

## ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ ІНСТРУМЕНТУ ЗІ СТАЛІ 38Х2МЮА КОМПЛЕКСНОЮ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

**К. О. КОСТИК**

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків, УКРАЇНА  
email: [eklitus@vandex.ru](mailto:eklitus@vandex.ru)

**АННОТАЦІЯ** Хіміко-термічна обробка веде к різкій зміні властивостей поверхневих шарів металу, а саме міцності, в'язкості, зносостійкості, опору корозії, жаростійкості, магнітних властивостей та ін. Метою науково-дослідної роботи є вивчення структури та властивостей інструменту після хіміко-термічної обробки у нанодисперсній порошковій суміші. Розроблено комплексну обробку, яка полягала у послідовній нітроцементації та боруванні. Апроксимацією експериментальних даних отримані рівняння, які дозволяють прогнозувати товщину боридного шару та коефіцієнт дифузії атомарного бору для легованої сталі в діапазоні температур від 800 °С до 1000 °С при комплексній обробці. Нова технологія дозволяє скоротити тривалість насичення атомарними елементами в 4-5 разів, що значно зменшує енергозатрати, отримати необхідні експлуатаційні властивості та суміщати насичення поверхневого шару атомарним бором із гартуванням.

**Ключевые слова:** хіміко-термічна обробка, зміцнення інструменту, нітроцементація, борування

**АННОТАЦИЯ** Химико-термическая обработка ведет к резкому изменению свойств поверхностных слоев металла, а именно прочности, вязкости, износостойкости, сопротивления коррозии, жаростойкости, магнитных свойств и др. Целью научно-исследовательской работы является изучение структуры и свойств инструмента после химико-термической обработки в нанодисперсной порошковой смеси. Разработано комплексную обработку, которая заключалась в последовательной нитроцементации и борировании. Аппроксимацией экспериментальных данных получены уравнения, которые позволяют прогнозировать толщину боридного слоя и коэффициент диффузии атомарного бора для легированной стали в диапазоне температур от 800 °С до 1000 °С при комплексной обработке. Новая технология позволяет сократить продолжительность насыщения атомарными элементами в 4-5 раз, что значительно уменьшает энергозатраты, получить необходимые эксплуатационные свойства и совмещать насыщения поверхностного слоя атомарным бором с закалкой.

**Ключевые слова:** химико-термическая обработка, упрочнение инструмента, нитроцементация, борирование

## SURFACE HARDENING OF TOOL FROM STEEL 38Cr2MoAl COMPLEX CHEMICAL-HEAT TREATMENT

**K. KOSTYK**

National Technical University «Kharkov Polytechnic Institute», Kharkiv, UKRAINE

**ABSTRACT** Chemical-thermal treatment, based on the surface saturation of alloys of different elements found wide use in industry. Achieved as a result of chemical-heat treatment changes the composition of the surface layers of the metal leads to a drastic change of their mechanical, physical, chemical, and physical properties (strength, toughness, wear resistance, corrosion resistance, heat resistance, magnetic properties, etc.). The aim of research work is to study the structure and properties of tool after thermo-chemical treatment in nanodisperse powder mixture. Experimental data showed that the thickness of the boride layer and the transition zone increases with increasing temperature of boriding from 800 °C to 1000 °C after carbonitriding at 550 °C. Surface microhardness confirms the presence of two borides, namely FeB with a hardness of 22 GPa and Fe<sub>2</sub>B with hardness 18-16 GPa. The optimum mode of boriding in nanodisperse powder mixture for steel 38Cr2MoAl is the temperature of 950 °C a duration of 2 hours. At this temperature, a sufficient layer is formed borides (80 μm) with a smooth transition layer that forms a common diffusion layer to 200 μm. With increasing temperature of boriding in nanodisperse powder mixtures the diffusion coefficient of atomic boron is increased, which leads to intensive growth of the boride layer steel 38Cr2MoAl. The approximation of experimental data derived equations that predict the thickness of the boride layer and the diffusion coefficient of atomic boron alloyed steel in the temperature range from 800 °C up to 1000 °C in complex chemical-thermal treatment. New technology allows to reduce the duration of the saturation of the atomic elements in 4-5 times, which significantly reduces the energy consumption, to obtain the necessary performance characteristics and to combine the saturation of the surface layer of atomic boron with hardening.

**Keywords:** chemical heat treatment, hardening tool, carbonitriding, boriding

### Вступ

Хіміко-термічною обробкою сталі називається така термічна обробка, яка виконується з метою зміни

хімічного складу та властивостей поверхневих шарів сталі. Ця зміна досягається в результаті взаємодії поверхні сталі з зовнішнім середовищем. Для створення такого середовища використовують тверді,

рідинні та газоподібні речовини, хімічних склад та властивості яких визначають зміну хімічного складу поверхневих шарів оброблюваного металу.

Результати хіміко-термічної обробки залежать, по-перше, від характеру взаємодії між сталлю та створеним зовнішнім середовищем, наслідком чого є збагачення або збіднення поверхні сталі різними елементами, та, по-друге, від швидкості переміщення атомів цих елементів від поверхні вглиб або з серцевини к поверхні сталі, тобто від швидкості дифузії [1–4].

