, K. Dent and affected layer produced by shot peening. The second international conference on shot peening (ICSP2). Paris, 1984. P. 283-292.

37. Matlin, M. The modeling of shot movement in portable and pneumodynamic equipment. MECHANIKA -2002: proc. of the Int. Conf., Kaunas, April 4-5, 2002 / Kaunas Univ. of Technology. Kaunas, 2002. P. 129-134.

38. Miller, H. H. Shot peening coverage. Meeting of division XX on shot penning iron and steel technical committee society of automotive engineers (USA). N. Y., 1952. P. 1-13.

39. Prevey, P. S. The effect of shot peening coverage on residual stress, cold work and fatigue in Ni-Cr-Mo low allow steel. The eighth international conference on shot peening (ICSP8). Leipzig, 2002. P. 1-7.

40. Lida K. Dent and affected layer produced by shot peening. The second international conference on shot peening (ICSP2). Paris, 1984. P. 283-292.

41. Matlin M. The modeling of shot movement in portable and pneumodynamic equipment. MECHANIKA -2002: proc. of the Int. Conf., Kaunas, April 4-5, 2002 / Kaunas Univ. of Technology. Kaunas, 2002. P. 129-134.

42. Таранов А.С. Повышение эффективности упрочнения поверхности валов при ремонте сельскохозяйственной техники поверхностным пластическим деформированием в переменном магнитном поле: дис. ... кандидата технических наук : 05.02.08. Курган. 1992. 217 с.

43. Отений Я.Н. Технологическое обеспечение качества деталей машин при обработке поверхностным пластическим деформированием роликами: дис. ... д.т.н.: 05.02.08. Ростов-на-Дону. 386 с.

44. В.І.Кальченко, В.В.Кальченко, В.І.Венжега Відновлення деталей автомобілів: навчальний посібник. Чернігів: ЧНТУ, 2013. 192 с

45. Ванеев В.В. Разработка и исследование многофункциональных электрофизических покрытий, упрочнение инструмента и деталей химико-термической и комбинированными обработками: дис. кандидата технических наук : 05.16.01. Воронеж, 2006. 125 с.

46. Дощечкіна І.В., Дяченко С.С., Пономаренко І.В. Вплив поверхневого зміцнення на механічні властивості виробів. Автомобільний транспорт: сб. наук. пр. Харків: ХНАДУ, 2005. Вип.16. С. 79-82.

47. Vasylyev M.A. Corrosion of 2024 alloy after ultrasonic impact cladding with iron. Surface Engineering. 2018. № 34:4. P. 324–329.

48. Mordyuk B.N Structurally induced enhancement in corrosion resistance of Zr – 2.5% Nb alloy in saline solution by applying ultrasonic impact peening. Mater. Sci. Eng. A- 2013. Vol. 559. P. 453 – 461.

49. Khripta N.I. Surface Layers of Zr-18%Nb Alloy Modified by Ultrasonic Impact Treatment: Microstructure, Hardness and Corrosion. J. Mater. Eng. Perform. 2017. Vol. 26, №11. P. 5446–5455.

50. Афтандіянц Є.Г., Зазимко Є.В., Лопатько К.Г. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: підручник. Київ: НАУ, 2008р. 234 с.

51.Тарельник В.Б. Триботехнічне матеріалознавство та триботехнологія в задачах: навчальний посібник. Київ: Університетська книга, 2023. 192 с.

52. Коган Я.Д. Перспективы развития поверхностного упрочнения материалов деталей машин и инструмента. МиТОМ. 1993. №3. С. 5-9.

53. Большаков В.И., Долженков И.Е. Оборудование термических цехов, технологии термической обработки металлопродукции: учебник. Днепропетровск, 2010. 619 с.

54. Стефановський Ю.В. Технологія термічної обробки металів і сплавів: підручник. К.: Вища школа, 2008. 384 с.

55. Косенко В.А., Кадомський С.В. Технологія конструкційних матеріалів та матеріалознавство: підручник. Київ: Університет «Україна», 2012 р. 267 с.

56. Більченко О.В., Дудка О.І., Лобода П.І. Матеріалознавство: навч.посіб. К. : Кондор, 2009. 154 с.

