

УДК 621.774.38

Дейнеко Л.М. Столбовий В.О. Романова Н.С. Кривчик Л.С. Пінчук В.Л. Мачула Н.В.⁶

Формування азотованого шару сталі 5ХЗВЗМФс, отриманого в газоплазмовому двоступеневому вакуумно-дуговому розряді

Анотація

При виробництві труб із корозійностійких сталей на трубопрокатних установках актуальною проблемою є низька стійкість трубного інструменту. Тому, створення високопродуктивних і стійких в експлуатації інструментів зв'язане, у першу чергу, з одержанням й обробкою таких матеріалів, які могли б протистояти жорстким умовам роботи. Мета роботи. Проаналізувати процес формування структури азотованого шару та його властивостей на поверхні штампового інструменту із сталі 5ХЗВЗМФс за технологією газо-плазмового азотування у двоступеневому вакуумно-дуговому розряді для підвищення зносостійкості трубопресового інструменту. Результати. У статті запропоновано, обґрунтовано та розраховано математичну модель розподілу мікротвердості за глибиною дифузійного шару. Наведено аналіз термодинамічної стійкості нітридних дифузійних зон, відповідальних за поліпшення показників зносостійкості інструменту. Наукова новизна. Розроблено математична модель розподілу мікротвердості азотованого шару на основі рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі, яка враховує фазові перетворення, пов'язані з процесами реакційної дифузії при азотуванні. Практична значущість. Розроблена математична модель дозволяє кількісно аналізувати кінетику газоплазмового азотування та розраховувати глибину азотованих шарів заданого фазового складу для сталі 5ХЗВЗМФс. Ключові слова: інструментальні сталі, поверхневе зміцнення, кінетика газо-плазмового азотування, математичне моделювання розподілу мікротвердості

Abstract

Formulation of the problem. In the production of pipes from corrosion-resistant steels on tube rolling mills, a relevant problem is the low durability of the pipe tooling. Therefore, the creation of high-performance and durable tools is primarily associated with obtaining and processing materials capable of withstanding harsh working conditions. Purpose. The paper analyzes the structure and properties of the nitrogenated layer formed on the surface of the stamping tool made of 5ХЗВЗМФс steel using the ion-plasma nitriding technology in a two-stage vacuum-arc discharge, aimed at improving the wear resistance of the pipe pressing tool. Findings. The article proposes, substantiates and calculates a mathematical model of the distribution of microhardness according to the depth of the diffusion layer. An analysis of the thermodynamic stability of nitride diffusion zones, which are responsible for improving the wear resistance of the tool, is given. Originality. A mathematical model of the microhardness distribution of the nitrided layer was developed based on the Kolmogorov-Johnson-Mela-Avrami equation, which takes into account phase transformations associated with reaction diffusion processes during nitriding. Practical value. The developed mathematical model makes it possible to quantitatively analyze the kinetics of gas plasma nitriding and calculate the depth of nitrided layers of a given phase composition for 5ХЗВЗМФс steel.

Keywords: tool steels, surface hardening, kinetics of gas-plasma nitriding, mathematical modeling of microhardness distribution

Вступ

Поверхневе зміцнення інструментальних сталей за допомогою технології газо-плазмового азотування досить широко застосовується в промисловості, проте найближче десятиліття пов'язують з його подальшим інтенсивним розширенням і впровадженням. Це пов'язано з високим ступенем технологічності цього процесу, його керованістю, з високими показниками екологічності, з більш високими фізико-механічними властивостями покриття в порівнянні з іншими методами і технологіями поверхневого зміцнення.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

В сучасному виробництві гарячепресованих труб матричні кільця та голки-оправки

Таблиця 1 – Стійкість пресового інструмента [3]

трубопрофільного преса зазнають інтенсивного зношування. Досить сказати, що до 90% інструменту, що використовується в процесі деформування, виходить з ладу в результаті зносу і тільки 10 ÷ 15% з інших причин [1,2]. В таблиці №1 наведено оцінку стійкості інструменту, що безпосередньо контактує з металом при пресуванні труб з корозійностійких і високолегованих сталей [3]. Як видно з таблиці, зносостійкість досить низька. У зв'язку з цим, дослідження закономірностей структуроутворення при газоплазмовому насиченні поверхні трубопресового інструменту азотом з метою підвищення зносостійкості штампових сталей є науково-практичним завданням трубного виробництва.

Інструмент	Стійкість інструменту при виробництві труб із		
	вуглецевих сталей	корозійностійких сталей	сплавів і високо-легованих сталей
Матричні кільця і вставки	300 – 500	До 5-7	До 5
Трубні оправки (голки)	300 – 500	50 – 80	20 – 50

З урахуванням умов експлуатації трубопресового інструменту, до матеріалу ставляться такі вимоги, як висока теплостійкість, в'язкість, висока розгаростійкість, зносостійкість, жаростійкість, висока теплопровідність. Зносостійкість загартованих інструментальних сталей сильно залежить від твердості структурних складових, 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 [4]. Комплекс перерахованих властивостей, який повинен мати пресовий інструмент, досягається застосуванням при його виготовленні з жароміцних сталей мартенситного класу, легованих хромом, вольфрамом, нікелем, молібденом [5]. На теперішній час 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). Ці сталі піддаються термопокращенню з подвійним відпуском на розпад залишкового аустеніту та вторинне твердіння. Для подальшого підвищення ресурсу зносостійкості трубопресового інструменту доцільно застосовувати комбіновану термічну обробку, яка після гартування з подвійним відпуском передбачає азотування поверхні в газоплазмовому двоступеневому вакуумно-дуговому розряді (ДВДР).