Хіміко-термічна обробка, що заснована на поверхневому насиченні сплавів різними елементами, знайшла широке використання в промисловості: обробка, що заснована на поверхневому збідненні сплавів, в практиці використовується рідко (наприклад, відпал динамної сталі).

Одним з основних факторів, що визначають склад та глибину поверхневого дифузійного шару, є температура хіміко-термічної обробки, яка вибирається з рахунку отримання визначної (але не максимальної по ряду причин) швидкості протікання поверхневих реакцій та швидкості дифузії. Тривалість витримки при хіміко-термічної обробки є, так як і температура процесу, одним з вирішальних факторів, оскільки вона визначає глибину шару, в якому виникає зміна складу, та, звідси, властивостей металу.

Досягнута в результаті хіміко-термічної обробки зміна складу поверхневих шарів металу веде к різкій зміні їх механічних, фізико-хімічних та фізичних властивостей (міцності, в'язкості, зносостійкості, опір корозії, жаростійкості, магнітних властивостей та інше). Завдяки цьому підвищуються експлуатаційні властивості та подовжується строк служби виробів, що працюють в умовах зносу, навантажень, що викликають втому, в корозійностійких середовищах, в атмосфері гарячих газів і таке інше [5–8].

Залежно від фазового складу поверхневого шару, що утворюється в процесі хіміко-термічної обробки, різке відрізнєння властивостей цього шару від серцевини при одних процесах може бути досягнуто вже при повільному охолодженні після процесу (азотування легованої сталі, хромування високо вуглецевої сталі, алітування, сіліцування, обезвуглецювання марганцевої аустенітної сталі).

При використанні інших хіміко-термічних процесів різке відрізнєння властивостей від серцевини створюється тільки в результаті швидкого охолодження – загартування (цементация, високотемпературне ціанування).

Найбільш широке використання в промисловості отримав процес цементації та похідний від нього процес нітроцементації (насичення поверхневого шару сталі вуглецем, а нітро – азотом). Широке використання знайшли також процеси ціанування (одночасно насичення вуглецем та азотом), а також дифузійного цінкування та лужіння (створення на поверхні сталі покриттів з цинку або

олова, що зв'язані з основним металом проміжним дифузійним шаром).

Рідше використовуються процеси алітування (насичення алюмінієм), хромування (насичення хромом) та сіліцування (насичення кремнієм).

В теперішній час продовжується розробка деяких нових процесів [9–14].

## Мета роботи

Метою науково-дослідної роботи є вивчення структури та властивостей інструменту після хіміко-термічної обробки у нанодисперсній порошковій суміші.

## Результати досліджень

При визначенні структурного типу борованого шару, способу насичення та умов обробки використовується диференційний підхід к аналізу ряду факторів з метою отримання максимального ефекту від застосування процесу. Цей підхід для конкретного виду деталей або інструментів передбачає розгляд умов роботи деталі або інструменту, причин виходу з ладу, величини допустимого зношування, марки сталі та її термічної обробки, шорсткості робочих поверхонь, класу точності їх виготовлення, розміру та серійності.

З позиції умов роботи найбільш важливим вважається наявність ударного навантаження та високих питомих тисків, а також рівень температури. При наявності ударного навантаження доцільне використання пластичних однофазних борованих шарів, що були отримані в середньо температурному інтервалі, або композиційних шарів. Високі питомі тиски потребують твердої підкладки для боридного шару, яка забезпечуються подальшою після борування загартування підшару. Тому важливим фактором в цьому випадку є марка сталі підкладки, вміст вуглецю в підкладці та структура самої підкладки. В оптимальному стані вважається неприйнятним наявність в підкладці  $\alpha$  – твердого розчину кремнію, алюмінію або нікелю. Робоча температура деталі або інструментів важлива з позиції забезпечення необхідної окалинотійкості шляхом мікролегування боридів з метою отримання максимального ефекту.

При виході з ладу інструментів за причиною крихкого руйнування без істотного зношування в першу чергу причину треба шукати в їх конструкції або в якості металу. За наявності концентраторів напружень поверхневе борування повністю не вирішить проблему, що виникла. Деяке підвищення довговічності в цьому випадку може бути досягнуто за рахунок підвищеного вмісту вуглецю в підшарі, яке дозволяє знизити температуру нагрівання під загартування та отримати більш в'язку серцевину деталі. Це, в кінцевому випадку, зменшує ймовірність крихкого руйнування. В той же час при затупленні

ріжучих кромок інструментів різко збільшується збільшуються навантаження, які також викликають крихке руйнування. Пластичні однофазні боровані шари в цьому випадку запобігають гості кромки від швидкого затуплення.

Таким чином, навіть при крихкому руйнуванні інструментів без зміцнення використання борування вирішує проблему за умов правильного вибору технології зміцнення.