57. Афанасєва О.В. Матеріалознавство та конструкційні матеріали: навчальний посібник. Харків: ХНУРЕ, 2016. 188 с.
58. Боброва Т.Б., Високос С.М., Глушко Ю.Ю., Пеховка М.В. та інші Матеріалознавство: навчальний посібник. Київ: Ресурсний центр «Гурт». 2019. 167 с.
59. Таран Ю.М., Калінушкін С.П., Куцова В.З. Металознавство і ТО металів із застосуванням комп'ютерних технологій навчання: ч. II Дніпропетровськ: Дніпрокнига, 2002. 186 с
60. Гарнець В.М., Коваленко В.М. Конструкційне матеріалознавство: підручник. Київ: Либідь, 2007. 190 с
61. Бялік О.М., Черненко В.С. Металознавство : підручник 2-е вид., переробл. і допов. Київ : Політехніка, 2008. 384 с.
62. Логойда І. О. Хіміко-термічна обробка сталей: навчальний посібник. Київ: НТУУ «КПІ», 2017. 292 с.
63. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Столбовий В.О., Сребрянський Г.О. Зміцнення інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб за допомогою сучасних видів хіміко-термічної обробки, Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2022. №4, С.40-47.
64. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Дейнеко Л.М., Столбовий В.О. Дослідження структури і властивостей штампових сталей для виготовлення трубного інструменту після проведення зміцнюючої термічної і хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів, Металургійна та гірничорудна промисловість. 2021. №2, С. 71-88.
65. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л. Столбовий В.О., Могиленець М.В., Думенко К.О. Використання хіміко-термічної обробки з метою зміцнення трубного інструменту для виробництва нержавіючих труб, Металургійна і гірничорудна промисловість. 2020. №4, С. 52-71.

66. Kryvchuk L., Pinchuk V.L., Khokhlova T.S., Ivanov I.V., Mohylenets M.V., Dumenko K.A., Article title. Journal of Engineering Sciences. THE CARBONITRATION OF THE TOOL FOR THE STAINLESS STEEL PIPES PRESSING. 2020. Vol.7(1). P. 1–5, doi:10.21272/jes.2020.7(1).e1.

67. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Цеханський Д.Н., Пінчук В.Л. Особливості виробництва труб пресуванням. Шляхи підвищення стійкості трубопресового інструменту, XIII-а Всеукраїнська конференція «Молоді вчені 2023 – від теорії до практики» м. Дніпро 23 березня 2023 р.

68. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. Використання хіміко-термічної обробки для покращення експлуатаційних властивостей трубопресового інструменту // Матеріали Всеукраїнської конференції «Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку» Національна металургійна академія України, м. Дніпро, 18 грудня 2019 р. С. 72-76.

69. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. Використання хіміко-термічної обробки з метою покращення експлуатаційних властивостей інструмента для пресування нержавіючих труб // XI Міжнародна науково-практична інтернет-конференція «Сучасний рух науки» м. Дніпро. 8-9 жовтня 2020 р., С. 347-353

70. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л. «Хіміко-термічна обробка трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб – ефективний сучасний засіб термозміцнення з метою покращення експлуатаційних властивостей інструменту» // IX International Scientific and Practical Conference INTERNATIONAL FORUM: PROBLEMS AND SCIENTIFIC SOLUTIONS Australia. Melbourne, February 6-8, 2022 С.583-597

71. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л. Сучасні шляхи зміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб» Proceedings of the 12th International Scientific and Practical Conference SCIENTIFIC RESEARCH IN XXI CENTURY OTTAWA, CANADA 16-18.07.2022. С. 368-380

72. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. Зміцнення трубного інструменту для виробництва гарячопресованих і холоднодеформованих корозійностійких труб, Конкурсна робота на отримання Премії НАН України, грудень 2022 р.

73. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., студенти гр. ОТ-19 ВСП «Нікопольський фаховий коледж УДУНТ» Бушева А.П., Пендюков П.Д., Харченко К.В. Науково-дослідна робота «Зміцнення трубного інструменту для виробництва гарячопресованих і холоднодеформованих корозійностійких труб» (секція – «експериментальні технології»), обласний конкурс науково-пошукових робіт здобувачів освіти «STEM - підхід до прогресивних технологій» на базі ВСП «Криворізький технічний фаховий коледж УДУНТ», грудень 2022 р.

74. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Родін Д., Акчурін О., Сахно Д. Удосконалення технології термозміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення його експлуатаційних характеристик // Всеукраїнська науково-практична конференція «Інтеграція науки, суспільства, виробництва та промисловості: проблеми та перспективи розвитку» серед педагогічних працівників та здобувачів освіти закладів фахової передвищої освіти», м. Кривий Ріг, 17-18 лютого 2022 р.

75. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. «Шляхи зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення його експлуатаційних характеристик» // V Международная научно- практическая конференция THEORY AND PRACTICE OF SCIENCE: KEY ASPECTS. Рим. Італія. 7-8 ноября, 2021, С. 349-371

76. Nicoll, A.R. Wahe G. Oxidation and High temperature corrosion Behaviour of modified M Cr Al Y Cast Materials // Proc. Conf. 7th Metal Soc. Of AIME Pennsylvania, 1984. P. 621.

