

выдержки и количества циклов спекания зерна становятся более вытянутыми и их размер увеличивается в 2 – 3 раза.

P. I. Loboda, E. G. Byba, M. A. Susoev

The structure and properties of sintered titanium blanks obtained
by using $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ phase transition

Summary

For the first time the influence of thermo cycling on the activation process of compaction during sintering of titanium blanks is established. Increasing sintering temperature, exposure time and number of cycles activate the process of compaction and reduce the number and size of pores, strengthening interparticle contacts and compress the material in general. It is found that with increasing time of isothermal exposure and increasing the number of cycles of sintering, grains become more elongated and their size increases by 2 – 3 times.

УДК 669.141.3:537.525.1

Вплив плазми імпульсних низьковольтних розрядів та зміцнення матриці нанорозмірними нітридними фазами на структуру цементованого шару сталей

С. Я. Шипицин, доктор технічних наук
В. В. Михайлов*, доктор технічних наук
Е. А. Пасінковські*, доктор технічних наук
Н. Я. Золотар, Д. М. Короленко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
*Інститут прикладної фізики АН Молдови, Кишинів

*Встановлено можливість за рахунок одночасного застосування двох технологій – дисперсійного зміцнення матриці нанорозмірними некогерентними нітридними частинками та попередньої обробки плазмою імпульсних низьковольтних розрядів – суттєво підвищити дисперсність структури і твердість цементованого шару сталей, що дозволяє прогнозувати підвищення їх експлуатаційних властивостей**.*

Для підвищення експлуатаційної надійності і довговічності деталей і вузлів у машинобудуванні найбільш масово застосовується хіміко-термічне поверхневе зміцнення (ХТО) сталей, в основному цементування і азотування. У сучасній практиці корегування структури і властивостей дифузійного шару досягається головним чином оптимізацією технологічних параметрів процесу і легуванням сталей елементами, що впливають на дифузію вуглецю та азоту і формування карбідних і нітридних фаз у шарі.

**Робота виконана за українсько-молдавським проектом програми «Реалізація науково-технічного співробітництва з країнами СНД» (договір № М/389-2011).

Відомо, також що структуру і властивості дифузійного шару можливо покращити за рахунок зміни вихідного фазово-структурного стану металу. Наприклад, за рахунок зниження температури попереднього відпуску сталі, що зменшує розмір сегрегації легуючих елементів, на яких відбувається виділення нітридів при азотуванні (сталь 38Х2МЮА) [1]. Збільшення кількості центрів виділення нітридів призводить до їх диспергування і, відповідно, до підвищення твердості шару. Зрозуміло, що цей шлях не універсальний, тому що призводить до зниження в'язкості матриці.

Має перспективу метод підвищення дифузійної рухливості елементів втілення, тобто скорочення тривалості процесу насичення, і підвищення твердості шарів за рахунок зміни дислокаційної структури матриці попередньою пластичною деформацією [2]. При цьому передбачається, що збільшення швидкості дифузії відбувається за рахунок збільшення кількості рухливих дислокацій, які можуть переносити домішкові атоми за дислокаційно-динамічним механізмом.

Аналогічно сприяє збільшенню глибини азотованого шару і підвищенню його твердості в литих сталях підвищення швидкості охолодження виливка від 2 °С/с до 350 °С/с [3]. Підвищення швидкості охолодження металу при твердінні і наступному охолодженні призводить не тільки до широко відомого факту диспергування дендритної структури, але і до диспергування первинних і вторинних мікро- і субструктур. Цей фактор є одним з основних у зміні глибини і твердості азотованого шару.

Проте попередня пластична деформація і збільшення швидкості охолодження металу виливка можуть здійснюватися на обмеженій номенклатурі виробів з врахуванням геометрії для попередньої пластичної деформації і розмірів литих деталей.