Максимальний ефект від використання борування забезпечується, коли величина допустимого зношування не перевищує товщини шару боридів. Але й при допустимому зношуванні, що складає 1-2 мм, строк служби інструменту значно збільшується за рахунок сумісної роботи борованого шару та підшару, які мають товщину до 1,5 мм. При правильному режимі термічної обробки підшар має більшу твердість, ніж серцевина інструмента.

Оптимальним варіантом зміцнення з позиції технології вважається суміщення процесу борування з одною з технологічних операцій термічної обробки, що використовується при виготовленні борованих інструментів, - використання низько-, середньо- або високолегованого борування.

При проведенні низькотемпературного борування зміни розмірів інструментів практично не спостерігається. Однак при цьому необхідно враховувати вихідну структуру сталі перед боруванням.

При проведенні процесів борування, що забезпечують утворення пластичних композиційних структур шарів (евтектичних, псевдоевтектичних або отриманих після комбінованої обробки), які мають значну товщину (до 1,5 мм) можлива кінцева механічна обробка борованих поверхонь деталей зі зняттям 0,1-0,3 мм. Таким чином, створюються умови чорнового та чистового шліфування робочих поверхонь після борування та доведення їх розмірів та шорсткості до величин, що відповідають кресленню.

Розмір деталі та серійність відповідають способу борування та його технологічним особливостям. Наприклад, зношувані ділянки поверхнею крупно габаритних інструментів доцільно

піддавати боруванню на твердих компактних матеріалах (обмазок, накладок, насичуючих моделей та ін.) з використанням місцевих видів нагрівання (СВЧ, лазерного, електронно-променевого).

Зміцненню піддають інструменти, що працюють у всіляких умовах: абразивного зношування, окислювального зношування, при високих питомих тисках та ударних навантаженнях, при знакозмінному напруженні, в агресивних середовищах та при різних сполученнях перерахованих та інших умовах.

Випробування інструментів, що працюють в різних умовах, після високотемпературного, середньотемпературного та низькотемпературного борування виявило підвищення міцності в 2 та більше разів.

Під час проведення промислових випробувань та промислового використання виявляються деякі ефекти та раниш не передбачені можливості. Наприклад, при випробуванні вирубних матриць відсічки облою в холодному стані був знайдений ефект самокатування ріжучої кромки. Ефект самозаточування виявлявся після зняття борованого шару на горизонтальній поверхні матриці за рахунок більш швидкого її зношування, та в подальшому більш швидкого зношування менш твердої структури металу підшару та основи на деякій відстані від ріжучої кромки.

Процес борування використовується в багатьох галузях промисловості. Правильний вибір способу та технології борування дозволяє охопити широкий спектр умов експлуатації деталей та інструментів, тертя без змашуючого матеріалу в повітрі та вакуумі, робота при низьких та високих температурах, в умовах абразивно-гідроабразивного та корозійно-механічного зношування, в контакті з розплавленими металами та солями [12-14].

Зі сталі 38Х2МЮА виготовляють багато інструментів. У таблиці 1 вказані основні з них, їх властивості та застосування, також надані вимоги до цих інструментів.

Таблиця 1 – Інструменти зі сталі 38Х2МЮА

№ п/п	Назва інструменту	Загальний вид	Властивості та застосування	Вимоги до інструментів
1	Калібр-кільце різьбове		Для вимірювання різних видів різьби, що нанесена на вал. Може бути як двобічне, так й одnobічне, прохідними або непрохідними.	Висока точність виготовлення, найбільша жорсткість при найменшій вазі, постійність робочих розмірів в часі.
2	Набір шаблонів		Контроль кута скосу кромки, розмір притуплення, якість зборки під сварку. В готових зварних швах може здійснюватись перевірка ширини шву, величина катету зварного шва.	Стійкість до впливу агресивного середовища, здатність працювати як в приміщенні, так й в відкритому середовищі.

3	Нутромер індикаційний		Використовують для внутрішніх вимірів та точного визначення внутрішніх лінійних розмірів деталей: пазів, отворів. Для настроювання нутромеру на вимір потрібного розміру використовуються змінні стрижні.	Повинні мати ручку з матеріалу з малою теплопровідністю, зовнішні металеві поверхні повинні мати надійне антикорозійне покриття.
4	Шнек		Використовують, коли недопустима корозія елементів подавального обладнання а також, коли необхідно забезпечити чистоту подавального продукту від впливу факторів навколишнього середовища.	Повинен виготовлятися з міцного матеріалу, володіння антикорозійними властивостями.
5	Скоба		Використовують для вимірювання зовнішніх діаметрів. Володіє антикорозійними властивостями, тобто опором до зносу та корозії.	На скобах повинні бути проти ізольовані накладки, сферичні та плоскі поверхні п'яток скоб виготовляються з твердого сплаву.