77. Nicoll, A.R. Wahe G. The effect of alloying additions on M Cr Al Y systems an experimental study // Thin Solid Films 1982. 95. № 1 p. 2134.

78. Fudjita Y, Kouka H, Takey M. Application of nitriding for dies and tools. // The 8th Int. Congr. Heat Treat. Mater. «Heat and Surface 92». Tokyo, 1992.
79. Knap J., Pesetsky D., Hill F. Vapor Plating with Dicumenchromium Reparation and Properties of Chromium Plate. Plating, 1966, v.53, №6. P. 772-782.
80. Polanska P. Борирование с применением паст инструментов и деталей машин//Przeglad mechaniczny. 1982. T.41. №20. P.31-32.
81. Aufbau und Eigenschaften von Lasernitrierten Randschichten // Barnikel J., Bergmann H.W., Reichstein S. // HTM: Harter. techn. Mitt. 1998.53. №5. P.337-342.
82. Kunst H. Борирование деталей машин и инструментов // Technik und Betrieb. 1977. T.29. №1.29. Енэда А. Особенности процесса порошкового борирования // Киндзоку хёмен гидзюцу. 1975. Т.26. №5. С.238-243.
83. Kodama M., Shabaik A. Mashing evaluation of cemented carbide tools coated with and TiC by the actwated reactive evaporation prosess. Thin solid films. 1978. P.54.
84. Nowacki J. EinfluB von Phosphorbeimengungen zu Nitrieratmosphären auf Aufbau und Eigenschaften von Nitrierschichten // Harter.- Techn. Mitt., 1991, 46, №1, P.47-51.
85. Матвієнко І.І. Технологія хіміко-термічної обробки сталей. К.: Вища школа, 2003. 416 с.
86. Павленко Р. М. Технологія хіміко-термічної обробки металів: навчальний посібник. Київ: ВПЦ «Київський університет», 2014. 319 с.
87. Азаренков С.І., Бойко Л.В., Боровик В.В. та ін. Хіміко-термічна обробка сталей: навчальний посібник. К.: НТУУ "КПІ", 2015.
88. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Сребрянський Г.О. Методи підвищення зносостійкості і експлуатаційних характеристик трубопресового інструменту // Матеріали XI Міжнародної конференції «Молоді вчені 2020 –

від теорії до практики» Національна металургійна академія України, м. Дніпро, С. 65-73

89. Спосіб термічної обробки інструментальної сталі: пат. 143032 Україна: МПК С21.Д 9/00, С21Д 9/26, С23С 8/24; заяв.26.12.2019 р., опубл. 10.07.2020 р.

90. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., студенти НТ НМетАУ Подгібалов О., Юрков М. Методи зміцнення трубопресового інструменту // Матеріали Всеукраїнської науково-практичної конференції для творчої молоді України Маріуполь, 26 квітня 2020 р.

91. Кривчик Л.С. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб шляхом нанесення зносостійких покриттів // Конференція «Інформаційні технології в галузі», м. Кривий Ріг, 17.03.2022 р., ВСП «КТФК УДУНТ».

92. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С. «Комбінована обробка трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб» // I Міжнародна науково-практична інтернет-конференція «Механізми розвитку науково-технічного потенціалу» м. Дніпро, 11-12 листопада 2021 р., С. 144-150

93. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Столбовий В.О., Дейнеко Л.М. Зміцнення трубного інструменту шляхом проведення комбінованої обробки – іонного азотування з нанесенням зносостійких покриттів» // IV Міжнародній конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» м. Гельсінкі, Фінляндія. Листопад 2021 р.

94. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Столбовий В.О. Зміцнення інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб шляхом проведення хіміко-термічної обробки і нанесення зносостійких покриттів //XVI-а міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» Болгарія Технічний університет м. Варна, 31 травня – 03 червня 2021 р С. 88-95

95. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. Вибір зміцнюючої технології трубопресового інструмента для виробництва нержавіючих труб // VIII Міжнародна науково-практична конференція «Modern problems in science», Прага, Чехія, 9-12 листопада 2020 р., С. 699-707

96. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л., Столбовий В.О. Зміцнення трубного інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення його механічних і трибологічних властивостей», V-а міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід», 29 листопада 2022 р.

97. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л. Шляхи термозміцнення трубопресового інструменту для виробництва неіржавіючих труб // Матеріали Всеукраїнської науково-технічної конференції студентів і молодих вчених “Молода академія 2020” (м. Дніпро, 21-22 травня 2020 р.). – Т. 1. – Дніпро, НМетАУ, 2020.