Аналіз літературних даних показує, що підвищення дисперсності структурних складових цементованих і азотованих шарів і, відповідно, підвищення їх міцності, в'язкості, зносостійкості, втомної довговічності, корозійної стійкості та інших функціональних властивостей досягається при підвищенні дисперсності мікро- і субструктур матриці, підвищення в ній щільності дислокації, зниження ступіня мікрохімічної та структурної неоднорідності [4].

Результати досліджень, виконаних у ФТІМС НАН України, показують, що необхідна для підвищення властивостей цементованих шарів зміна структури матриці досягається при мікролегуванні сталей азотом і ванадієм з метою їх додаткового дисперсійного нітридного зміцнення [5]. Так, за рахунок модифікуючої дії азоту досягається суттєве, порівняно з підвищенням швидкості охолодження системи в 5 – 7 разів, диспергування дендритної структури. Це супроводжується зменшенням структурної та мікрохімічної неоднорідності металу.

Бар'єрна дія нітридванадієвих частинок забезпечує суттєве диспергування аустенітного зерна. Твердорозчинний азот підвищує стійкість α - і γ -фаз до поліморфних перетворень і зрушує в область низьких температур $\gamma \rightarrow \alpha(\text{П})$ і $\gamma \rightarrow \alpha(\text{М})$ перетворення.

Поєднання цих двох ефектів забезпечує подрібнення феритної, феритоперлітної і перлітної структур, а також структури мартенситу відпуску. При цьому відмічається підвищений рівень викривлення кристалічної решітки, підвищення густоти дислокацій і зменшення розмірів блоків когерентного розсіювання.

Як і в литому стані, після термообробки відзначається зниження мікрохімічної і структурної неоднорідності і, що особливо важливо, зернограничної сегрегації елементів і фаз.

Наведені дані прогнозують суттєвий позитивний вплив твердорозчинного азоту і некогерентної внутрішньозеренної дисперсної нітридної фази на структуроутворення і властивості дифузійних шарів при хіміко-термічному зміцненні. Це також підтверджується наступними даними.

По-перше, при промисловому використанні сталей з нітридованадієвим зміцненням для ковальсько-пресового інструменту гарячого деформування було встановлено, що у разі відсутності хіміко-термічної обробки довговічність штампів підвищується не більше, ніж в 2,5 рази, наприклад, молотових і пресових штампів зі сталей 5ХНМАФЛ та 5ХНАФЛ замість сталей 5ХНМЛ [5]. При застосуванні ж хіміко-термічного зміцнення – довговічність інструменту підвищувалась до 4 разів, як, наприклад, довговічність точнолитих формоутворюючих вставок штампів безоблойного штампування з азотованої сталі 30Х6МАФЛ, натомість азотованих вставок з прокату вольфрамвміщуючої сталі 45Х3В3МФС (Ді-23). Довговічність вставок зростає від 3 – 4 тис. штамповок до 10 – 12 тис. Технологія нітридванадієвого зміцнення забезпечує ефективне підвищення не тільки конструкційних властивостей сталей, але і дифузійних шарів, зокрема, азотованих.

По-друге, формування в матриці низьколегованої конструкційної сталі дисперсних карбідних фаз (TiC, NbC), які стійкі до розчинення при температурах цементації, позитивно впливає на дисперсність і міцність мартенситу, величину і розподіл внутрішніх залишкових напружень у цементованому шарі, що забезпечує підвищення до 2-х разів його зносостійкості при зниженні ступеня жолоблення деталей при цементації [6].

Очікуване поліпшення структури і функціональних властивостей дифузійних шарів при мікролегуванні матриці азотом і ванадієм з мінімальною собівартістю супроводжується суттєвим підвищенням властивостей основного металу (статична і циклічна міцність, втомна і термовтомна міцність, холодо- і теплостійкість). Це особливо важливо для металовиробів, які експлуатуються в умовах високих і низьких температур, значних динамічних та циклічних навантажень. Це дозволить також знизити собівартість цементованих і азотованих сталей за рахунок зниження вмісту або повного усунення зі складу сталей дорогих зміцнюючих легуючих елементів (нікель, молібден, вольфрам).