В протилежність азотуванню в тліючому розряді, газоплазмове азотування в двоступеневому вакуумно-дуговому розряді дозволяє проводити азотування при негативному або позитивному потенціалі, доданому до зразка. Ключова роль тут, мабуть, належить робочому газу азоту, який знаходиться в збудженому стані. Основними компонентами газоплазмового вакуумно-дугового

розряду є іони молекулярного азоту N_2^+ , нейтральні атоми азоту N та порушені молекули азоту в різних метастабільних станах. [6,7,8,9]. 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 [10,7,8,11,12]. 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. Відмінною рисою мікроструктури азотованого шару після газоплазмового 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 [14]. Завдяки цьому, можливо отримання дифузійного шару з розвинутою нитридною зоною, що надає високу зносостійкість виробам і антикорозійні властивості.

Метою даної роботи є дослідження структури та властивостей сталі 5X3В3МФС після комбінованої термічної обробки, яка складається із загартування з подвійним відпуском з подальшим азотуванням поверхні в газоплазмовому ДВДР.

Матеріали та методика досліджень

Хімічний склад досліджених зразків напівтеплостійкої, вторинно твердіючої сталі 5X3В3МФС отриманий на основі оптико-емісійного спектрального аналізу і представлений в таблиці 2

Таблиця 2. Хімічний склад сталі 5X3В3МФС, % по масі

C	Si	W	Mn	Cr	V	Mo	Ni	Cu	S	P
							Не более			
0,45-0,55	0,8-1,1	2,8-3,3	0,15-0,45	2,5-3,5	0,3-0,5	1,2-1,5	0,35	0,30	0,03	0,03

Зразки з мартенситно-старіючої сталі 5X3В3МФС піддавалися комбінованій термічній обробці - об'ємному загартуванню в масло з подвійним відпуском для розпаду аустеніту залишкового і на вторинну твердість (режим представлений на рис.1) та азотуванню при температурі 540-570°C у газоплазмовому двоступеневому вакуумно-дуговому розряді. Іонне азотування проводилося на установці «Булат 6» (ННЦ ХФТІ, м. Харків). Ця установка містить вакуумну камеру з розташованими в ній катодами, джерелами живлення та тримачем зразків (виробів). Зразки витримувалися серед іонізованих і активованих атомів азоту при тиску 0,6 Па і при подачі на тримач зразків негативної напруги 1000-1300 В протягом 1 години.

Зазначені параметри азотування дозволяють розігріти поверхню зразків сталі 5X3В3МФС до

температури 540°C і отримати азотований шар товщиною до 60...70 мкм. Високий ступінь іонізації плазми дозволяє проводити безпосередньо перед азотуванням очищення та активацію поверхні зразків. Очищення полягає у видаленні окисних плівок та розпиленні атомів з поверхні зразків активними частинками газоплазмового середовища. Очищення забезпечує наступний високий рівень адгезії активного азоту на поверхні зразків у режимі насичення. [15]

Після азотування проводився рентгенофазовий та металографічний аналіз азотованого шару зразків, а також було побудовано графік розподілу мікротвердості азотованого шару за його глибиною. Металографічний аналіз виробів і зразків виконаний з використанням мікроскопів Axiovert 200 MAT і растрового електронного мікроскопу РЕМ.

Мікротвердість дифузійних шарів вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3М на металографічних шліфах при навантаженні 10Н.

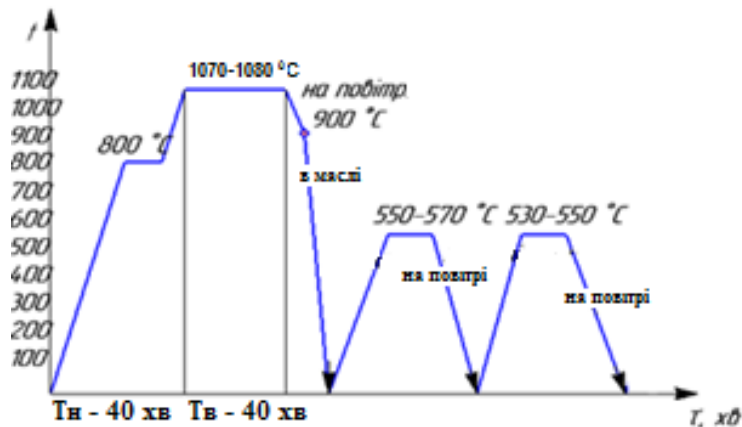


Рис.1- Режим об'ємної термічної обробки сталі 5Х3В3МФС перед газоплазмовим азотуванням

Результати дослідження та їх обговорення

Основою мікроструктури загартованої і відпущеної сталі є відпущений мартенсит – легований α-твердий розчин, пересичений по вуглецю і легуючими елементами, а також в структурі розташовуються включення спеціальних карбідів, які не

розчинилися в аустениті при нагріванні під загартування. На рис.2 та 3 представлена мікроструктура зразків сталі 5Х23В3С після об'ємного загартування з подвійним відпуском у відповідності з рис.1 і з наступним газоплазмовим азотуванням в ДВДР.