98. Риженкова О. М., Чуйко В.С. Виробництво труб за технологією гарячого пресування : навч. посіб. К.: Національний металургійний університет України, 2014. 200 с

99. Бойко І. Г., Бондаренко В.П. Технологія виробництва труб методом гарячого пресування : навчальний посібник. Харків : ХНУРЕ, 2011. 204 с.

100. Петров В. О., Шинкаренко О.В. Виробництво труб шляхом гарячого пресування: підручник. Київ : Наукова думка, 2017. 320 с.

101. Головань В. В., Сергієнко А.О., Приходько І.О. Технологія виробництва труб методом гарячого пресування : навчальний посібник. Кривий Ріг : КНТУ, 2014. 188 с.

102. Василенко І. І., Широков В.В., Василенко Ю.І. Конструкційні та електротехнічні матеріали : навч. посіб. Львів : Магнолія, 2006, 2009. 242 с.

103. Гогаєв К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К. Інструментальні штампові сталі для гарячого деформування. Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. №8. С. 18-20.

104. Тимошенко В.А., Никифорчин Ю.М. Матеріалознавство : метод. вказівки і контрольні завдання. Івано-Франківськ : ІФНТУНГ, 2004. 26 с.
105. Попович В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: словник-довідник: навч. посібник. Львів : б. в., 2006. 184с.
106. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Карпова Т.П. Інструмент для пресування нержавіючих труб і технологія його термічної обробки // Матеріали III Міжнародної конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» Нідерланди, м. Амстердам, 12-14 листопада 2019 р., С. 252-258.
107. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Подгібалов О., Юрков М. Методи зміцнення трубопресового інструменту // Матеріали Всеукраїнської науково-практичної конференції для творчої молоді України Маріуполь, 26 квітня 2020 р.
108. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Андрусенко Л.С., студенти гр. ОТ-20 ВСП «Нікопольський фаховий коледж УДУНТ» Запаснюк В., Шевченко Р. Науково-дослідна робота Удосконалення технології термічної обробки голки трубопрофільного преса зусиллям 44 МН для пресування корозійностійких труб в умовах «ПрАТ Сентравіс Продакшн Юкрейн», Міжрегіональна науково – творча очно-заочна конференція «Україна єдина – творчість молодих», 16 березня 2023 р.
109. Будник А.Ф. Типове обладнання термічних цехів та діляниць: навчальний посібник. Суми: Вид-во СумДУ, 2008. 212 с
110. Кривцун М.М. Хіміко-термічна обробка металів та сплавів: навчальний посібник. К.: НАУ, 2014.
111. Чуйко С.В. Хіміко-термічна обробка металів і сплавів: навчальний посібник. К.: Логос, 2008.
112. Козинець І.М. Хіміко-термічна обробка металів та сплавів: навчальний посібник. Львів: ЛНТУ, 2007.

113. Ломино С., Овчаренко В.Д., Полякова Г.Н., Андреев А.А., Шулаев А.М. Межэлектродная плазма вакуумной дуги в атмосфере азота . Сб. докл. 5-го Межд. симпозиума «Вакуумные технологии и системы», ISVTE-5. Харьков, 2002. С. 202-222.

114. Brading H.J., Morton P.H, Earweaker G. Plasma-nitriding with nitrogen, hydrogen and argon gasmixtures: Structure and composition of coating // Surf. Eng. 1992. v.8. №3. P 206-211.

115. Лахтин Ю.М., Крымский Ю.Н Физические процессы при ионном азотировании. Защитные покрытия на металлах. 1968. в. 2., С. 225-229.

116. Andrea Szilagyine Biro. Trends of nitriding processes. Production Processes and Systems. 2013. vol. 6., №1. P. 57-66.

117. Axinte Mihai, Nejneru Carmen, Perju Manuela Cristina, Cimpoeşu Nicanor, Hopulele Ion, Research on hollow cathode effect and edge effect avoidance in plasma nitriding treatment. Tehnomus New Technologies and Products in Machine Manufacturing Technologies, no.18, Suceava, 2011, P.181-184.

118. Arnell R.D., Kelly P.J. Recent advances in magnetron sputtering. Surf. and Coat. Technol., V.112, 1999, P. 170-176.

119. Balusamy T., Sankara Narayanan T.S.N., Ravichandran K., Song Park Il, Min Ho Lee. Plasma nitriding of AISI 304 stainless steel: Role of surface mechanical attrition treatment. Materials Characterization. 08/2013; 85.P. 38-47.

