

УДК 621.785.5:539.3:620.18

**А. С. Мельченко; І. В. Віштак, канд. техн. наук, доц.****ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ТА НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИХ СТАНІВ СТАЛЕВИХ ПОВЕРХОНЬ ПІСЛЯ КОМПЛЕКСНОГО ІОННОГО АЗОТУВАННЯ**

У сучасному машинобудуванні та приладобудуванні підвищується роль поверхневої інженерії як одного з ключових напрямів забезпечення довговічності та надійності деталей машин. У статті представлено комплексну методика експериментального дослідження структурно-фазових та напружено-деформованих змін у поверхневих шарах сталевих деталей після комплексного іонного азотування, орієнтовану на кількісну оцінку ефективності зміцнювальної хіміко-термічної обробки. Запропонований підхід базується на поєднанні взаємодоповнюючих методів аналізу, зокрема рентгенівської дифракції, металографічних і мікроструктурних досліджень, вимірювання мікротвердості та оцінювання залишкових напружень, що дозволяє отримати цілісне уявлення про формування та еволюцію зміцнених поверхневих шарів.

Показано, що режими іонного азотування, зокрема температура, тривалість обробки, тиск робочого газового середовища та енергетичні параметри іонного бомбардування, істотно впливають на фазовий склад системи Fe-N, товщину з'єднувального (компаундного) нітридного дифузійного шарів, а також на характер розподілу залишкових напружень у приповерхневій зоні. У процесі азотування в поверхневому шарі сталі можуть формуватися різні структурні утворення, включаючи розширений аустеніт ( $\gamma N$ ), нітридні фази  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N та  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N, а також нітриди легувальних елементів, зокрема CrN, співвідношення яких визначається термодинамічними та кінетичними умовами процесу.

Встановлено кореляційний зв'язок між фазовим складом, профілями мікротвердості та рівнем стискувальних залишкових напружень, що безпосередньо впливає на експлуатаційні характеристики сталевих поверхонь, зокрема зносостійкість, контактну витривалість і опір втомному руйнуванню. Запропонована методика може бути використана для оптимізації режимів комплексного іонного азотування та прогнозування властивостей зміцнених поверхонь відповідальних машинобудівних вузлів, у тому числі газових опор шпиндельних систем.

**Ключові слова:** іонне азотування, структурно-фазові зміни, напружено-деформований стан, сталеві поверхні, мікротвердість.

**Вступ**

У сучасному машинобудуванні та приладобудуванні підвищується роль поверхневої інженерії як одного з ключових напрямів забезпечення довговічності та надійності деталей машин. Особливо це стосується сталевих елементів високоточного обладнання, які працюють в умовах інтенсивних контактних навантажень, циклічних напружень і мінімальних робочих зазорів. До таких елементів належать деталі шпиндельних вузлів, газових опор і напрямних ковзання, експлуатаційні характеристики яких значною мірою визначаються станом поверхневого шару.

Одним із найбільш ефективних методів хіміко-термічної обробки сталей є комплексне іонне азотування, що забезпечує формування зміцнених поверхневих шарів за рахунок дифузійного насичення азотом в умовах низького тиску та дії іонного бомбардування. Застосування іонно-плазмових технологій дозволяє знизити температуру процесу, інтенсифікувати масоперенос азоту та забезпечити формування заданого структурно-фазового стану поверхні з мінімальними тепловими деформаціями деталей.

Ефективність комплексного іонного азотування визначається не лише зростанням поверхневої твердості, але й характером фазових перетворень у системі Fe-N та формуванням сприятливого напружено-деформованого стану, зокрема розподілу залишкових напружень. У зв'язку з цим актуальною є розробка експериментальних методик,

що дозволяють комплексно оцінювати структурно-фазові зміни та параметри напруженого стану (рівень і розподіл залишкових напружень) у поверхневих шарах сталей після іонного азотування.

### Постановка проблеми

Комплексне іонне азотування є однією з найбільш ефективних сучасних технологій хіміко-термічної обробки сталевих деталей, спрямованою на суттєве підвищення їх зносостійкості, втомної міцності та корозійної тривкості за рахунок формування зміцнених поверхневих шарів з контрольованими структурно-фазовими характеристиками та сприятливим розподілом залишкових напружень [1 – 3]. На відміну від традиційних газових методів азотування, іонно-плазмові технології забезпечують більш інтенсивне насичення поверхні азотом за нижчих температур обробки, що дозволяє мінімізувати теплові деформації та зберегти геометричну точність деталей машин.

Газорозрядні іонні процеси азотування, як правило, реалізуються в атмосфері суміші  $N_2$ - $H_2$ , де активні іони азоту прискорюються електричним полем і взаємодіють з поверхнею оброблюваної деталі. У результаті такої взаємодії відбувається одночасно іонне бомбардування, активація поверхні та дифузійне проникнення азоту в приповерхневі шари металу [2]. Це зумовлює утворення твердих розчинів азоту в залізі, зокрема розширеного аустеніту  $\gamma N$ , а також кристалічних нітридних фаз системи  $Fe-N-\epsilon-Fe_{2-3}N$  та  $\gamma'-Fe_4N$ , співвідношення яких визначається температурно-часовими параметрами процесу та хімічним складом сталі [1, 3].

Формування фази  $\gamma'-Fe_4N$ , як правило, відбувається за помірних температур іонного азотування 480 – 550 °С. Утворений нітрид  $\gamma'-Fe_4N$  має високу твердість, що забезпечує підвищення зносостійкості та контактної довговічності деталей, які працюють в умовах циклічних навантажень [1]. Водночас, фаза  $\epsilon-Fe_{2-3}N$  забезпечує максимальні значення поверхневої твердості, однак її надмірний розвиток може призводити до зниження пластичності поверхневого шару, що обмежує її застосування для деталей з ударними або змінними навантаженнями [2].