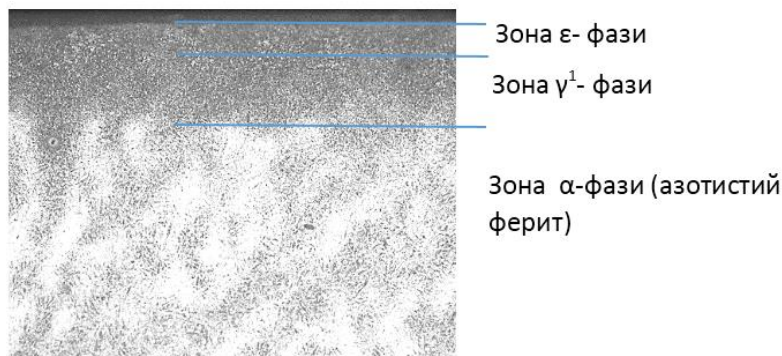


Рис.2 Мікроструктура сталі 5Х3В3МФС після об'ємного загартування з подвійним відпуском у і з наступним газоплазмовим азотуванням в ДВДР, x200, Axiovert 200 MAT

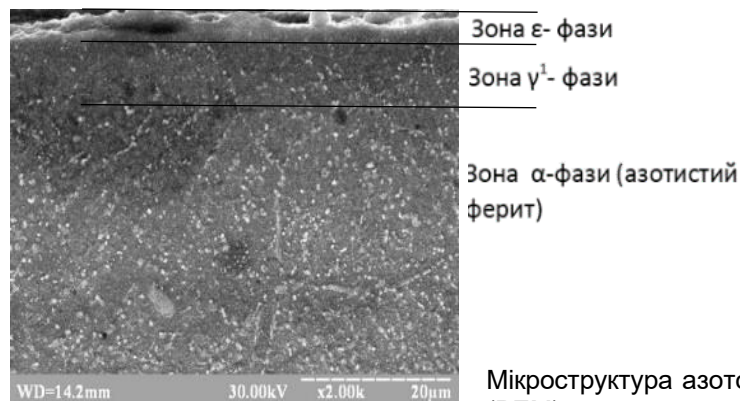


Рис.3 сталі 5Х3В3МФС

Мікроструктура азотованого шару зразка (РЕМ)

При застосуванні технології азотування в газовій плазмі дугового розряду отримана структура, що складається, згідно з даними рентгенофазового

аналізу, з шару нітридів Fe₂₋₃N (ε-фаза) та Fe₄N (γ'-фаза) – нітридна зона, та мартенситу відпуску, насиченого азотом (α-фаза або азотистий ферит) –

дифузійна зона або зона внутрішнього азотування, карбідів та нітридів легуючих елементів. Виділення частинок нітридів хрому, молібдену і ванадію при азотуванні дозволяє додатково підвищити поверхневу твердість. Таким чином, зона внутрішнього азотування - це багатофазна область, яка складається з α -фази, карбідів і нітридів легуючих елементів. Слід зазначити, що параметри технології азотування в плазмі ДВДР сильно впливають на всі процеси, пов'язані з формуванням азотованого шару, а саме, на активацію газового середовища, на адсорбцію азоту на поверхню зразка і на його дифузію вглиб сплаву.

Таблиця №3 Експериментальні дані результатів вимірювання мікротвердості азотованого шару зразка сталі 5Х3В3МФС

Глибина азотованого шару, мкм	10	10	10	20	20	30	30	40	40	50	50	60	70	80	150	150	250	250	350	350
Мікротвердість, $\times 10^4$ МПа	1,05	1,045	1,04	1,03	1,035	1,025	1,026	0,896	0,867	0,76	0,77	0,74	0,625	0,62	0,59	0,57	0,56	0,54	0,535	0,53

При дослідженні процесів азотування, насамперед аналізується розподіл концентрації азоту або розподіл значень мікротвердості по глибині дифузійного шару. Твердість азотованого шару визначає зносостійкість інструменту, його опір корозії та, загалом, є універсальним критерієм ефективності процесу азотування. Як свідчать результати заміру мікротвердості експериментальних зразків, товщина азотованого шару складала 65...70 мкм. По даним металографічного та рентгеноструктурного

Основним процесом, що модифікує властивості поверхні інструментальної сталі при газоплазмовому азотуванні, є власне реакційна (стара назва реактивна) дифузія, у процесі якої в ізотермічних умовах насичення змінюється структурно-фазовий склад поверхні [16]. Графік зміни мікротвердості азотованого шару сталі 5Х3В3МФС, представлений на рисунку 4, відображає характер і ступінь зміни структурно-фазового складу по глибині від поверхні зразка після газоплазмового азотування у ДВДР. Графік побудований на основі експериментальних даних, представлених у таблиці №3

аналізів, твердість на поверхні сягає 10000-10500 МПа з причини утворення нітридних зон з $\text{Fe}_2\text{-3N}$ (ϵ -фаза) і Fe_4N (γ' -фаза) і дифузійної зони (підшару) азотистого фериту (α -фаза), в якому присутні карбіді і нітриди легуючих елементів хрому, молібдену, ванадію. В силу того, що α -фаза насичена азотом, вона має підвищену корозійну стійкість і твердість по відношенню до мартенситу відпуску серцевини деталі.