Відомо, що для зміцнення та нанесення захистних покриттів вельми перспективними є електрофізичні методи обробки матеріалів, які базуються на застосуванні концентрованих потоків енергії, таких як електронні і лазерні промені, низькотемпературна плазма, імпульсні розряди та інші. Електроіскрове легування (ЕІЛ) металевих поверхней при дії плазми імпульсних низьковольтних розрядів є одним з цих методів [7]. Технологія ЕІЛ дуже проста, необхідне обладнання малогабаритне, надійне і транспортабельне [8].

В результаті взаємодії рідких фаз матеріалів аноду і катоду (деталі) в поверхневих шарах створюються склади сплавів, які неможливо отримати традиційними металургійними способами. Інтенсивні процеси нагріву металу до високих температур з великими градієнтами температури, підвищеному масопереносі легуючих елементів і охолодженні з критичними швидкостями призводять до утворення твердих розчинів з концентрацією легуючих компонентів, які перевищують в кілька разів рівноважну, інтерметалідних сполук, метастабільних проміжних фаз, а також вторинних фаз, які відсутні на рівноважних діаграмах стану. Наслідком поєднання високого пересичення твердого розчину, дисперсного, структурного та субструктурного зміцнення є створення поверхневих шарів з високими механічними і службовими властивостями (міцність, твердість, зносостійкість, корозійна стійкість).

Однак, ці поверхневі шари мають недостатню товщину, значну шорсткість та пористість [8]. Тому доцільно метод ЕІЛ поєднувати з методом ХТО металів. Це пов'язано з тим, що під поверхневим плавленим шаром при ЕІЛ формується перехідна зона-підшар, яка є зоною термічного впливу імпульсних розрядів і дифузійного взаємопроникнення елементів аноду і катоду [7]. Встановлено, що в цій зоні суттєво

підвищується дифузійна рухливість елементів і до 5 разів збільшується глибина дифузійного шару при подальшій ХТО [9].

Такий механізм пов'язують з появою в поверхневих шарах термічних напружень під дією нестационарних і нерівномірних температурних полів, які виникають при імпульсних розрядах. Ці термічні напруження викликають пружні і пластичні деформації, структурні і субструктурні зміни. В зонах дії розряду створюється пружно-деформований стан кристалічної ґратки з високою щільністю дислокацій. При відпалі, чи відпуску генеруються додаткові дислокації внаслідок вивільнення пружної енергії ґратки і дисоціацією супердислокацій, які мають великий вектор Бюргерса, на дислокації з меншим вектором Бюргерса. Високі сумарні густоти вихідних і створених дислокацій, формування полігонізованої структури в поверхневому шарі і є причиною підвищення в ньому дифузійної рухливості елементів [10].

Загальним висновком дослідників є те, що обробка металевих поверхонь імпульсними розрядами є ефективним способом формування поверхневих зон з визначеним пружно-деформованим станом і може забезпечити підвищену дифузію при хіміко-термічній обробці деталей машин і інструменту, зокрема цементації.

Наведений аналіз літературних і експериментальних даних прогнозує, що комплексне застосування дисперсійного нітридного зміцнення матриці і попередня обробка поверхні виробу плазмою імпульсних низьковольтних розрядів може суттєво підвищити ефективність їх дії на формування структури і експлуатаційні властивості цементованого шару сталей.

Експериментальну перевірку цього проводили на Fe(армко) та модельному сплаві Fe(армко)-V-N (з дисперсною нітридною фазою VN), а також на розробленій у ФТІМС НАН України економнолегованій, високоміцній цементуемій сталі 22ХГ2САФ з нітридним зміцненням і сталі 22ХГ2СФ без дисперсної нітридної фази. Обробку зразків плазмою імпульсних низьковольтних розрядів здійснювали за допомогою експериментального генератора електричних імпульсів конструкції ІПФ АН Молдови при параметрах: частота імпульсів – 1000 Гц; енергія імпульсів – 6 Дж; режим обробки – ручний; матеріал анода – графіт марки МПГ-6; питомий час обробки – 1,0 – 1,5 хв/см².