Важливою особливістю комплексного іонного азотування є формування сприятливого напружено-деформованого стану поверхневого шару. Внаслідок дифузійного насичення азотом та фазових перетворень у зоні обробки виникають значні залишкові стискаючі напруження, величина яких може досягати сотень мегапаскалів і суттєво впливати на опір втомному руйнуванню [3, 4]. Саме наявність стискаючих залишкових напружень у поєднанні з підвищеною твердістю забезпечує зростання довговічності сталевих деталей, зокрема елементів підшипникових вузлів, напрямних ковзання та високонавантажених валів [1, 4].

Таким чином, комплексне іонне азотування слід розглядати як керований багатофакторний процес формування функціонально-орієнтованих поверхневих шарів, властивості яких визначаються не лише фазовим складом, але й градієнтним розподілом твердості та залишкових напружень по глибині [5, 6]. Це створює наукові передумови для подальшого поєднання іонного азотування з фінішними методами обробки, зокрема електроерозійним алмазним шліфуванням, з метою комплексної оптимізації експлуатаційних характеристик сталевих деталей машин.

Експериментальна оцінка структурних і фазових змін, а також розподілу залишкових напружень у поверхневих шарах сталей після комплексного іонного азотування є необхідною передумовою для науково обгрунтованої оптимізації технологічних режимів обробки та забезпечення високої ефективності термічного зміцнення. Саме результати експериментальних досліджень дозволяють встановити взаємозв'язок між параметрами процесу азотування та експлуатаційними характеристиками оброблених деталей машин.

### Аналіз останніх досліджень і публікацій

Експериментальні дані, наведені в роботах [2 – 6], свідчать, що фазовий склад азотованого

Наукові праці ВНТУ, 2026, №1, <https://doi.org/10.31649/2307-5376-2026-1-282-294>

шару істотно залежить від співвідношення температури та активності азоту в плазмі. За помірних температур (480 – 550 °С) та контрольованому потенціалі азоту переважно формується  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N-фаза, яка забезпечує оптимальне поєднання твердості, тріщиностійкості та адгезії до основного металу. За більш високої активності азоту можливе інтенсивне утворення  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N, що супроводжується зростанням мікротвердості, однак може призводити до підвищеної крихкості поверхневого шару [3].

Важливою складовою експериментальної оцінки є аналіз залишкових напружень, які формуються внаслідок дифузійного насичення азотом, фазових перетворень та градієнта концентрацій у приповерхневих шарах. У роботі авторів [5] показано, що іонно-плазмове азотування призводить до формування значних стискаючих залишкових напружень, максимальні значення яких локалізуються поблизу поверхні та поступово зменшуються з глибиною. Наявність таких напружень є критично важливою з точки зору підвищення опору втомному руйнуванню та зносостійкості сталевих деталей.

Комплексна експериментальна оцінка структурно-фазового стану, що включає рентгеноструктурний аналіз (XRD), вимірювання мікротвердості та визначення залишкових напружень, дозволяє кількісно описати вплив режимів іонного азотування на функціональні властивості поверхневого шару [2, 3, 5, 6]. Саме поєднання цих методів забезпечує достовірне визначення оптимальних параметрів процесу, за яких досягається максимальна ефективність термічного зміцнення без погіршення пластичності та довговічності деталей машин.

Таким чином, експериментальні дослідження структурних і фазових змін, а також розподілу залишкових напружень після іонного азотування, є ключовим елементом наукового обґрунтування технологічних режимів обробки та створюють основу для подальшого поєднання азотування з фінішними методами механічної обробки, зокрема електроерозійним алмазним шліфуванням.

Іонне (іонно-плазмове) азотування є різновидом хіміко-термічної обробки сталей, що реалізується шляхом дифузійного насичення поверхневих шарів азотом у середовищі низькотемпературної газорозрядної плазми при зниженому тиску. На відміну від традиційного газового азотування, іонне азотування поєднує теплову, дифузійну та іонно-бомбардуючу дію, що забезпечує більш інтенсивне формування зміцнених поверхневих шарів з керованими структурно-фазовими характеристиками [7 – 9].

Фізичною основою процесу є виникнення тліючого розряду в газовій суміші на основі азоту (N<sub>2</sub>) з добавками водню (H<sub>2</sub>), внаслідок чого утворюється потік іонів, атомів та активних радикалів азоту. Під дією прикладеного електричного поля позитивно заряджені іони азоту прискорюються в напрямку катода (оброблюваної деталі) та взаємодіють з її поверхнею, спричиняючи іонне очищення, активацію поверхні та інтенсифікацію дифузії азоту в кристалічну решітку сталі [8, 10]. Фізична природа іонного азотування базується на інтенсифікації масопереносу азоту за рахунок іонного бомбардування та створення високої концентрації активних частинок на поверхні. Згідно з сучасними уявленнями про кінетику частинок у азотовмісній плазмі [10], провідну роль у формуванні дифузійного потоку відіграють не лише іони N<sup>+</sup>, а й активовані нейтральні молекули, що забезпечує високу рівномірність зміцнення складних поверхонь газових опор.

Процес масопереносу азоту в сталі в загальному випадку описується другим законом дифузії Фіка [8, 11, 12], який для одновимірного випадку має вигляд:

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C(x,t)}{\partial x^2}, \quad (1)$$

де  $C(x, t)$  – концентрація азоту на глибині  $x$  у момент часу  $t$ ;  $D$  – коефіцієнт дифузії азоту в сталі;  $x$  – координата по глибині шару;  $t$  – тривалість азотування.