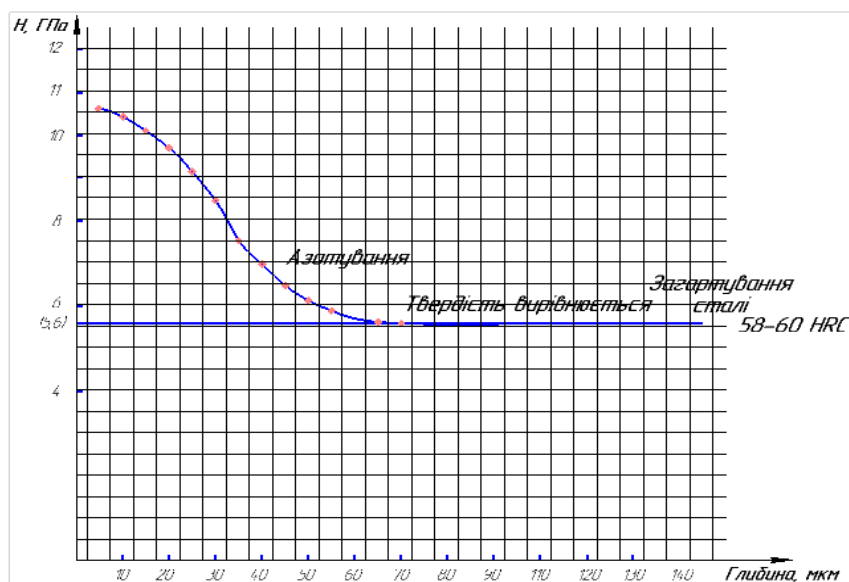


Рис. 4 Розподіл значень мікротвердості по глибині азотованого шару інструментальної сталі 5Х3В3МФС після газоплазмового азотування

На рисунку 5 наведена фазова діаграма стану Fe-N та схема дифузійного насичення поверхні азотом, яка дозволяє зрозуміти структурно-фазові перетворення в поверхні інструментальних сталей в процесі азотування.

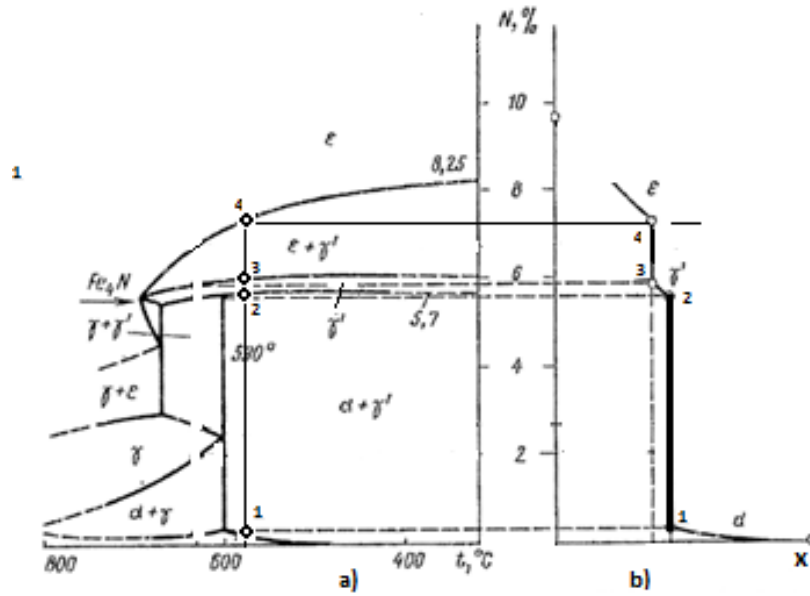


Рис.5 - Схема дифузійного насичення азотом поверхні заліза:
 а) діаграма фазової рівноваги Fe-N;
 б) крива розподілу концентрації азоту по глибині зони азотування при температурі 560-580°C

На кривій розподілу концентрації азоту можна виділити області так званої атомної дифузії (насичення азотом однофазних областей) та області реакційної дифузії (зони, де дифузія супроводжується фазовими перетвореннями). Як показано на рис. 5 (b), до ділянок з атомною дифузією відносяться лінії концентраційного розподілу азоту d-1, 2-γ' і 4-ε, а до ділянок з реакційною дифузією

відносяться вертикальні прямі концентраційного розподілу 1-2 і 3-4. Кінетика атомної дифузії описується другим законом Фіка. У разі поверхневого насичення сталі азотом, другий закон Фіка може бути представлений в одновимірному вигляді, оскільки дифузія йде тільки в перпендикулярному до поверхні напрямку:

$$\frac{\partial C(x, \tau)}{\partial \tau} = D \cdot \frac{\partial^2 C(x, \tau)}{\partial x^2} \tag{1}$$