120. Андреев А.А., Саблев Л.П., Шулаев В.М. О роли атомарного азота при химико-термической обработке сталей в газовом вакуумно-дуговом разряде. Сб. докл. 5-й Межд. конф. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов», Харьков: ННЦ ХФТИ, 2005, ч. 1, С. 246-250.

121. Саблев Л.П., Ломино Н.С., Ступак Р.И., Андреев А.А., Чикрыжов А.А. Двухступенчатый вакуумно-дуговой разряд: характеристики и методы создания. Сб. докл. 6-й Межд. конф. «Оборудование и технологии

термической обработки металлов и сплавов». Харьков, 2005, ч. 2, С. 159 – 169.

122. Edenhofer B. The ion nitrating process – thermo chemical treatment of steel and cast materials. *Metal and Material Technological*, 1976, v.8, №8, P. 421-426.

123. G. Palumbo, S.J.Thorple, K.T.Aust. On the Cotribution of Triple Junctions to Structure and Properties of Nanocrstalline Materials. *Scripta Metall. Mater.* 1990, v. 24, P. 1347-1350.

124. S. Zhang, D. Sun, Y. Fu, H. Du. Recent advances of superhard nanocomposite coatings: a review. *Surface and Coatings Technology*. 2003, v. 167, P. 113-119.

125. S. Veprek, M.G.J. Veprek-Heijman, P. Karvankova, J. Prochazka. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites. *Thin Solid Films*. 2005, v. 476, P. 1-29.

126. *Metastable, Mechanically Alloyed and Nanocrystalline Materials / By edited R. Shulz. Part 1. Transtech Publications, Zurich, 1996, P. 263.*

127. H. Gleiter. Nanocrystalline materials. *Mechanical Properties and Deformation Behaviour of Materials Having Ultra-Fine Microstructures / eds. M. Nastasi et al. Netherlands: Kluwer Akad.Publ., 1993, P. 3-35.*

128. H. Gleiter Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta mater.* 2000, v. 48, P. 1-29.

129. S.H. Yao. Evaluation of TiN/AlN nano-multilayer coatings on drills used for micro-drilling // *Surface and Coatings Technology*. 2005, v. 197, P. 351-357.

130. Саблев Л.П., Ломино Н.С., Ступак Р.И., Андреев А.А., Чикрыжов А.А. Двухступенчатый вакуумно-дуговой разряд: характеристики и методы создания. Сб. докл. 6-й Межд. конф. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов». Харьков, 2005, ч. 2, С. 159 – 169.

131. Спосіб термічної обробки виробів з легованих інструментальних сталей: пат. 151611 Україна: МПК С21D 9/22, С23С 8/24; заяв. 14.04.2022 р., опубл. 18.08.2022 р.

132. Могильная Е.П., Дубасов В.М. «Ионное азотирование изделий из конструкционной стали 38ХМФА», СНУ ім. Володимира Даля, м. Луганськ, Україна, С. 193-198.

133. Mogilenets M.V. Karbonitratsiya v rasplavesoley (Carbonitration in salt melt), International information and technical journal "Equipment and tools for professionals". 2018.

134. Chatterjee – Fisher R. Nitriding and carbonitriding: textbook. Per. with him. R. Chatterjee – Fisher, F. Ayzell, edited by A.V. Supova. M.: Metallurgy. 1990.

135. Koshenkov V.N. "Complex Chemical-term. Processing Features Steels" . Science Rise. 2015. No.4 (2). С. 59-63

136. Спосіб хіміко-термічної обробки трубопресового інструменту з інструментальної сталі: пат. 146692 Україна: МПК С21D 9/22, С23С 8/00; заяв. 16.10.2020 р., опубл. 11.03.2021 р.

137. Карбівський Є.В. Основи технології хіміко-термічної обробки металів: навчальний посібник. К.: ВПЦ "Київський університет", 2011.

138. Москаленко Ю.С. та ін. Хімічні методи підвищення якості конструкційних матеріалів. К.: НТУУ "КПІ", 2016.

139. Шаповалов А.В. та ін. Хімічна термообробка металів: навчальний посібник. К.: НТУУ "КПІ", 2015.

140. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. Зміцнення трубопресового інструмента карбонітрацією. Переваги процесу в порівнянні з газовим азотуванням // II Всеукраїнська конференція «Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку», 18 грудня 2020 р. С. 88-97

141. Кривчик Л.С. « Карбонітрація – засіб зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб з метою покращення

його експлуатаційних характеристик», обласна науково-методична онлайн-конференція «Інноваційні технології в галузі» на базі ВСП «Криворізький технічний фаховий коледж УДУНТ». 26 січня 2023 р.