Коефіцієнт дифузії азоту ( $D$ ) має яскраво виражену температурну залежність і

підпорядковується рівнянню Арреніуса [2]:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

де  $D_0$  – передекспоненційний множник;  $Q$  – енергія активації дифузії азоту;  $R$  – універсальна газова стала;  $T$  – абсолютна температура азотування.

Під час іонного азотування на поверхні деталі підтримується майже стала концентрація активного азоту, що дозволяє застосовувати граничну умову постійної поверхневої концентрації. У цьому випадку аналітичний розв'язок рівняння Фіка призводить до характерного параболічного профілю концентрації азоту, який експериментально підтверджується методами GDOES, EPMA та XRD [10 – 13].

Зростання товщини азотованого шару в умовах дифузійного контролю підпорядковується параболічному закону росту, який описується співвідношенням:

$$x = k\sqrt{t}, \quad (3)$$

або

$$x^2 = k^2 t, \quad (4)$$

де  $x$  – ефективна товщина азотованого шару;  $t$  – час обробки;  $k$  – коефіцієнт росту шару, що залежить від температури, активності азоту та фазового складу поверхні.

Цей закон свідчить про те, що процес формування дифузійного шару є кінетично обмеженим дифузією, а не швидкістю поверхневих реакцій. Встановлено, що для фаз  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N та  $\varepsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N коефіцієнт росту шару істотно відрізняється, що пов'язано з різними значеннями коефіцієнтів дифузії азоту в цих фазах [14 – 16].

В реальних умовах іонного азотування дифузійний процес ускладнюється іонним бомбардуванням поверхні, яке призводить до зниження енергії активації дифузії; виникнення дефектів ґратки (вакансій, дислокацій); формування нерівноважних пересичених твердих розчинів ( $\gamma$ N).

Ці ефекти зумовлюють відхилення від класичної дифузійної моделі та пояснюють можливість формування значних товщин азотованих шарів за відносно низьких температур (450 – 520 °C) порівняно з традиційним газовим азотуванням [9, 17].

Окрім концентраційних градієнтів, дифузійне насичення азотом супроводжується виникненням власних деформацій ґратки, що приводить до формування залишкових напружень. Величина цих напружень корелює з локальною концентрацією азоту і може бути описана у спрощеному вигляді співвідношенням:

$$\sigma_{res} \sim E \cdot \frac{\Delta a}{a}, \quad (5)$$

де  $\sigma_{res}$  – залишкові напруження;  $E$  – модуль пружності сталі;  $\frac{\Delta a}{a}$  – відносна зміна параметра кристалічної ґратки внаслідок азотування.

Отже, математичний опис процесу іонного азотування ґрунтується на рівняннях дифузії Фіка з температурно-залежними коефіцієнтами та параболічних законах росту шару, що у поєднанні з іонно-плазмовими ефектами дозволяє адекватно описувати кінетику формування структурно-фазового та напружено-деформованого стану поверхневих шарів сталей.

На початкових стадіях іонного азотування відбувається адсорбція атомарного азоту на поверхні та його впровадження у міжвузлові позиції ґратки  $\alpha$ -Fe або  $\gamma$ -Fe, що приводить до формування пересичених твердих розчинів – зокрема так званого розширеного аустеніту ( $\gamma$ N) або азотованого фериту. Подальше підвищення концентрації азоту та температури

обробки сприяє утворенню стабільних нітридних фаз системи Fe-N, насамперед  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N та  $\varepsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N [13 – 15].

Фазовий склад та морфологія азотованого шару суттєво залежать від термодинамічних і кінетичних умов процесу. Згідно з сучасними дослідженнями, за температури 450 – 520 °C та помірній активності азоту переважає утворення  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N-фази, яка характеризується високою твердістю (8 – 10 ГПа), стійкою до утворення тріщин та високою адгезією до дифузійного шару [14, 16]. За підвищеної активності азоту та більш тривалої витримки формується  $\varepsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N-фаза, що забезпечує максимальну мікротвердість, однак може призводити до зростання крихкості та появи залишкових розтягувальних напружень у приповерхневих зонах [15, 17].

У легованих сталях суттєву роль відіграють легувальні елементи (Cr, Mo, V, Al), які мають високу хімічну спорідненість до азоту та сприяють утворенню дисперсних легованих нітридів (CrN, VN, AlN). Формування таких фаз додатково підвищує термічну стабільність структури та опір зношуванню, однак уповільнює дифузію азоту та змінює кінетику росту азотованого шару [9, 17].

Керування процесами іонного азотування здійснюється шляхом регулювання основних технологічних параметрів, серед яких ключовими є:

- температура азотування (450 – 500 °C), що визначає коефіцієнт дифузії азоту та стабільність фаз Fe-N;
- тривалість обробки, яка контролює товщину дифузійного та з'єднаного (нітридного) шарів;
- тиск та склад газового середовища, що впливають на активність азоту;
- енергія іонів та напруга розряду, які визначають інтенсивність іонного бомбардування та профіль концентрації азоту в поверхневому шарі [7, 10, 16].

Для експериментальної оцінки структурно-фазового стану азотованих сталей широко застосовуються методи рентгенівської дифракції (XRD), що дозволяють ідентифікувати фази  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N,  $\varepsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N та леговані нітриди, а також визначати параметри ґратки і величину залишкових напружень методом  $\sin^2\psi$  [14, 17]. Доповнення XRD-досліджень вимірюванням мікротвердості, металографічним аналізом і електронною мікроскопією забезпечує комплексне уявлення про механізми формування зміцненого поверхневого шару та його експлуатаційні властивості.