Аналітичне рішення цього рівняння для напівнескінченного тіла (таке припущення для процесів хіміко-термічної обробки виправдане через велику

різницю між товщиною азотованого шару і товщиною зразка) може бути представлено у вигляді: [16,17]

$$C_\alpha(x, \tau) = a_\alpha + b_\alpha \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_\alpha\tau}}\right); \tag{2}$$

$$C_{\gamma'}(x, \tau) = a_{\gamma'} + b_{\gamma'} \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_{\gamma'}\tau}}\right); \tag{3}$$

$$C_\epsilon(x, \tau) = a_\epsilon + b_\epsilon \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_\epsilon\tau}}\right) \tag{4}$$

де $C_\alpha(x, \tau)$, $C_{\gamma'}(x, \tau)$, $C_\epsilon(x, \tau)$ – функції розподілу концентрації азоту в α , γ' і ϵ – фазах відповідно в залежності від координат x і часу τ ;

a_α , $a_{\gamma'}$, a_ϵ , b_α , $b_{\gamma'}$, b_ϵ – константи, що залежать від початкових і граничних умов;

D_α , $D_{\gamma'}$, D_ϵ - коефіцієнти дифузії азоту в α , γ' і ϵ – фазах відповідно;

$\operatorname{erf}()$ – функція помилок, що визначається виразом

$$\operatorname{erf}(\vartheta) = \frac{2}{\pi} \int_0^\vartheta e^{-\vartheta^2} d\vartheta \tag{5}$$

При граничних умовах $C_{\text{пов}}(\tau) = C(0, \tau) = \text{const}$, тобто коли концентрація азоту на поверхні напівбезкінцевого тіла постійна, розподіл концентрації азоту в однофазній області α -фази азотованого

шару аналітично буде визначатися наступним виразом [17]:

$$C(x, \tau) = C_1 + (C_n - C_1) \cdot \left(1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right)\right) \tag{6}$$

де C_1 – початкова концентрація азоту в сталі, тобто $C(x, 0) = C_1$, практично для сталі 5Х3ВЗМФС, $C_1 = 0$. C_n – визначатися буде азотним потенціалом газоплазмового середовища.

можуть бути описані рівнянням Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі, відоме в англійських публікаціях, як JMAK – рівняння. Це рівняння описує кінетику фазових перетворень в ізотермічних умовах (процес азотування також відбувається в ізотермічних умовах) [18]:

Ділянки концентраційного розподілу азоту, пов'язані з фазовими перетвореннями при дифузійному насиченні (реакційна дифузія), аналітично

$$\alpha(\tau) = 1 - \exp [(-k\tau)^n] \tag{7}$$

де $\alpha(\tau)$ – міра фазового перетворення (доля нової фази в результаті фазового перетворення); τ – час; k – константа швидкості фазового перетворення; n – кінетичний показник, який відбиває геометрію зародків фази, яка зростає.

Слід зазначити, що розподіл мікротвердості азотованого шару якісно відповідає не тільки розподілу вмісту азоту, але також знаходиться у прямій залежності від фазового складу (чим більша частка нітридних фаз та азотистого фериту в шарі, тим вище буде його мікротвердість). Виходячи з цього, доцільно розглянути математичну модель розподілу мікротвердості за глибиною азотованого шару, побудовану на основі кінетичного рівняння фазового перетворення Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі (7).

Зважаючи на добре відоме і в теорії дифузії, і в практиці хіміко-термічної обробки параболічне співвідношення між товщиною дифузійного шару

та часом його насичення $\delta = K \cdot \sqrt{\tau}$, де δ – товщина дифузійного шару, τ – час насичення, K – константа параболічного росту [16], можна від кінетичного рівняння (7) перейти до моделі розподілу мікротвердості за глибиною азотованого шару у вигляді:

$$HV(\delta) = A - B \cdot \exp[-C\delta^N] \quad (8)$$

де A , B , C і N – параметри моделі, які необхідно підібрати, виходячи з експериментальних даних по заміру мікротвердості на основі методу найменших квадратів. Ця задача була виконана в математичному процесорі MathCad 2001 Professional. В результаті була отримана наступна аналітична залежність:

$$HV(\delta) = 6000 + 4600 \exp(-0,88 \cdot 10^{-5} \delta^3) \quad (9)$$

На рис.6 показаний результат моделювання розподілу мікротвердості по глибині азотованого шару для сталі 5Х3В3МФС.