Цементацію проводили в твердому карбюризаторі при температурі 950 °С з охолодженням в карбюризаторі з наступною термообробкою зразків: гартування в олії від 860 °С (t = 1 год) і відпуск при 160 °С, 2 год.

За даними електронномікроскопічного дослідження фольг легування сплаву Fe-V-N і сталі 22ХГ2САФ азотом і ванадієм забезпечувало дисперсійне виділення нітридів ванадію в кількості приблизно 0,015 % (мас. частка) після попередньої термічної обробки зразків (гартування: 920 °С, 1 год, вода; відпуск: 650 °С, 2 год, повітря) і розміром 30 – 40 нм при міжчасткових відстанях 200 – 500 нм та після імітації процесу цементації (950 °С, 3 год, вода) розміром 30 нм і менше при міжчасткових відстанях приблизно 700 нм (рис. 1).

Електроіскрова обробка (ЕІО) на сталях 22ХГ2СФ, 22ХГ2САФ і Fe(армко) та модельного сплаву Fe(армко)-V-N зумовлює формування практично однакового поверхневого “білого” аустеніто-цементитного шару шириною 25 – 30 мкм з мікротвердістю $H_{\mu} = 8,2$ ГПа (для сталей 22ХГ2СФ та 22ХГ2САФ) та $H_{\mu} \cong 7,9$ ГПа (для Fe(армко) та сплаву Fe(армко)-V-N). Тобто дисперсійна нітридванадієва фаза не вплинула на процес формування рідкої фази, її склад і теплофізичні умови охолодження і тверднення. Мікротвердість плавленого “білого” шару на сталях і модельних сплавах перевищує мікротвердість заевтектоїдної зони сталей та модельних сплавів після наступної цементації.

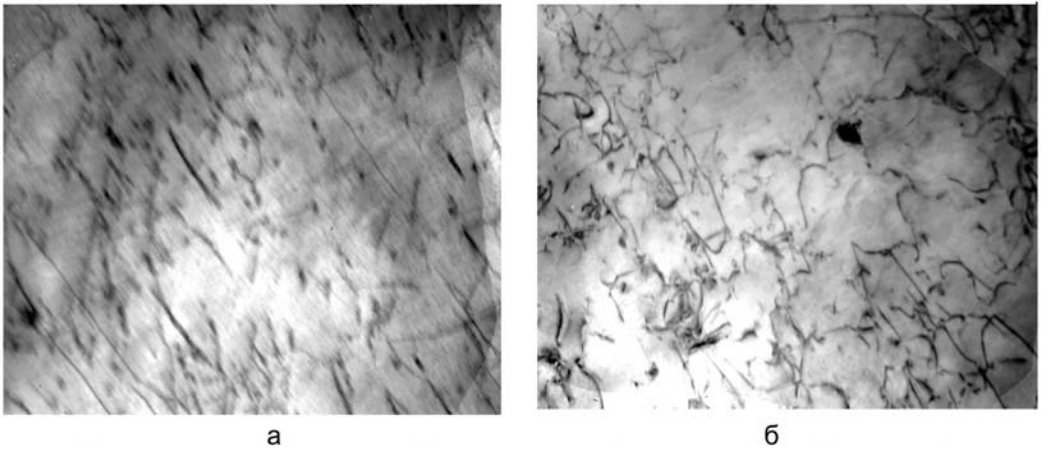


Рис. 1. Мікроструктури сплаву Fe-V-N після попередньої термічної обробки (а) та імітації процесу цементування (б). а – $\times 20\,000$, б – $\times 30\,000$.