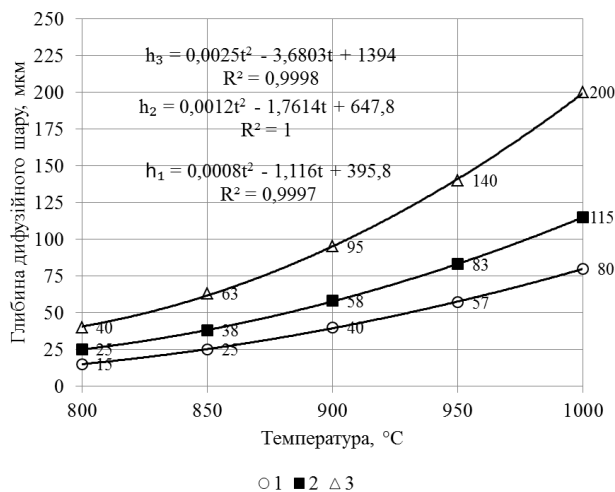
За експериментальними даними отримано залежність товщини боридів від температури борування після нітроцементації для сталі 38Х2МЮА (рис. 1). Тривалість борування дорівнювала 120 хвилин, температура змінювалась від 800 до 1000 °С з шагом 50 °С.

$$h_1 = 0,0008t^2 - 1,116t + 395,8$$

з достовірністю апроксимації  $R^2 = 0,9997$

де  $h$  – товщина боридів, мкм;

$t$  – температура борування, °С



- 1 – дифузійний шар боридів;
- 2 – дифузійний шар карбонітридів;
- 3 – загальний дифузійний шар

Рис. 1 – Залежність глибини дифузійного шару від температури

Товщина боридів з підвищенням температури збільшується (рис. 1) по формулі отриманої апроксимацією експериментальних даних поліномом другого ступеню:

Мікротвердість підтверджує наявність двох боридів, а саме FeV з твердістю 22 ГПа і Fe<sub>2</sub>V – 18 ГПа. Висока міцність бориду пояснюється складним типом зв'язку в цих з'єднаннях. Наявність єдиного 2p-електрона на зовнішній орбіті атома бору не тільки збільшує міцність зв'язку між атомами бору і металу, але і зумовлює наявність ковалентного зв'язку між атомами бору. Атоми бору зв'язані між собою в ланцюжки FeV [11].

Характер кривих (рис. 2) при температурах борування 800–900 °С вказує на різке зниження мікротвердості та невелике підвищення товщини загального дифузійного шару (від 40 до 95 мкм). При підвищенні температури (950 та 1000 °С) боридний шар збільшується до 57 та 80 мкм відповідно. Також, при цьому зростає карбонітридна перехідна зона до 83 та 115 мкм відповідно, що забезпечує плавний перехід від твердого боридного шару (22–20 ГПа) до серцевини з твердістю 5,7–5,8 ГПа.

Таким чином, оптимальним режимом борування для сталі 38Х2МЮА є температура 950 °С та тривалість 2 години. При такій температурі формується достатній шар боридів (до 80 мкм) з загальним дифузійним шаром до 200 мкм. Також для спрощення технологічного процесу пропонується поєднати борування з гартуванням для сталі 38Х2МЮА.

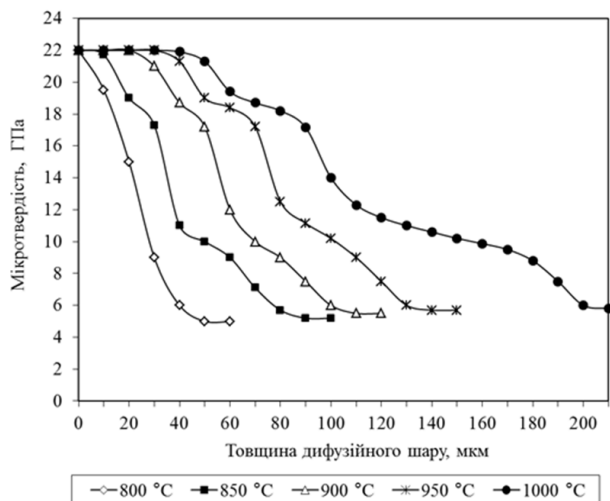


Рис. 2 – Розподіл мікротвердості в дифузійних шарах сталі 38Х2МЮА після ХТО

Відомо, що для проведення поверхневого дифузійного насичення виробу необхідно створити направлений дифузійний потік атомів насичуючого елемента з поверхні в глибину виробу, що можливе за умови одночасного протікання трьох основних процесів:

- 1 утворення вільних атомів насичуючого елемента на поверхні виробу, що піддається дифузійному насиченню;
- 2 адсорбції (поглинання поверхнею) атомів насичуючого елемента виробом;
- 3 дифузії адсорбованих атомів в глибину виробу.

Найвірогіднішим і легко з'ясовним є вакансійний механізм. Відомо, що реальний кристал містить певне число вакантних вузлів решіток. Ці вакансії відкривають шлях для легкого здійснення дифузії. Елементарним стрибком при дифузії по цьому механізму служить перескок атома в сусідню вакансію. В результаті стрибка атом і вакансія просто обмінюються місцями.

Аналіз діаграми стану залізо-бор показав, що дифузійні шари на залізі легко формуються з хорошою відтворністю тими елементами, які на діаграмі стану утворюють явно виражену замкнуту  $\gamma$ -область поблизу температурної осі заліза. На рис. 3 приведений фрагмент діаграми стану Fe-B.