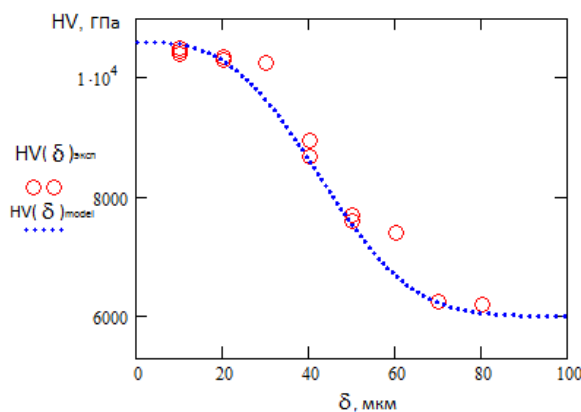


Рис.6 – Експериментальні ($\circ\circ$) і змодельовані ($\dots\dots$) значення мікротвердості в залежності від глибини азотованого шару сталі 5Х3В3МФС

При дифузійному насиченні поверхні активними атомами азоту через певний часовий інтервал концентрація азоту на поверхні сплаву досягне межі його розчинності в α , що призведе до виділення перших кристалів γ' -фази, а потім і ϵ -фази при граничному насиченні азотом вже γ' -фази відповідно. Як впливає з металографічного аналізу і як схематично відображено на рис.7, зародження γ' -фази на початкових стадіях відбувається на поверхні головним чином, по межах зерен α -фази. Цей процес зародження нової фази і її зростання буде йти в часі, доки на поверхні не сформується монолітний шар γ' -фази, потім і ϵ -фази. Причому концентрація азоту в α і γ' -фазах безпосередньої близькості до міжфазної межі розділу α/γ' визначатимуться точками термодинамічної рівноваги 1 та 2 діаграми стану при температурі азотування (див. рис.5). Еволюція описаного фазового перетворення у процесі насичення поверхні азотом схематично представлена рисунку 7 (аналогічна схема наведена у роботі [19]):

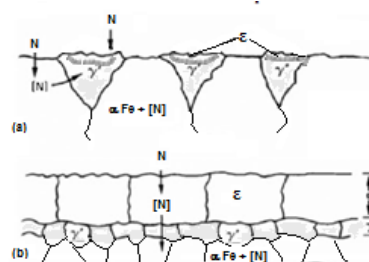


Рис. 7 - Схема формування азотованого шару

Як впливає з рентгеноструктурного та металографічного аналізів сталі 5Х3В3МФС, результатом реакційної дифузії є формування двох дифузійних фронтів ϵ/γ' і γ'/α , що розділяють нітридні зони та зону внутрішнього азотування. Можна виділити ще один дифузійний фронт, що формує зону нітридів легуючих елементів Cr, W, Mo. Цей дифузійний фронт додатково підвищує міцність та твердість азотованого шару, але менш чітко виражений структурно через малу об'ємну частку цих нітридів та високий ступінь їх дисперсності. Схематично основні два фронти ϵ/γ' і γ'/α показано на рис. 7(б) і 8.

Товщина кожної з дифузійних зон залежить від швидкості просування цих фронтів. Відповідно до теорії хіміко-термічної обробки, швидкість просування дифузійного фронту γ'/α або ϵ/γ' при насиченні поверхні азотом визначається виходячи з рівнянь балансу мас [17]:

$$\frac{d\lambda_{\gamma'/\alpha}}{d\tau} = \frac{D_N^{\gamma'} \frac{\partial C_{\alpha}}{\partial x} - D_N^{\alpha} \frac{\partial C_{\gamma'}}{\partial x}}{C_N^{\gamma'/\alpha} - C_N^{\alpha/\gamma'}} \quad (10)$$

$$\frac{d\lambda_{\epsilon/\gamma'}}{d\tau} = \frac{D_{\epsilon} \frac{\partial C_{\epsilon}}{\partial x} - D_{\gamma'} \frac{\partial C_{\gamma'}}{\partial x}}{C_N^{\epsilon/\gamma'} - C_N^{\gamma'/\epsilon}} \quad (11)$$

де $(d\lambda(\gamma'/\alpha))/d\tau$, $(d\lambda(\epsilon/\gamma'))/d\tau$ - швидкість переміщення дифузійного фронту γ'/α і ϵ/γ' відповідно;

$\partial C(\gamma')/\partial x$ і $(\partial C_{\alpha})/\partial x$ - концентраційні градієнти по азоту в γ' -фазі і в α -фазі поблизу дифузійного фронту γ'/α ;

$\partial C_{\epsilon}/\partial x$ і $\partial C_{\gamma'}/\partial x$ - концентраційні градієнти по азоту в ϵ -фазі і в γ' -фазі поблизу дифузійного фронту ϵ/γ' ;

$C(\gamma'/\alpha)$, $C(\alpha/\gamma')$ - концентрація азоту поблизу дифузійного фронту γ'/α зі сторони γ' -фазі і α -фазі відповідно, ці концентрації визначаються по діаграмі фазової рівноваги при температурі азотування точками 1 і 2 відповідно (див.рис.5 а);

$C(\epsilon/\gamma')$ і $C(\gamma'/\epsilon)$ - концентрація азоту поблизу дифузійного фронту ϵ/γ' зі сторони ϵ -фазі і γ' -фазі відповідно, ці концентрації визначаються по діаграмі фазової рівноваги при температурі азотування точками 3 і 4 відповідно (див.рис.5 а).