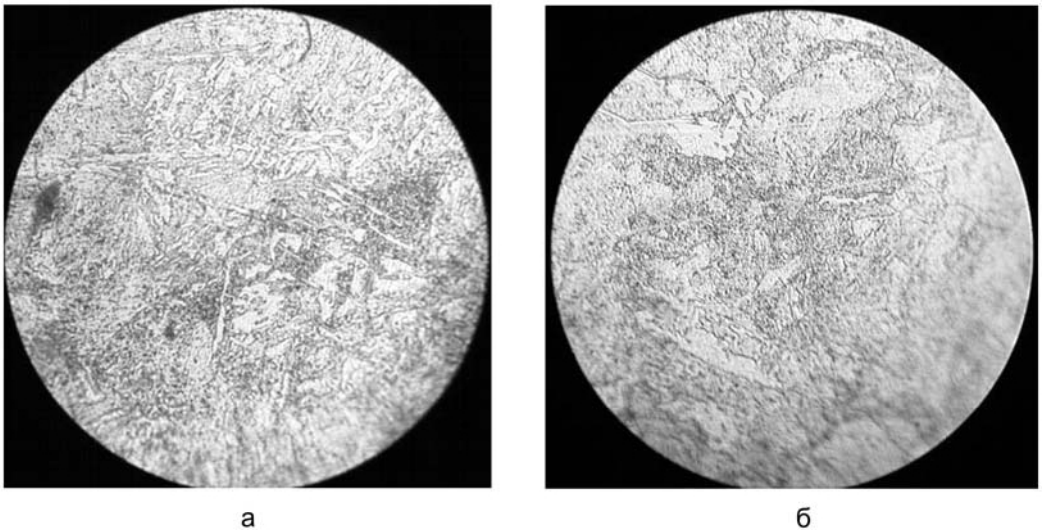


Рис. 2. Мікроструктура сталей 22ХГ2СФ (а) та 22ХГ2САФ (б) в зоні термічного впливу ЕІО. $\times 1300$.

На відміну від плавленого шару дисперсна нітридна фаза суттєво вплинула на параметри зони термічного впливу ЕІО. Так, в сталі 22ХГ2САФ у порівнянні зі сталлю 22ХГ2СФ більше, ніж на 30 % (від 170 мкм до 115 мкм), зменшилась її ширина, на 0,15 – 0,20 ГПа збільшилась мікротвердість і суттєво підвищилась дисперсність карбідної фази (рис. 2).

Механізми підвищення теплостійкості сталей дисперсною нітридною фазою ґрунтовно розглянуто в роботі [5] і пов'язані зі зниженням твердорозчинним ванадієм дифузійної рухливості вуглецю і більш високою термодинамічною стійкістю часток VN. Відмічені зміни параметрів зони термічного впливу ЕІО повинні позитивно вплинути на дифузію вуглецю при цементації, структуру і властивості цементованого шару, внаслідок підвищених щільності дислокацій і структурної однорідності в зоні.

Встановлено, що наявність в залізі дисперсної нітридванадієвої фази гальмує дифузійну рухливість вуглецю при цементуванні, що призводить до зменшення на 7 – 8 % глибини дифузійного шару (рис. 3 та 4 а).

Попередня ЕІО, навпаки, підвищує дифузійну рухливість вуглецю і збільшує глибину цементованого шару (рис. 4 а).

Однотимчасне застосування технології дисперсійного нітрид-ванадієвого зміцнення матриці і попередньої ЕІО за ефективністю впливу на дифузійну рухливість вуглецю при цементуванні відрізняється від їх окремого впливу (рис. 4 а) і має максимальну ефективність щодо підвищення мікротвердості цементованого шару (рис. 4 б) і дисперсності його структури (рис. 5).