Виникнення фазового перетворення під дією зміни температури і концентрації бору в сталі пояснює голкоподібне зростання боридних дифузійних шарів на поверхні сталі.

Формування дифузійного шару можливе і у разі відсутності розчинності в результаті хімічної взаємодії атомів насичувального елемента (B) і основи (Fe) [12–14].

Тут дифузія пов'язана з утворенням нових фаз (хімічних з'єднань), що виникають в результаті реакцій, що відбуваються в твердій фазі. Така дифузія називається реакційною.

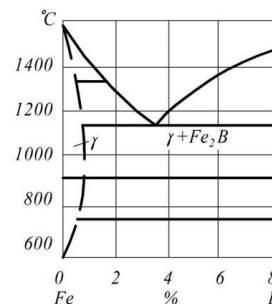


Рис. 3 – Фрагмент діаграми стану Fe-B

Коефіцієнт дифузії бору в загальному вигляді можна записати:

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

де R - газова постійна, Дж/моль · К

$D_0$  - коефіцієнт дифузії при нескінченно великій температурі,  $\text{см}^2/\text{с}$ ;

Q - енергія, яку необхідно затрачувати в процесі дифузії з одного положення рівноваги в кристалічній ґратці в інше, кал/г·атом.

Згідно даним температурна залежність коефіцієнта дифузії бору в  $\alpha$ - і  $\gamma$ -залізі описується наступними виразами:

$$D_B^\alpha = (7,9 \pm 2,3) \cdot 10^{-5} \exp\left(-\frac{67 \pm 5}{RT}\right), \text{ см}^2/\text{с}.$$

$$D_B^\gamma = (5,7 \pm 1,8) \cdot 10^{-3} \exp\left(-\frac{23 \pm 4}{RT}\right), \text{ см}^2/\text{с}.$$

Товщина борованого шару визначається по формулі:

$$h = \sqrt{2 \cdot D_B \cdot \tau}.$$

З формули 4.4, знаючи експериментальні дані товщини шару і варіюючи час нагріву при пічному нагріванні, можна знайти коефіцієнт дифузії бору для борування сталі 38Х2МЮА:

$$D_B = \frac{h^2}{2 \cdot \tau},$$

$$D_B = 4 \cdot 10^{-6} t^3 - 0.0104 t^2 + 8.398 t - 2280.7,$$

де  $D_B$  - коефіцієнт дифузії бору,  $\text{см}^2/\text{с}$ ;

t - температура борування, °C.

Результати розрахунків зміни коефіцієнта дифузії бору представлені на рис. 4. Для порівняння на рисунку нанесена крива  $D_\gamma$  теоретичних даних згідно отриманого рівняння. З рис. 4 видно, що зі збільшенням температури борування від 800 до

1000 °C коефіцієнт дифузії бору збільшується, що приводить до інтенсивного зростання борованого шару сталі 38Х2МЮА.

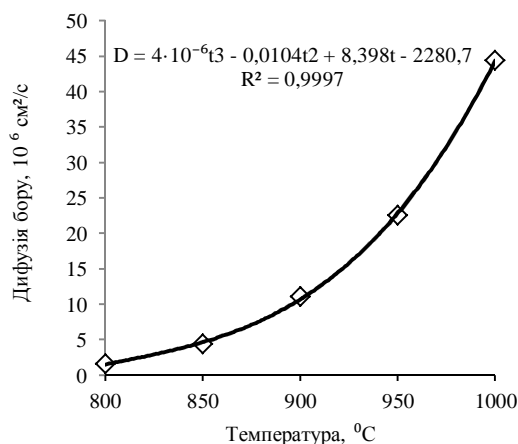


Рис. 4 – Залежність коефіцієнту дифузії бору від температури

Апроксимацією експериментальних даних отримано експоненціальне рівняння з достовірністю апроксимації  $R^2 = 0,9997$ , де  $R$  – це коефіцієнт кореляції, що дозволяє прогнозувати коефіцієнт дифузії борованого шару для сталі 38Х2МЮА в діапазоні температур 800–1000 °C:

$$D_b = 4 \cdot 10^{-6} t^3 - 0.0104 t^2 + 8.398 t - 2280.7,$$

де  $D_b$  – коефіцієнт дифузії бору,  $\text{см}^2/\text{с}$ ;  
 $t$  – температура борування, °C.

Загальною тенденцією впливу борованих шарів на механічні властивості сталей та сплавів вважається зниження межі міцності на 5-20 %, межі текучості на 5-10 %, відносного подовження на 20-50 %, відносного звуження в 1,5-3 рази та ударної в'язкості в 1,5-2 рази. Істотну роль в цьому впливі грає масштабний фактор, тобто відношення товщини шару к товщини або к діаметру зразку. При малому значенні масштабного фактору для двофазного борованого шару ( $< 0,016$ ) цей вплив непомітний, а розкид визначених величин знаходиться в межі допуску. Це значення масштабного фактору відповідає товщини борованого шару  $< 0,05$  мм для стандартних зразків. При значеннях масштабного фактору  $> 0,016$  цей вплив вельми істотний. Для однофазного борованого шару граничне значення масштабного фактору складає 0,023.