Таким чином, теоретичні основи іонного азотування базуються на поєднанні дифузійних процесів, фазових перетворень у системі Fe-N та іонно-фізичних механізмів взаємодії плазми з поверхнею металу, що створює передумови для цілеспрямованого керування структурою, фазовим складом і напружено-деформованим станом сталевих поверхонь.

### Мета і завдання статті

**Метою цієї статті** є розроблення експериментальної методики дослідження структурно-фазових і напружено-деформованих станів поверхневих шарів сталевих деталей після комплексного іонного азотування з урахуванням вимог до експлуатаційних характеристик газових опор шпindelельних вузлів.

### Методи і матеріали

Об'єктом дослідження є сталеві поверхні деталей газових опор шпindelельного вузла, що піддавались комплексному іонному азотуванню в умовах низькотискового газорозрядного середовища.

Як матеріал досліджуваних зразків використовували конструкційні та леговані сталі, характерні для виготовлення деталей шпindelельних вузлів, з попередньою термічною обробкою відповідно до вимог експлуатації. Перед іонним азотуванням поверхні зразків піддавали механічній обробці та фінішному шліфуванню з метою забезпечення стабільного початкового стану поверхневого шару.

Комплексне іонне азотування проводили в газорозрядній установці в атмосфері суміші  $N_2-H_2$  за тиску  $(2 - 8) \cdot 10^{-1}$  Па. Температуру процесу підтримували в діапазоні 480 – 550 °С, тривалість обробки становила 4 – 12 год залежно від режиму дослідження. Напруга розряду та енергія іонів задавались відповідно до технологічних параметрів установки та контролювались у процесі обробки.

Структурно-фазовий стан поверхневих шарів досліджували методом рентгенівської дифракції з використанням дифрактометра з  $CuK\alpha$ -випромінюванням. Ідентифікацію фаз здійснювали на основі аналізу дифракційних максимумів та зіставлення з еталонними картами фаз системи Fe-N і нітридів легувальних елементів.

Мікроструктуру поверхневих шарів вивчали методами оптичної та електронної мікроскопії після відповідної металографічної підготовки шліфів. Товщину з'єднувального (компаундного) нітридного дифузійного шарів визначали за мікроструктурними ознаками та профілями мікротвердості.

Розподіл мікротвердості по глибині зміцненого шару вимірювали методом мікроіндентування з використанням навантажень 50 – 100 г, що забезпечувало високу просторову роздільну здатність профілів твердості.

Залишкові напруження в поверхневих шарах визначали рентгенівським методом  $\sin^2\psi$  за зміщенням дифракційних ліній, що дозволяло оцінити як величину, так і характер напружено-деформованого стану після іонного азотування.

Отримані експериментальні дані піддавали порівняльному аналізу для станів «до» та «після» іонного азотування з метою встановлення кореляцій між режимами обробки, фазовим складом, мікротвердістю та залишковими напруженнями поверхневих шарів.

### Результати досліджень

Розглядається сталевий елемент газової опори шпindelного вузла, поверхня якого піддається комплексному іонному азотуванню в газорозрядному середовищі  $N_2-H_2$  за умов низького тиску та дії електричного поля. Для експериментальних досліджень використовувались стандартні зразки з конструкційних легованих сталей (наприклад, AISI 4340 (34CrNiMo6) або 316L), механічно відшліфовані до шорсткості  $Ra \leq 0,2 \mu m$ , очищені від окисів та знежирені перед обробкою, що дозволило мінімізувати вплив поверхневих дефектів на результати структурно-фазового аналізу. Азотування проводилося у вакуумній камері з  $N_2-H_2$  газовою сумішшю при обраному тиску та негативному потенціалі на деталі. Температура обробки варіюється, в межах 450 – 550 °С, із тривалістю 4 – 10 годин, що забезпечує формування вираженого дифузійного шару. Метою моделювання є опис:

- масопереносу азоту в приповерхневому шарі;
- формування фаз  $\gamma'-Fe_4N$ ,  $\epsilon-Fe_{2-3}N$  та дифузійної зони;
- виникнення та розподілу залишкових напружень;
- зв'язку між концентрацією азоту, фазовим складом і механічними властивостями.

Задача вважається одновимірною вздовж координати  $x$ , перпендикулярної до поверхні.

Масоперенос азоту в сталі описується другим законом дифузії Фіка [11]:

$$\frac{\partial C_N(x,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_N(T, C_N) \frac{\partial C_N(x,t)}{\partial x} \right), \quad (6)$$

де  $C_N(x,t)$  – концентрація азоту,  $D_N$  – коефіцієнт дифузії азоту,  $T$  – температура процесу.

Температурна залежність коефіцієнта дифузії задається законом Арреніуса (2) [2]:

Граничні умови на поверхні ( $x = 0$ ) задаються формулою:

$$-D_N \frac{\partial C_N}{\partial x} \Big|_{x=0} = k_s (C_{eq} - C_N(0, t)), \quad (7)$$

де  $k_s$  – коефіцієнт поверхневої активації іонним бомбардуванням.

В глибині матеріалу ( $x \rightarrow \infty$ ):

$$C_N(x, t) \rightarrow C_0. \quad (8)$$

Товщина дифузійного шару при іонному азотуванні поверхонь газових опор підпорядковується параболічному закону росту згідно з формулою (3) [8, 12]. Коефіцієнт росту шару  $k$  визначається температурною залежністю коефіцієнта дифузії азоту за рівнянням Арреніуса (2):

$$k = \sqrt{2D_N C_S}, \quad (9)$$

що підтверджує дифузійно-керований механізм процесу та дозволяє прогнозувати час обробки для досягнення заданих параметрів напружено-деформованого стану [11].