142. S.H. Yao, Y.L. Su, W.H. Kao, T.H. Liu. On the microdrilling and turning performance of TiN/AlN nano-multilayer films. *Materials Science and Engineering*. A. 2005, v. 392, Issues 1-2, P. 340-347.

143. G.A. Pribytkov, E.N. Korosteleva, S.G. Psakhie, I.M. Goncharenko, Yu.F. Ivanov, N.N. Koval, P.M. Shanin, A.V. Gurskih, V.V. Korjova, Yu.P. Mironov. Nanostructured titanium nitride coatings produced by arc sputtering of composite cathodes. I. Cathodes structure, phase composition and sputtering peculiarities // *Proceedings of 7th Int. Conf. On Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows*. Tomsk, 2004, P. 163 - 166.

144. H.S. Myung, H.M. Lee, L.R. Shaginyan, J.G. Han. Microstructure and mechanical properties of Cu doped TiN superhard nanocomposite coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2003, v. 163-164, P. 591-596.

145. P. Karvankova, H.-D. Mannling, C. Eggs, S. Veprek. Thermal stability of ZrN-Ni and CrN-Ni superhard nanocomposite coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2001, v. 146-147, P. 280-285.

146. S. Sambasian and W.T. Petuskey. Phase chemistry in the Ti-Si-N system: Thermochemical review with phase stability diagrams. *Journal of Materials Research*. 1994, v. 9, N 9, P. 2362-2369.

147. C. Ducros, V. Benevent, F. Sanchette. Deposition, characterisation and machining performance of multilayer PVD coatings on cemented carbide cutting tools. *Surface and Coatings Technology*. 2003, v. 163-164, P. 681-688.

148. Горохівський А. Є. Термічна обробка деталей з наноструктурними шаровидними покриттями: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. Львівський національний університет імені Івана Франка. Львів, 2017. 176 с.

149. Фесенко А.Г., Убізький М.М., Кулик О.В., Шевчук Д.І. Спеціальні покриття в машинобудуванні: навчальний посібник. Д: РВВ ДНУ, 2009. 92 с.

150. Liquid Metals: Chemistry and Physics (Monographs and Textbooks in Material Science, Vol. 4)

151. Карتماзов Г.Н., Андреев А.А. Формирование нанослойных $TiNx$ - $CrNx$ -покрытий методом вакуумно-дугового осаждения. Сб. докл. Харьковской нанотехнологической ассамблеи «Нанотехнологии-2008». Харьков: ННЦ ХФТИ, 2008, С.226-238.

152. Столбовий В.О. Фізико-технологічні основи формування багат шарових наноструктурних вакуумно-дугових покриттів на основі нітридів тугоплавких металів: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д-ра тех. наук: 01.04.07. Харків, 2021, 36 с.

153. 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). Вип. № 2 (41). 2014. ПолтНТУ. С. 139-146.

154. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия Киев: Техніка, 1986. 223 с.

155. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Дейнеко Л.М., Столбовий В.О. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійно стійких труб шляхом нанесення зносостійких нанопокриттів. Збірник наукових праць «Наносистеми, нанотехнології і наноматеріали», Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України. 2022. №3, т.20., С.693-714.

156. Сребрянский Г.А., Стовпченко А.П. Новый подход к получению порошковых материалов. *Materialy V Miedzynarodowa Sasja Naukowa Nowe*

Technologie i osiągnięcia w metalurgii inżynierii materiałowej, Польша, Politechnica Czestochowska, Wydawnictwo Wipmifs, 2004. P. 618-621.

157. Сребрянский Г.А., Стародубцев Ю.Н. Основные принципы совершенствования технологии производства аморфной ленты. Сталь., 1991. № 9. С. 73–78.

158. Рахманов С.Р. Некоторые перспективы повышения износостойкости трубопрессового инструмента. Metallurgическая и горнорудная промышленность. 2011, №4 (269). С. 97-100.

159. Спосіб зміцнення трубопресового інструменту з інструментальної сталі: пат. 148695 Україна: МПК C21D 1/00, C23C 8/72, C23C 4/134, C21D 9/08; заяв. 09.09.2021 р., опубл. 19.02.2021 р.

160. Тимофеев В.Н. Калита В.И. Комлев Д.И. Формирование покрытий с аморфной структурой при плазменном напылении. ФХОМ, 1996, №4, С. 47-49.

161. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Пінчук В.Л., Головачов А.М., Сребрянський Г.О., Носенко В.К., Загородній О.Б. Зміцнення трубного інструменту для холодної роликової прокатки корозійностійких труб нанесенням покриттів аморфних сплавів. Науково-технічний журнал «Вопросы атомной науки и техники» ХФТІ. 2021. №5. С. 131-138, (SCOPUS), doi:org /10.46813/ 2021-135-131.