При зміні навантаження борованих зразків змінюється поведінка борованого шару та його вплив на міцнісні характеристики борованих шарів. Наприклад, при крихкому руйнуванні матеріалу перехід від одноосного розтягнення к згину та стисканню супроводжується підвищенням міцнісних характеристик. Різниця зумовлена особливостями

зародження та розповсюдження тріщин в крихких матеріалах. Траєкторія руху тріщини та величина навантаження, що викликає перехід тріщини з рівноважної стадії в критичну, залежить від виду навантаження та визначають рівень навантаження, що призводить до завершення руйнування тіла.

При стисканні борованих зразків спостерігається підвищення межі міцності за рахунок високої межі міцності у самих боридів. При випробуванні на згин борованих зразків в розтягнутих волокнах борований шар знижує міцність, а в стиснутих – збільшує. Це призведе до зниження навантаження, що викликає руйнування, але в кінцевому разі підвищує опір згину за рахунок збільшення умовної межі текучості. Вплив масштабного фактору і в цьому випадку залишається таким же. При збільшенні навантаження вище межі пружності борований шар руйнується з утворенням на розтягнутому боці переважно тріщин, а на стиснутому боці – сколів. Після руйнування борованого шару починає руйнуватись пластична деформація в зоні підшару.

З підвищенням твердості серцевини умовна межа текучості борованої сталі підвищується в основному за рахунок більш високої міцності підшару порівняно з міцністю підкладки. Це також забезпечує і підвищений опір статичному згину. Ізотермічне загартування борованої сталі забезпечує отримання більш високої межі міцності, ніж безперервне охолодження при гартуванні в одному охолоджувачі.

При випробуваннях гладких зразків на втомну міцність виявлено, що однофазні боровані шари підвищують втомну міцність на 30-50 %, боровані шари зі структурою окремих ввімкнень фази FeV на поверхні підвищують на 10-30 %, а двофазні шари зі суцільною зоною фази FeV на поверхні підвищують на 10-20 %. Ці закономірності спостерігаються при товщині однофазного шару боридів не більш 170 мкм та двофазного шару – 130 мкм. При більших значеннях товщини шарів та при високому вмісті FeV в шарі (наприклад, до 70 % після електролізного насичення) спостерігається зниження втомної міцності.

Металографічні випробування показали, що при товщині шару боридів 90-100 мкм втомне руйнування починається під дифузійним шаром. На глибині 60-90 мкм від голок боридів к періоду, що відповідає 10-15 % довговічності, в зернах ферриту з'являються перші лінії зсувів. В подальшому спостерігається збільшення кількості зсувів, які скоплюються в окремих ділянках, а також розповсюдження зсувоутворення по довжині зразку (від місця закріплення к вільному кінцю) та по його перерізу як в бік борованого шару, так й к серцевині. Поступово лінії зсуву перетворюються в лінії разриву та мікротріщини. Розвиток мікротріщин в бік борованого шару виникає повільніше в 2 рази, ніж по напрямку к центру зразку. По досягненню зони боридів розповсюдження тріщини різко

прискорюється, що призводить до кінцевого руйнування зразку.

Таким чином, довговічність зразка визначається часом розповсюдження тріщини до борованого шару. Швидкість розповсюдження тріщини залежить від властивостей матеріалу підкладки. Структури підшару та від величини остаточних напружень стискання. Чим вище напруження стискання, тим менш швидкість розповсюдження тріщин. При товщині борованого шару, що більша за оптимальне значення, ймовірність утворення мікротріщин критичної величини істотно збільшується, а осередок руйнування наближується к борованому шару, тому межа втоми зменшується.

Зі збільшенням початкової товщини борованого шару осередок втомного руйнування наближується к поверхні, що безпосередньо зв'язано з характером розподілення остаточних напружень по товщині шару. З деякої величини товщини шару, що залежить від способу борування, фазового складу, швидкості охолодження та розподілення остаточних напружень, руйнування починається з поверхні зразка. В цьому випадку борований шар знижує втомну міцність порівняно з вихідним станом.

В двофазних борованих шарах, що містять більше 30 % фази FeV, навіть після повільного охолодження борованих сталей, виникають тріщини, що проникають на усю товщину борованого шару та розташовуються на поверхні деталі в вигляді сітки або окремих тріщин. Ці тріщини вважаються концентраторами напружень та готовими осередками втомного руйнування, яке починається з поверхні. Втомна міцність при цьому знижується.

Треба зауважити, що при інших видах навантаження утворена сітка тріщин, особливо при формуванні стискуючих напружень на поверхні, практично не впливає на довговічність роботи борованих деталей.

Подальше загартування з відпуском борованих сталей з двофазним шаром знижує межу втоми внаслідок утворення в борованому шарі великої кількості мікро- та макротріщин. Тому осередок втомного руйнування переміщується з перехідної зони на поверхню виробу. З підвищенням температури відпуску межа втоми борованої сталі збільшується на 20 %, але залишається знову нижче межі втоми сталі без покриття.