Фазовий склад визначається локальною концентрацією азоту:

$$\begin{cases} C_N < C_\gamma \Rightarrow \alpha - Fe \\ C_\gamma \leq C_N < C_{\gamma'} \Rightarrow \gamma' - Fe_4N. \\ C_N \geq C_\varepsilon \Rightarrow \varepsilon - Fe_{2-3}N \end{cases} \quad (10)$$

Об'ємна частка фаз:

$$f_i(x) = \frac{C_N(x) - C_{i-1}}{C_i - C_{i-1}}, \quad (11)$$

де  $i \in \{\gamma', \varepsilon\}$ .

Залишкові напруження формуються внаслідок дифузійного розширення ґратки, фазових перетворень і обмеження деформацій у приповерхневому шарі.

Об'ємна деформація:

$$\varepsilon_v(x) = \beta C_N(x), \quad (12)$$

де  $\beta$  – коефіцієнт хімічного розширення.

Стискуючі залишкові напруження:

$$\sigma_{res}(x) = -\frac{E}{1-\nu} \varepsilon_v(x), \quad (13)$$

де  $E$  – модуль Юнга сталі,  $\nu$  – коефіцієнт Пуассона.

Мікротвердість поверхні визначається фазовим складом:

$$HV(x) = \sum_i f_i(x) HV_i + HV_\alpha (1 - \sum_i f_i), \quad (14)$$

де  $HV$  – твердість нітридних фаз.

Для газових опор доцільно вводити узагальнений критерій:

$$K_{eff} = \int_0^\delta [\alpha_1 HV(x) + \alpha_2 |\sigma_{res}(x)|] dx, \quad (15)$$

який дозволяє оптимізувати режими іонного азотування за критеріями зносостійкості та втомної міцності.

Запропонована модель поєднує дифузію, фазоутворення і напружений стан в єдиному формалізмі; дозволяє прогнозувати профілі твердості та напружень та є придатною для

чисельної реалізації (FEM, COMSOL, тощо) і безпосередньо орієнтована на прецизійні газові опори шпindelних вузлів.

Математичну модель дослідження структурно-фазових та напружено-деформованих станів після комплексного іонного азотування представлено у вигляді алгоритму на рис. 1.



Рис. 1. Алгоритм фізико-математичного моделювання структурно-фазових та напружено-деформованих станів сталевих поверхонь після комплексного іонного азотування

Джерело: розроблено авторами.

Для оцінювання ефективності комплексного іонного азотування проведено порівняльний аналіз структурно-фазового стану, мікротвердості та залишкових напружень сталевих поверхонь газових опор шпindelного вузла до та після обробки.

У вихідному стані (до азотування) поверхневий шар сталі характеризується феритно-перлітною або відпущено-мартенситною структурою без наявності нітридних фаз. Рентгенівський фазовий аналіз фіксує лише піки  $\alpha$ -Fe, що свідчить про відсутність зміцнювальних фазових утворень у приповерхневій зоні.

Після комплексного іонного азотування в спектрах XRD чітко ідентифікуються фази  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N та  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N, що формують нітридний компаунд-шар. Поява цих фаз обумовлює суттєву перебудову структури поверхні та є визначальним фактором зростання механічних і триботехнічних характеристик, що узгоджується з даними сучасних досліджень плазмового азотування [8, 18].

До азотування мікротвердість поверхні становила 280 – 320 HV, що є типовим для конструкційних сталей після термічної обробки. Після іонного азотування поверхнева мікротвердість зросла до 1000 – 1100 HV, тобто більш ніж у 3 рази. При цьому сформувався чітко виражений градієнт твердості по глибині, який забезпечує плавний перехід

властивостей від надтвердого поверхневого шару до в'язкого осердя деталі.

У вихідному стані поверхневі шари характеризуються слабо вираженими або близькими до нуля залишковими напруженнями, а в окремих випадках – незначними розтягувальними напруженнями, що є небажаним для деталей, які працюють у режимі змінних навантажень.

Після іонного азотування формується стискуючий напружено-деформований стан, з максимальними значеннями до – 600 – 650 МПа на поверхні. Саме поєднання високої твердості та стискуючих залишкових напружень забезпечує підвищення опору втомному руйнуванню та контактному зносу газових опор шпindelного вузла [19 – 22].

Результати порівняльного аналізу наведено в таблиці 1, що демонструє комплексний вплив іонного азотування на структурно-механічний стан поверхневих шарів.

Таблиця 1

**Порівняння структурно-механічних характеристик сталевих поверхонь газових опор шпindelного вузла до та після комплексного іонного азотування**

Параметр	До азотування	Після іонного азотування
Фазовий склад	$\alpha$ -Fe	$\gamma'$ -Fe <sub>4</sub> N, $\epsilon$ -Fe <sub>2-3</sub> N
Мікротвердість поверхні, HV	280 – 320	1000 - 1100
Глибина зміцненого шару, мкм	-	200 - 300
Залишкові напруження	$\approx 0$ / розтягувальні	стискуючі до – 650 МПа
Очікувана зносостійкість	базова	підвищена у 2 – 3 рази

На рис. 2 показано суттєве зростання поверхневої мікротвердості та формування градієнтного зміцненого шару після іонного азотування.