162. Пінчук В.Л., Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Сребрянський Г.О. Зміцнення матричних кілець горизонтального трубопрофільного пресу для виробництва нержавіючих труб шляхом нанесення нанопокриттів аморфних сплавів // XII-й міжнародній конференції «Молоді вчені 2021 – від теорії до практики» Національна металургійна академія України, м. Дніпро. 25 березня 2021 р., С. 65-73

163. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л., Сребрянський Г.О. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб шляхом нанесення покриттів зносостійких аморфних

сплавів» XIII International Scientific and Practical Conference «Multidisciplinary academic research, innovation and results», Prague, Czech Republic. 05-08 April 2022, С. 736-748

164. Фролов В.Ф., Данченко В.Н., Фролов Я.В. Холодная прокатка труб: монографія. Днепропетровск: Пороги, 2005. 255 с.

165. Фролов В.Ф., Данченко В.Н., Фролов Я.В. Холодная пильгерная прокатка труб. Днепропетровск: Пороги, 2005. 255 с.

166. Дічек, Н. І. Прокатні стани : підручник. К. : Либідь, 2014. 328 с.

167. Дехтярев В. С., Фролов Я.В. Эффективная калибровка для станов холодной прокатки труб. Вестник технического университета Украины «Киевский политехнический институт». (Mash Semiatin, S.L. Formability of sandwich sheet materials in plane strain

168. Антощенко А.Е. Разработка мероприятий по повышению качества прокатного инструмента станов холодной прокатки труб дис.... канд. тех.наук, 05.16.01. / Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. М. 2007. 156 с.

169. Попов М.В., Атанасов С.В., Беликов Ю.М. Совершенствование процесса периодической прокатки труб. Днепропетровск: ООО Независимая издательская организация «Дива», 2008. 192 с

170. Прастосович С. І., Скрипник М.В., Кузнецов О.М. Технологія виробництва труб з металевих матеріалів: навчальний посібник. Харків : НТУ «ХП».

171. Білянський, В. О., Голубев В.І., Кардаш Г.І. Труби і трубопроводи: навчальний посібник К.: ВПЦ "Київський університет", 2006. 480 с.

172. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С. Зміцнення трубного інструменту для холодної роликової прокатки тонкостінних корозійностійких труб // XVIII Міжнародна науково-практична конференція «Research and development results », Афіни, Греція, 6-9 квітня 2021 р. С. 186-192

173. Кривчик Л.С., Пінчук В.Л., Хохлова Т.С., Очеретько Л.В. Особливості виробництва труб холодною роликовою прокаткою. Шляхи підвищення стійкості трубного інструменту», XVII-а міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» Болгарія, м. Варна 5-8 червня 2023 р

174. Александров В.А., Богданов К.В. Азотирование инструмента из высокохромистых и быстрорежущих сталей. Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 5. С. 14-20.

175. Карбівський Є.В. Основи технології хіміко-термічної обробки металів: навчальний посібник. К.: ВПЦ "Київський університет", 2011.

176. Москаленко Ю.С. та ін. Хімічні методи підвищення якості конструкційних матеріалів. К.: НТУУ "КПІ", 2016.

177. Шаповалов А.В. та ін. Хімічна термообробка металів: навчальний посібник. К.: НТУУ "КПІ", 2015.

178. Солнцев, Ю.П., Беліков С.Б., Волчок І.П., Шейко С.П. Спеціальні конструкційні матеріали: підручник для вищих навчальних закладів. Запоріжжя: «ВАЛПІС-ПОЛІГРАФ», 2010. 536 с.

179. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали: учебник для Вузов. М.: Металлургия, 1985. 408 с.

180. Краснокутський Л.Г. «Теплотехнічні процеси і конструкції нагрівальних печей»: навчальний посібник. К.: ІСДО, 1995.

181. Большаков В.І., Береза О.Ю., Харченко В.І. Прикладне матеріалознавство: підручник. Дніпропетровськ РВА «Дніпро-УАІ», 2000.

182. Гуль Ю.П. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів: навчальний посібник. Дніпро: НМетАУ, 2017.

183. Губенко С.І. Методи дослідження неметалевих включень. Дніпро.: НМетАУ, 2017. 49 с.

184. Губенко С.І., Парусов, В.В., Деревянченко І.В. Неметалеві включення в сталі. Дніпропетровськ: Арт-прес, 2005. 536с

185. Технологічна інструкція ТОВ ВО «Оскар» ТІ 11-1 « Визначення хімічних елементів в металах оптико-емісійним спектральним аналізом», 2017.