Боровані шари при температурі нагрівання до 800 °C підвищують опір окисленню в повітрі вуглецевих та низьколегованих сталей на протязі деякого часу. При цьому в шарах пропливає одночасно два процеси: окислення поверхні та розсмоктування (розчинення) шару. Окислення супроводжується утворенням окислів бору та заліза, які при температурах < 750 °C покривають поверхню суцільним шаром та захищають її на деякий час від впливу кисню повітря. Підвищення температури призводить до утворення краплин борного андігрида, оголення ділянок поверхні та прискоренню процесу

окислення. В кінцевому разі через 3-4 години на поверхні утворюється шар чистого заліза. Розсмоктування шару супроводжується зменшенням вмісту фази FeV та підвищенню загальної товщини шару боридів. При температурі 900 °C та витримці більш 6 годин боровані шари повністю руйнуються, не забезпечуючи захисту металу від окислення.

Присутність в середньовуглецевих сталях легованих елементів (Cr, Mn, Si, Ni, W) в кількості 1-2 % не вказує помітного впливу на кінетику окислення борованих шарів. Помітне зниження швидкості окислення спостерігається на високолегованих сталях або при додатковому легуванні шару з насичуючої суміші. Наприклад, легування двофазних борованих шарів марганцем підвищило його окалинотійкість в 2 рази.

Приймаючи до уваги обмеженість захисту металу від окислення борованими шарами, їх рідко використовують для підвищення окалинотійкості. Результати ж по окалинотійкості мають практичне значення при проведенні подальшої термічної обробки. В той же час в випадках роботи борованих сталей при підвищених температурах з одночасним механічним впливом забезпечується підвищення загальної тривалості їх роботи. Такі умови характерні для гарячештапного інструменту.

Таким чином, легування марганцем однофазних та двофазних борованих шарів, крім підвищення пластичності, підвищує розпалотійкість та окалинотійкість, що дозволяє рекомендувати ці шари до зміцнення штапкових інструментів гарячої та холодної обробки металів тиском.

## Висновки

1. Експериментальні дані показали, що товщина боридного шару та перехідної зони збільшується з підвищенням температури борування від 800 °C до 1000 °C після нітроцементатії при 550 °C.

2. Поверхнева мікротвердість підтверджує наявність двох боридів, а саме FeV з твердістю 22 ГПа і Fe<sub>2</sub>V з твердістю 18-16 ГПа.

3. Оптимальним режимом борування в нанодисперсній порошковій суміші для сталі 38X2MЮА є температура 950 °C тривалістю 2 години. При такій температурі формується достатній шар боридів (до 80 мкм) з плавним перехідним шаром, що формує загальний дифузійний шар до 200 мкм.

4. Зі збільшенням температури борування в нанодисперсній порошковій суміші коефіцієнт дифузії атомарного бору збільшується, що призводить до інтенсивного зростання боридного шару сталі 38X2MЮА.

5. Апроксимацією експериментальних даних отримані рівняння, які дозволяють прогнозувати товщину боридного шару та коефіцієнт дифузії атомарного бору для легованої сталі в діапазоні



температур від 800 °С до 1000 °С при комплексній ХТО.

6. Нова технологія дозволяє скоротити тривалість насичення атомарними елементами в 4–5 разів, що значно зменшує енергозатрати, отримати необхідні експлуатаційні властивості та суміщати насичення поверхневого шару атомарним бором із гартуванням.

#### Список літератури

1. **Тарасов, А. Н.** Высокотемпературная нитроцементация и низкотемпературное никотирование стали 16Х-ВИ для повышения износостойкости / **А. Н. Тарасов, А. Г. Нятин, П. Р. Шевченко** // *Ремонт, восстановление, модернизация*. – 2007. – № 5. – С. 27–31.
2. **Петрова, Л. Г.** Внутреннее азотирование жаропрочных сталей и сплавов / **Л. Г. Петрова** // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2001. – № 1. – С. 10–17.
3. **Фунатани, К.** Низкотемпературное азотирование сталей в соляных ваннах / **К. Фунатани** // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2004. – № 7. – С. 12–17.
4. **Айрапетян, Н. А.** Повышение износостойкости конструкционных сталей с помощью низкотемпературного насыщения углеродом и азотом [Текст] / **Н. А. Айрапетян** // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2005. – № 5. – С. 23–26.
5. **Fernandes, F. A. P.** Wear of plasma nitrided and nitrocarburized AISI 316L austenitic stainless steel / **F. A. P. Fernandes, S. C. Heck, R. G. Pereira, A. Lombardi-Neto et al.** // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. – 2010. – Т. 40(2). – С. 175–179.
6. **Shu-Hung Yeh.** Effects of Gas Nitriding on the Mechanical and Corrosion Properties of SACM 645 Steel / **Shu-Hung Yeh, Liu-Ho Chiu, Heng Chang** // *Engineering, Scientific Research Publishing*. – 2011. – Т. 9(3). – С. 942–948
7. **Ben Slima, S.** Ion and Gas Nitriding Applied to Steel Tool for Hot Work X38CrMoV5 Nitriding Type: Impact on the Wear Resistance / **S. Ben Slima** // *Materials Sciences and Applications, Scientific Research Publishing*. – 2012. – Т. 9(3). – С. 640–644
8. **Baranowska, J.** Functional characteristics of nitride layers on austenitic steel produced by gas nitriding / **Jolanta Baranowska** // *Material Science. – Lithuania*, 2005. – Т. 11(3). – С. 226–307.
9. **Fossati, A.** Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment time / **A. Fossati, F. Borgioli, E. Galvanetto** [ etc. ] // *Surface and Coat. Technol.* – 2006. – Т. 200(11). – С. 3511–3517.
10. **Liu Junyou.** Nitridation of iron by the mixing technology with laser and plasma beams / **Liu Junyou, Sun Fenqiu, Yu Hanjin** // *Appl. Surface Sci.* – 2005. 252. – № 4. – P. 921–928.
11. **Kulka, M.** The influence of carbon content in the borided Fe-alloys on the microstructure of iron borides / **M. Kulka, A. Pertek, L. Klimek** // *Mater. Charact.* – 2006. – V. 56(3). – P. 232–240.
12. **Genel, K.** Kinetics of boriding of AISI W1 steel // **K. Genel, I. Ozbek, C. Bindal** // *Material Science and Engineering A*. – 2003. – V. 347(1–2). – P. 311–314.