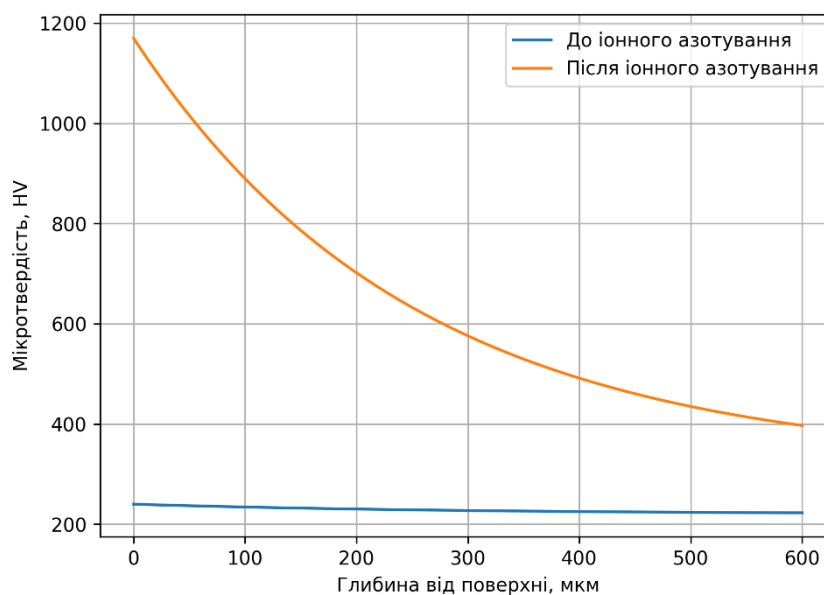


Рис. 2. Профілі мікротвердості сталевих поверхонь до та після комплексного іонного азотування

Як видно з рис. 2, комплексне іонне азотування забезпечує суттєве зростання поверхневої мікротвердості сталі порівняно з вихідним станом. Максимальні значення мікротвердості досягаються безпосередньо на поверхні та поступово зменшуються з глибиною, що свідчить про формування градієнтного зміцненого шару дифузійного характеру. Такий розподіл є типовим для іонно-азотованих сталей і підтверджує ефективність обраних режимів обробки щодо підвищення зносостійкості та довговічності газових опор шпindelного вузла.

Аналіз профілів залишкових напружень (рис. 3) свідчить про формування інтенсивного стискуючого напружено-деформованого стану, з максимальними значеннями до –600...–650 МПа на поверхні. Такий розподіл зумовлений дифузійним розширенням кристалічної ґратки внаслідок насичення азотом та утворенням нітридних фаз  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>Ni  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N.

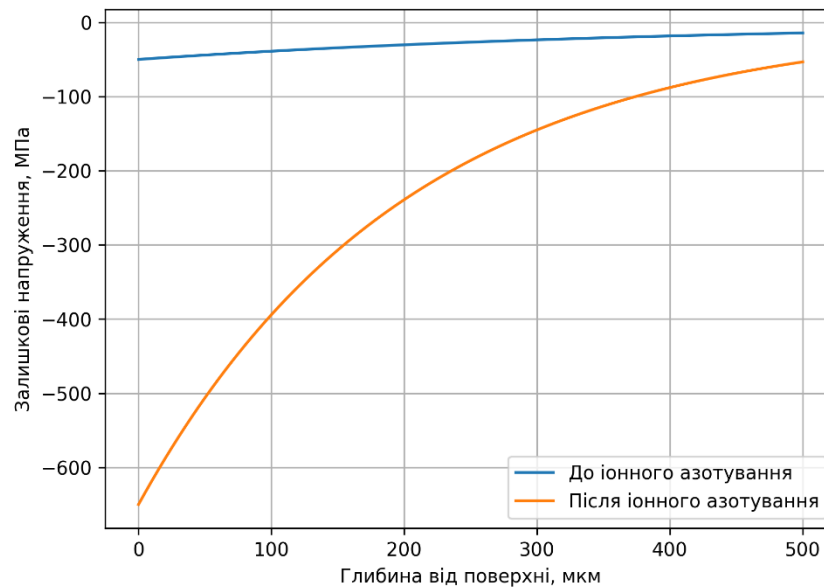


Рис. 3. Порівняльні профілі залишкових напружень у сталевій поверхні до та після комплексного іонного азотування

Поєднання високої мікротвердості та стискаючих залишкових напружень створює сприятливі умови для підвищення опору: контактному зносу, втомному руйнуванню та мікропластичній деформації в зоні контакту.

Саме цей комплекс характеристик є визначальним для підвищення ресурсу газових опор шпиндельного вузла при високих частотах обертання та змінних навантаженнях (таблиця 2).

Таблиця 2

#### Кореляція структурних параметрів і експлуатаційних властивостей

Параметр поверхневого шару	Вплив на властивості
Зростання мікротвердості	Зменшення адгезійного та абразивного зносу
Градiєнт твердості	Зниження концентрації напружень
Стискаючі залишкові напруження	Підвищення втомної міцності
Фази $\gamma'$ -Fe <sub>4</sub> N та $\epsilon$ -Fe <sub>2-3</sub> N	Підвищення контактної жорсткості
Гладкий профiль напружень	Стабільність при циклічних навантаженнях

Отримані експериментальні результати свідчать про високу ефективність комплексного іонного азотування як методу цілеспрямованого покращення поверхневих шарів сталевих деталей газових опор шпиндельного вузла. Аналіз структурно-фазового стану, мікротвердості та залишкових напружень дозволяє встановити причинно-наслідкові зв'язки між параметрами технологічного процесу та експлуатаційними властивостями оброблених поверхонь.

Рентгеноструктурні дослідження показали, що у вихідному стані поверхня сталі характеризується однофазною  $\alpha$ -Fe структурою без нітридних утворень. Після комплексного іонного азотування формується багатофазний поверхневий шар, представлений сполуками  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N та  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N, що узгоджується з термодинамічними уявленнями про стабільність фаз у системі Fe-N за температури 450 – 550 °C та підвищеної активності азоту [8, 18, 23 – 26].