Співвідношення розмірів нітридних зон та зони внутрішнього азотування визначає зрештою профіль мікротвердості азотованого шару. При формуванні трифазного азотованого шару (рис.7 б), локальна рівноважна концентрація γ' -фазі на кордоні з α -фазою та ϵ -фазою визначаються, відповідно до діаграми фазової рівноваги, точками 2 і 3 відповідно (див. рис.5). При цьому в шарі γ' -фазі неминуче виникне градієнт концентрації азоту, що призводитиме до зміщення фронту γ'/α в бік α -

фазі, а фронту ϵ/γ' в бік ϵ -фазі і в кінцевому підсумку до розчинення шару ϵ -фазі при тривалих витримках з підвищеною температурою (див.рис.8). Швидкість переміщення фронтів γ'/α та ϵ/γ' залежить як від коефіцієнтів дифузії D_{α} , $D_{\gamma'}$, D_{ϵ} , так і від концентраційних градієнтів. Подібного роду еволюція трифазного, термодинамічно нестабільного азотованого шару, що призводить до розчинення ϵ -фазі під час відпалу експериментально підтверджена в роботі [20]

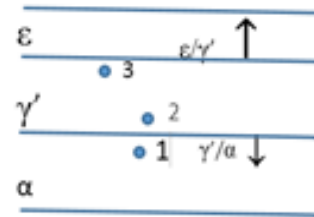


Рис.8 - Схема переміщення дифузійних фронтів термодинамічно нерівноважного трифазного азотованого шару після завершення процесу азотування

Висновки

У роботі проведено аналіз структури та властивостей азотованого шару сталі 5Х3В3МФС після газо-плазмового азотування у двоступеневому вакуумно-дуговому розряді. Запропоновано, обґрунтовано та розраховано для сталі 5Х3В3МФС математичну модель для побудови профілю мікротвердості азотованого шару. Модель розроблена на основі рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами і враховує кінетику фазових перетворень, які супроводжують процеси реакційної дифузії при азотуванні сталі.

Бібліографічний список

1. Боброва Т.Б., Високос С.М., Глушко Ю.Ю., Пеховка М.В. та інші Матеріалознавство: навчальний посібник. Київ: Ресурсний центр «Гурт». 2019. 167 с.
2. Кривчик Л.С., Хохлова Т.С., Дейнеко Л.М., Пінчук В.Л., Сребрянський Г.О. Зміцнення трубопресового інструменту для виробництва корозійностійких труб шляхом нанесення покриття 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
3. Дрюян В. М., Гуляев Ю.Г., Чукмасов С.О. Теорія та технологія трубного виробництва: підручник. Дніпро: VAL, 2000. 587 с.
4. Василенко І. І., Широков В.В., Василенко Ю.І. Конструкційні та електротехнічні матеріали : навч. посіб. Львів : Магнолія, 2006, 2009. 242 с.
5. 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.
6. 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.
7. 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.
8. 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.
9. 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
 10. 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.
 11. 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».
 12. 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
 13. Могильная Е.П., Дубасов В.М. «Ионное азотирование изделий из конструкционной стали 38ХМФА», СНУ ім. Володимира Даля, м. Луганськ, Україна
 14. Могильная Е.П., Дубасов В.М. «Ионное азотирование изделий из конструкционной стали 38ХМФА», СНУ ім. Володимира Даля, м. Луганськ, Україна, С. 193-198.
 15. 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.
 16. Лобанов М. Л. Зорина М.Л. Методы определения коэффициентов диффузии, Учебное пособие, Екатеринбург, 2017
 17. Modeling and Simulation of Thermochemical Heat Treatment Processes: A Phase Field Calculation of Nitriding in Steel, von Yakub Adesoga Tijani, Dissertation zur Erlangung des Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften – Dr. Ing. – Vorgelegt im Fachbereich 3 (Mathematik & Informatik) der Universität at Bremen im Juni 2008
 18. Yu. V. Yudina, A. A. Kuklinaa, P. D. Lebedevb, and M. V. Maisuradzea, * Yeltsin Ural Federal University, Yekaterinburg, Krasovskii Institute of Mathematics and Mechanics, Ural Branch
 19. M A J Somers IFHTSE Global 21: heat treatment and surface engineering in the twenty-first century Part 14 – Development of compound layer during nitriding and nitrocarburising; current understanding and future challenges, ISSN: 1749-5148 (Print) 1749-5156 (Online)
 20. T. LIAPINA, A. LEINEWEBER, and E.J. MITTEMEIJER Phase Transformations in Iron-Nitride Compound Layers upon Low-Temperature Annealing: Diffusion Kinetics of Nitrogen in γ - and δ -Iron Nitrides, Article in Metallurgical and Materials Transactions A · January 2006, DOI: 10.1007/s11661-006-0003-4