13. **Stergioudis, G.** Formation of boride layers on steel substrates / **G. Stergioudis** // *Cryst. Res. And Technol.* – 2006. – V. 41(10). – P. 1002–1004.
14. **Sen Saduman.** An approach to kinetic study of borided steels / **Sen Saduman, Sen Ugur, Bindal Cuma** // *Surface and Coating Technologies*. – 2005. – V. 191( 2–3). – P. 274–285.

#### References

1. **Tarasov, A. N., Nyatin, A. G., Shevchenko, P. R.** Vvisokotemperaturnaya nitrosetmentatsiya i nizkotemperaturnoe nikotirovanie stali 16H-VI dlya povyisheniya iznosostoykosti. *Remont, vosstanovlenie, modernizatsiya*, 2007, № 5, P. 27–31.
2. **Petrova L. G.** Vnutrennee azotirovanie zharoprochnykh staley i splavov. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2001, № 1, P. 10–17.
3. **Funatani, K.** Nizkotemperaturnoe azotirovanie staley v solyanykh vannah. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2004, № 7, P. 12–17.
4. **Ayrapetyan, N. A.** Povyishenie iznosostoykosti konstruktivnykh staley s pomoschyu nizkotemperaturnogo nasyischniya uglerodom i azotom. *Uprochnyayushchie tehnologii i pokryitiya*, 2005, № 5, P. 23–26.
5. **Fernandes, F. A. P., Heck, S. C., Pereira, R. G., A. ()** Lombardi-Neto, Wear of plasma nitrided and nitrocarburized AISI 316L austenitic stainless steel. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2010, № 40(2), P. 175–179.
6. **Shu-Hung Yeh, Liu-Ho Chiu, Heng Chang.** Effects of Gas Nitriding on the Mechanical and Corrosion Properties of SACM 645 Steel. *Engineering, Scientific Research Publishing*, 2011, № 9(3), P. 942–948.
7. **Ben Slima, S.** Ion and Gas Nitriding Applied to Steel Tool for Hot Work X38CrMoV5 Nitriding Type: Impact on the Wear Resistance. *Materials Sciences and Applications, Scientific Research Publishing*, 2012, № 9(3), P. 640–644.
8. **Baranowska, J.** Functional characteristics of nitride layers on austenitic steel produced by gas nitriding. *Material Science, Lithuania*, 2005, № 11(3), P. 226–307.
9. **Fossati, A., Borgioli, F., Galvanetto, E.** Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment time. *Surface and Coat. Technol.*, 2006, № 200(11), P. 3511–3517.
10. **Liu Junyou, Sun Fenqiu, Yu Hanjin.** Nitridation of iron by the mixing technology with laser and plasma beams. – *Appl. Surface Sci.*, 2005, № 4, P. 921–928.
11. **Kulka, M., Pertek, A., L. Klimek, M.** (2006) The influence of carbon content in the borided Fe-alloys on the microstructure of iron borides. *Mater. Charact.*, № 56(3), P. 232–240.
12. **Genel, K., Ozbek, I., Bindal, C.** (2003) Kinetics of boriding of AISI W1 steel. *Material Science and Engineering A*, № 347(1–2), P. 311–314.
13. **Stergioudis G.** (2006) Formation of boride layers on steel substrates. *Cryst. Res. And Technol.*, № 41(10), P. 1002–1004.
14. **Sen Saduman, Sen Ugur, Bindal Cuma** (2005) An approach to kinetic study of borided steels. *Surface and Coating Technologies*, № 191( 2–3), P. 274–285.

Надійшла (received) 15.06.2015