Формування  $\epsilon$ -фази в приповерхневій зоні зумовлюється високою концентрацією азоту, тоді як  $\gamma'$ -фаза є перехідною між компаунд-шаром і дифузійною зоною. Такий фазовий градієнт забезпечує зниження різких механічних контрастів між поверхнею та серцевиною деталі, що є критично важливим для елементів прецизійних газових опор [25].

Зростання мікротвердості поверхні після іонного азотування більш ніж утричі

безпосередньо пов'язане з утворенням нітридних фаз та насиченням твердого розчину азотом. Високі значення мікротвердості (1000 – 1100 HV) характерні для компаунд-шару, сформованого  $\gamma'$ - та  $\varepsilon$ -фазами, що підтверджується даними інших авторів, які досліджували плазмове та іонне азотування конструкційних і інструментальних сталей [19, 21, 22].

Плавне зниження мікротвердості з глибиною відповідає параболічному характеру росту дифузійного шару та підтверджує дифузійно-керований механізм масопереносу азоту, який описується другим законом Фіка. Такий профіль твердості є оптимальним з точки зору забезпечення високої контактної жорсткості поверхні за збереження в'язкості серцевини деталі.

Встановлено, що комплексне іонне азотування призводить до формування стискаючих залишкових напружень у поверхневому шарі зі значеннями до  $-600...-650$  МПа. Їх виникнення пов'язане з об'ємними ефектами розчинення азоту в кристалічній ґратці та утворенням нітридних фаз з більшою питомою густиною дефектів [19].

Стискаючі залишкові напруження відіграють ключову роль у підвищенні опору втомному руйнуванню та контактному зносу, що особливо важливо для газових опор шпindelних вузлів, які працюють в умовах циклічних навантажень і високих частот обертання. Поєднання високої поверхневої твердості та стискаючих напружень створює синергетичний ефект, що підтверджується результатами трибологічних і експлуатаційних досліджень, наведених в роботах [20, 21].

Порівняльний аналіз показав, що іонне азотування кардинально змінює функціональний стан поверхні від відносно м'якого матеріалу з нейтральним напруженим станом – до багатофункціонального композиційного шару з високою твердістю, контрольованим фазовим складом і сприятливими стискаючими напруженнями.

Таким чином, отримані результати експериментально підтверджують доцільність використання комплексного іонного азотування як завершального етапу технологічного маршруту виготовлення та відновлення сталевих газових опор шпindelних вузлів.

### Висновки

У результаті виконаних експериментальних досліджень розроблено комплексну методику оцінювання структурно-фазових і напружено-деформованих станів сталевих поверхонь газових опор шпindelного вузла після іонного азотування. Визначено, що реалізація газорозрядного іонного азотування в контрольованих умовах температури, тиску та енергії іонів забезпечує формування градієнтно зміцненого поверхневого шару, який характеризується наявністю нітридних фаз  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N та  $\varepsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N, а також твердого розчину азоту в  $\alpha$ -Fe. Отримані рентгеноструктурні та металографічні дані підтверджують фазову неоднорідність поверхневого шару та її залежність від глибини дифузійного насичення азотом.

Експериментально встановлено, що комплексне іонне азотування приводить до істотного підвищення мікротвердості поверхні порівняно з вихідним станом, при цьому формується характерний спадний профіль твердості в напрямку до серцевини матеріалу. Одночасно у приповерхневих шарах формуються стискаючі залишкові напруження значної величини, максимальні значення яких локалізуються безпосередньо на поверхні та поступово перерозподіляються та знижуються по глибині. Саме поєднання високої поверхневої твердості та стискаючого напружено-деформованого стану зумовлює підвищення опору контактному зносу та втомному руйнуванню, що є критично важливим для забезпечення експлуатаційної надійності газових опор шпindelних вузлів високошвидкісних машин.

Аналіз отриманих експериментальних даних дозволив встановити кореляційні залежності між параметрами іонного азотування, структурно-фазовим станом поверхневих шарів, рівнем залишкових напружень та мікромеханічними властивостями сталі. Це створює передумови для побудови узагальнених фізико-математичних моделей, які описують процеси масопереносу азоту, фазоутворення та напружено-деформованого стану в умовах

комплексного іонного впливу. Запропонований підхід може бути використаний для прогнозування властивостей зміцнених поверхонь і оптимізації технологічних режимів азотування з урахуванням конкретних умов експлуатації вузлів тертя.

Перспективи подальших досліджень у цьому напрямку пов'язані з розширенням експериментальної бази за рахунок застосування високороздільних методів аналізу структури та напружень, зокрема електронно-зондових і дифракційних методів з просторовою роздільною здатністю. Актуальним є також розвиток мультифізичних моделей, які поєднують дифузійні, термодинамічні та механічні процеси, а також оцінювання довготривалої стабільності сформованих структур в умовах циклічних і динамічних навантажень в газових опорах шпindelних вузлів та сучасних прецизійних машинобудівних системах.

## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Calculation estimation of maximum contact pressures in cylindrical metal polymer sliding guide with bushing made of moglice epoxy composite / M. V. Chernets et al. *Problems of Friction and Wear*. 2023. № 2 (91). С. 14–25. DOI: [https://doi.org/10.18372/0370-2197.2\(91\).15523](https://doi.org/10.18372/0370-2197.2(91).15523).
2. Sun Y., Bell T. Plasma surface engineering of low alloy steel. *Materials Science and Engineering: A*. 1991. Vol. 140. P. 419–434. DOI: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90466-F](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90466-F).
3. Edenhofer B. Physical and metallurgical aspects of ion nitriding. *Heat Treatment of Metals*. 1974. Vol. 1, №2. P. 23–28.
4. Improvement of tribological characteristics of coupling parts “shaft–sleeve” with polymer and polymer-composite materials / V. V. Aulin et al. *Problems of Tribology*. 2022. Vol. 105, №3. P. 96–107. DOI: <https://doi.org/10.31891/2079-1372-2022-105-3-96-107>.
5. Li C. X., Bell T., Dong H. Residual stress characteristics of plasma nitrided steels. *Surface and Coatings Technology*. 2002. Vol. 158–159. P. 559–564. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(02\)00298-1](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00298-1).
6. Somers M. A. J., Mittemeijer E. J. Layer-growth kinetics on plasma nitrided iron and steels. *Surface Engineering*. 1995. Vol. 11, №2. P. 123–137. DOI: <https://doi.org/10.1179/sur.1995.11.2.123>.
7. Aghajani H., Behrangi S. *Plasma Nitriding of Steels*. Cham : Springer, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-319-43068-3>.
8. Christian D., Stock H.-R., Zoch H.-W. Physical and metallurgical mechanisms of plasma nitriding: A comprehensive review and new insights into layer formation. *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 421. Art. 127455. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127455>.
9. Evolution of microstructure and hardness of the nitrided zone during plasma nitriding of high-alloy tool steel / P. Landgraf et al. *Metals*. 2022. Vol. 12, №5. Art. 866. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12050866>.
10. Bolognino S., Ganciu M., Belmonte T. Atomic and ionic mechanisms in nitrogen-containing plasmas for surface engineering: A review of transport and kinetics. *Plasma Sources Science and Technology*. 2020. Vol. 29, №10. Art. 103001. DOI: <https://doi.org/10.1088/1361-6595/abb6f6>.
11. Cavaliere P., Zavarise G., Perillo M. Modeling of the carburizing and nitriding processes. *Computational Materials Science*. 2009. Vol. 46, №1. P. 26–35. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2009.01.024>.
12. Mittemeijer E. J. *Fundamentals of Materials Science: The Microstructure–Property Relationship of Engineering Materials*. 2nd ed. Berlin : Springer, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-662-65085-1>.
13. Sun Y. Kinetics of layer growth during plasma nitriding of nickel based alloy Inconel 600. *Journal of Alloys and Compounds*. 2003. Vol. 351. P. 241–247. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(02\)01034-4](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(02)01034-4).
14. Jégou S., Barrallier L., Kubler R. Residual stress development during nitriding of steels. *Materials Science Forum*. 2011. Vol. 681. P. 370–373. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.681.370>.
15. Pye D. *Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing*. Materials Park : ASM International, 2003. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.tb.pnfn.9781627083508>.
16. Menthe E., Rie K.-T. Further investigation of the structure and properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*. 1999. Vol. 116–119. P. 199–204. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00085-7](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00085-7).
17. Totten G. E., Howes M. A. H., Inoue T. Stress determination in coatings. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steels*. ASTM International, 2002. P. 118–124.
18. Yildiz S., Sirin S., Kaluç E. Structural surface characterization of ion nitrided AISI 4340 steel. *Materials & Design*. 2012. Vol. 36. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.12.025>.
19. Analysis and prediction of residual stresses in nitrided tool steel / B. Podgornik et al. *Materials Science Forum*. 2011. Vol. 681. P. 352–357. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.681.352>.
20. Investigation of microstructure, residual stress, and hardness of Ti-6Al-4V after plasma nitriding process / G. Ongtrakulkij et al. *Coatings*. 2022. Vol. 12, № 12. Art. 1932. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings12121932>.
21. Enhancing corrosion fatigue performance of 17-4 PH stainless steel by simultaneous aging and plasma nitriding

- / R. Zhang et al. *Surface and Coatings Technology*. 2024. Vol. 494. Art. 131426. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.131426>.
22. Influence of plasma nitriding on plain fatigue and fretting fatigue behaviour of AISI 304 stainless steel / X. Deng et al. *Surface and Coatings Technology*. 2007. Vol. 201. P. 5906–5911. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.10.045>.
23. Mittemeijer E. J., Somers M. Thermodynamics, kinetics, and process control of nitriding. *Surface Engineering*. 1997. Vol. 13. P. 483–497. DOI: <https://doi.org/10.1179/sur.1997.13.6.483>.
24. Somers M. Thermodynamics, kinetics and microstructural evolution of the compound layer during nitriding. *Heat Treatment of Metals*. 2000. Vol. 27. P. 92–102.
25. Surface characterisation of plasma-nitrided iron by X-ray photoelectron spectroscopy / E. Miola et al. *Applied Surface Science*. 1999. Vol. 144. P. 272–277. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0169-4332\(98\)00809-5](https://doi.org/10.1016/S0169-4332(98)00809-5).
26. Decarburization and its effects on the properties of plasma-nitrided AISI 4140 steel: A review / Ž. Stojanović et al. *Materials*. 2025. Vol. 18, №10. Art. 2207. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18102207>.

Стаття надійшла до редакції 12.02.2026.

Стаття пройшла рецензування 05.03.2026.

Стаття опублікована 31.03.2026.

**Мельченко Андрій Сергійович** – аспірант 3 року навчання кафедри технологій та автоматизації машинобудування, ORCID: 0009-0005-0259-381X, e-mail: [3360333@gmail.com](mailto:3360333@gmail.com).

**Віштак Інна Вікторівна** – канд. техн. наук, доцент кафедри безпеки життєдіяльності та педагогіки безпеки, ORCID: 0000-0001-5646-4996, e-mail: [innavish322@gmail.com](mailto:innavish322@gmail.com).

Вінницький національний технічний університет.