References

1. Bobrova T.B., Vysokos S.M., Hlushko Yu.Iu., Pekhovka M.V. та інші Materialoznavstvo: navchalnyi posibnyk. Kyiv: Resursnyi tsentr «Hurt». 2019. 167 s.
2. Kryvchuk L.S., Khokhlova T.S., Deineko L.M., Pinchuk V.L., Srebrianskyi H.O. Zmitsnennia trubopresovoho instrumentu dlia vyrobnytstva koroziiostiikykh trub shliakhom nanesennia pokryt znosostiikykh amorfnykh splaviv» XIII International Scientific and Practical Conference «Multidisciplinary academic research, innovation and results», Prague, Czech Republic. 05-08 April 2022, s. 736-748
3. Druian V. M., Hulciaiev Yu.H., Chukmasov S.O. Teoriia ta tekhnolohiia trubnoho vyrobnytstva: pidruchnyk. Dnipro: VAL, 2000. 587 s.
4. Vasylenko I. I., Shyrokov V.V., Vasylenko Yu.I. Konstruktsiini ta elektrotekhnichni materialy : navch. posib. Lviv : Mahnoliia, 2006, 2009. 242 s.
5. Hohaiev K.O., Sydorhuk O.M., Radchenko O.K. Instrumentalni shtampovi stali dlia hariachoho deformuvannia. Metallovedenye y termicheskaia obrabotka metallov. 1995. №8. S. 18-20.
6. 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.
7. Kryvchuk L.S., Pinchuk V.L., Podhibalov O., Yurkov M. Metody zmitsnennia trubopresovoho instrumentu // Materialy Vseukrainskoi naukovopraktychnoi konferentsii dlia tvorchoi molodi Ukrainy Mariupol, 26 kvitnia 2020 r.
8. Kryvchuk L.S., Pinchuk V.L., Podhibalov O., Yurkov M. Metody zmitsnennia trubopresovoho instrumentu // Materialy Vseukrainskoi naukovopraktychnoi konferentsii dlia tvorchoi molodi Ukrainy Mariupol, 26 kvitnia 2020 r

9. Kryvchuk L.S., Pinchuk V.L., Khokhlova T.S. Vybir zmitsniuiuchoi tekhnolohii trubopresovoho instrumenta dlia vyrobnytstva nerzhaviiuchykh trub // VIII Mizhnarodna naukovo-praktychna konferentsiia «Modern problems in science», Praha, Chekhiiia, 9-12 lystopada 2020 r., S. 699-707
10. Sablev L.P., Lomyno N.S., Stupak R.Y., Andreev A.A., Chyrgyzhov A.A. Dvukhstupenchatyi vakuumno-duhovoii razriad: kharakterystyky y metody sozdanyia. Sb. dokl. 6-y Mezhd. konf. «Oborudovanye y tekhnolohyy termycheskoi obrabotky metallov y splavov». Kharkov, 2005, ch. 2, S. 159 – 169.
11. Kryvchuk L.S. Zmitsnennia trubopresovoho instrumentu dlia vyrobnytstva koroziiinostiikykh trub shliakhom nanesennia znosostiikykh pokryttiv // Konferentsiia «Informatsiini tekhnolohii v haluzi», m. Kryvyi Rih, 17.03.2022 r., VSP «KTFK UDUNT».
12. Kryvchuk L.S., Khokhlova T.S. Vykorystannia khimiko-termichnoi obrobky z metoiu pokrashchennia ekspluatatsiinykh vlastyvostei instrumenta dlia presuvannia nerzhaviiuchykh trub // Khl Mizhnarodna naukovo-praktychna internet-konferentsiia «Suchasnyi rukh nauky» m. Dnipro. 8-9 zhovtnia 2020 r., S. 347-353
13. Mohylnaia E.P., Dubasov V.M. «Yonnoe azotyrovanye yzdeliy yz konstruktsyonnoi staly 38KhMFA», SNU im. Volodymyra Dalia, m. Luhansk, Ukraina, S.
14. Могильная Е.П., Дубасов В.М. «Ионное азотирование изделий из конструкционной стали 38ХМФА», СЧУ им. Володимира Даля, м. Луганськ, Україна, С. 193-198.
15. 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.
16. Lobanov M. L. Zoryna M.L. Metody opredeleniia koefytsyentov dyffuzyu, Uchebnoe posobyie, Ekaterynburh, 2017
17. Modeling and Simulation of Thermochemical Heat Treatment Processes: A Phase Field Calculation of Nitriding in Steel, von Yakub Adesoga Tijani, Dissertation zur Erlangung des Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften – Dr. Ing. – Vorgelegt im Fachbereich 3 (Mathematik & Informatik) der Universit at Bremen im Juni 2008
18. Yu. V. Yudina, A. A. Kuklinaa, P. D. Lebedevb, and M. V. Maisuradzea, * Yeltsin Ural Federal University, Yekaterinburg, Krasovskii Institute of Mathematics and Mechanics, Ural Branch
19. M A J Somers IFHTSE Global 21: heat treatment and surface engineering in the twenty-first century Part 14 – Development of compound layer during nitriding and nitrocarburising; current understanding and future challenges, ISSN: 1749-5148 (Print) 1749-5156 (Online)
20. T. LIAPINA, A. LEINEWEBER, and E.J. MITTEMEIJER Phase Transformations in Iron-Nitride Compound Layers upon Low-Temperature Annealing: Diffusion Kinetics of Nitrogen in γ - and δ -Iron Nitrides, Article in Metallurgical and Materials Transactions A · January 2006, DOI: 10.1007/s11661-006-0003-4