186. Лиопо В.А., Война В.В. Рентгеновская дифрактометрия: учебное пособие. Гродно: ГрГУ им. Я. Купалы, 2003, 171 с.

187. Ralph B., The processing of metal matrix composites — an overview/B. Ralph, H.C. Yuen and W.B. Lee. Journal of Materials Processing Technology. – 1997. vol. 63. №1-3. P. 339 – 353.

188. Antonyuk, V.S., Soroka, E.B., Lyashenko, B.A., Rutkovskii, A.V. Discontinuous coatings on cutting tools. Strength of Materials, 2007. 39, No 1, P. 99 – 102.

189. Starr C.D. Notes on the Plastic Critical Temperature in Strain Induced Martensite Reactions. Journal of Metals, 1953, v.5, №5, P.654

190. Semiatin, S.L. Formability of sandwich sheet materials in plane strain compression and rolling. Metallurgical and Materials Transactions. 1979. № 10(1), P. 97-107

191. Quadir, M.Z. Influence of processing parameters on the bond toughness of rollbonded aluminum strip. Scripta Materialia. 2008. № 58(11). P. 959-962.

192. Rino J.J., An overview on development of aluminium metal matrix composites with hybrid reinforcement. International Journal of Science and Research. 2012. vol. 1. №3. P. 196-203.

193. Copley, S. The Origin of Freckles in Unidirectional Solidified Casting Text. Met / Trans. 1970. V. 1. P. 1787-1794.

194. Способ ионного азотирования стали: патент на изобретение № 2413784 / Р.М. Киреев, К.Н. Рамазанов, Р.К. Вафин. МПК: 8 C23C8/36, C21D9/30 от 30.06.2009, 3 с.

195. Пастух И.М., Каплун В.Г., Рудык А. Е. Повышение надежности и долговечности конструкционных элементов упрочнением поверхности диффузионным ионно-плазменным методом. Доповіді міжнародної

науковотехнічної конференції "Надійність машин та прогнозування їх ресурсу", Ів.-Франківськ, 2000. С. 435-444.

196. M. Bader, H.- J. Spies, K. Hock, E. Broszeit, H.-J. Schroder. Properties of duplex treated (gas-nitriding and PVD-TiN, Cr₂N) low alloy steel. *Surface and Coatings Tecnnollogy*. 1998, v. 98, P. 891-896.

197. S. Luridiana, A. Miotello. Spectrofotometric study of oxide growth on arc evaporated TiN and ZrN coatings during hot air oxidation tests. *Thin Solid Films*. 1996, v. 290-291, P. 289-293.

198. Сігова В.І. Методи локальної поверхневої обробки деталей машин: навчальний посібник. Суми: Вид-во СумДУ, 2008. 218 с

199. Куликов І. В. Вплив технологічних факторів на якість труб, отриманих методом гарячого пресування : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01. Харківський національний технічний університет сільського господарства імені Петра Василенка. Х., 2011. 197 с.

200. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учебник. М., Металлургия, 1974, 175 с.

201. Johnson W.A., Mehl R.T. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Trans AIME* 1939. V. 185. P. 416–442.

202. Avrami M. Kinetics of phase change. II Transformation-time relations for random distribution of nuclei. *J. Chem. Phys.* 1940. V. 8. P. 212–224.

203. Kolmogorov A.N. On the Statistical Theory of Crystallization of Metals. *Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Mat.* 1937. V. 3. P. 355–359

204. Дж. Кристиан Теория превращений в металлах и сплавах, часть 1: учебное пособие Дж. Кристиан, Издательство «Мир», 1978. 96 с

205. Кривчик Л.С., Романова Н.С. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб за допомогою хіміко-термічної обробки. Побудова математичної моделі розподілу мікротвердості дифузійної зони в поверхневих шарах інструменту після різних видів хіміко-термічної обробки, Науково-технічний журнал «Металознавство та термічна

обробка металів», Придніпровська державна Академія будівництва і архітектури. 2022. №3, С. 42-59.

206. Бойчик І.М. Економіка підприємства: навчальний посібник. Вид. 2-ге, доп. і перер. К.: Атіка, 2006. 528 с.

207. Покропивний С.Ф. Економіка підприємства: підручник. К.: КНЕУ, 2006. 528 с.

208. Мамедова Е.І. Калькулювання собівартості: методичний посібник. Запоріжжя: Поліграф, 2008. 60 с

209. Тодорович І.Г. Хімічна термообробка металів: підручник. Львів: Світ, 2009.