Встановлено, що основним механізмом зниження дифузійної рухливості вуглецю є створення в аустенітній матриці ефективних дифузійних “пасток”, якими є зони викривлення кристалічної ґратки матриці біля частинок нітридів ванадію і висококутові міжфазні границі VN-матриця. Зони напруженого стану кристалічної ґратки біля частинок поширюються на відстань трьох радіусів частинок, а біля висококутових границь – на 4 нм [11]. Розрахунки показують, у нашому випадку частинки VN створюють в аустеніті дифузійні “пастки” об’ємом на 2 порядки більші, ніж біля границь аустенітного зерна. Підтвердженням цього є дані наведені в роботі [12], в якій зазначено, що в кристалах з дифузійними “пастками” спостерігається зниження дифузійної рухливості атомів втілення навіть у макроскопічному масштабі, тобто на відстанях, які на кілька порядків перевищують відстані між “пастками”.

Додатково впливає на зміну дифузійної рухливості вуглецю в сплаві з дисперсною нітридванадієвою фазою диспергування субструктури і зменшення кутів розорієнтування її зерен. Так, методом рентгеноструктурного аналізу встановлено, що розмір блоків когерентного розсіювання в аустеніті при температурі цементування 950 °С в сплаві Fe-V-N менші майже у два рази, ніж в Fe(армко) – 0,42 мкм і 0,79 мкм, відповідно, при зменшенні від 0,6 – 0,8 градусів до 0,3 – 0,5 градусів найбільш поширених кутів розорієнтування блоків (рис. 6).

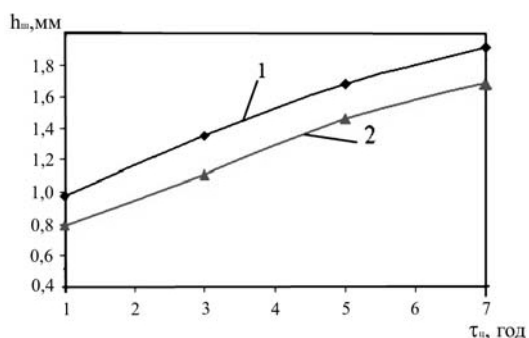


Рис. 3. Вплив тривалості цементування $\tau_{ц}$ на глибину цементованого шару $h_{ц}$ Fe(армко) (1) та сплаву Fe(армко)-V-N (2). ($T_c = 950$ °С).

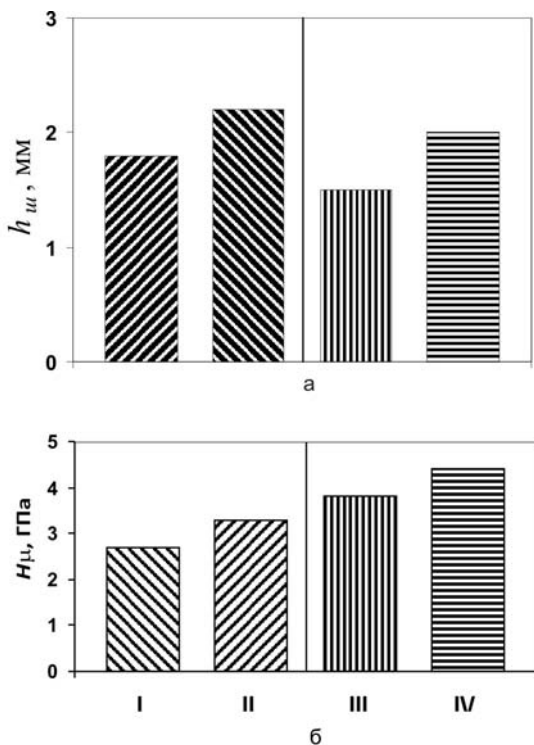


Рис. 4. Глибина цементованого шару (а) та його мікротвердість (б) в евтектоїдній зоні на відстані 0,8 – 1,2 мм від поверхні зразка Fe(армко) (I, II) та сплаву Fe(армко)-V-N (III, IV) без ЕІО (I, III) та з попередньою ЕІО (II, IV) до цементування при 950 °С протягом 8 годин.

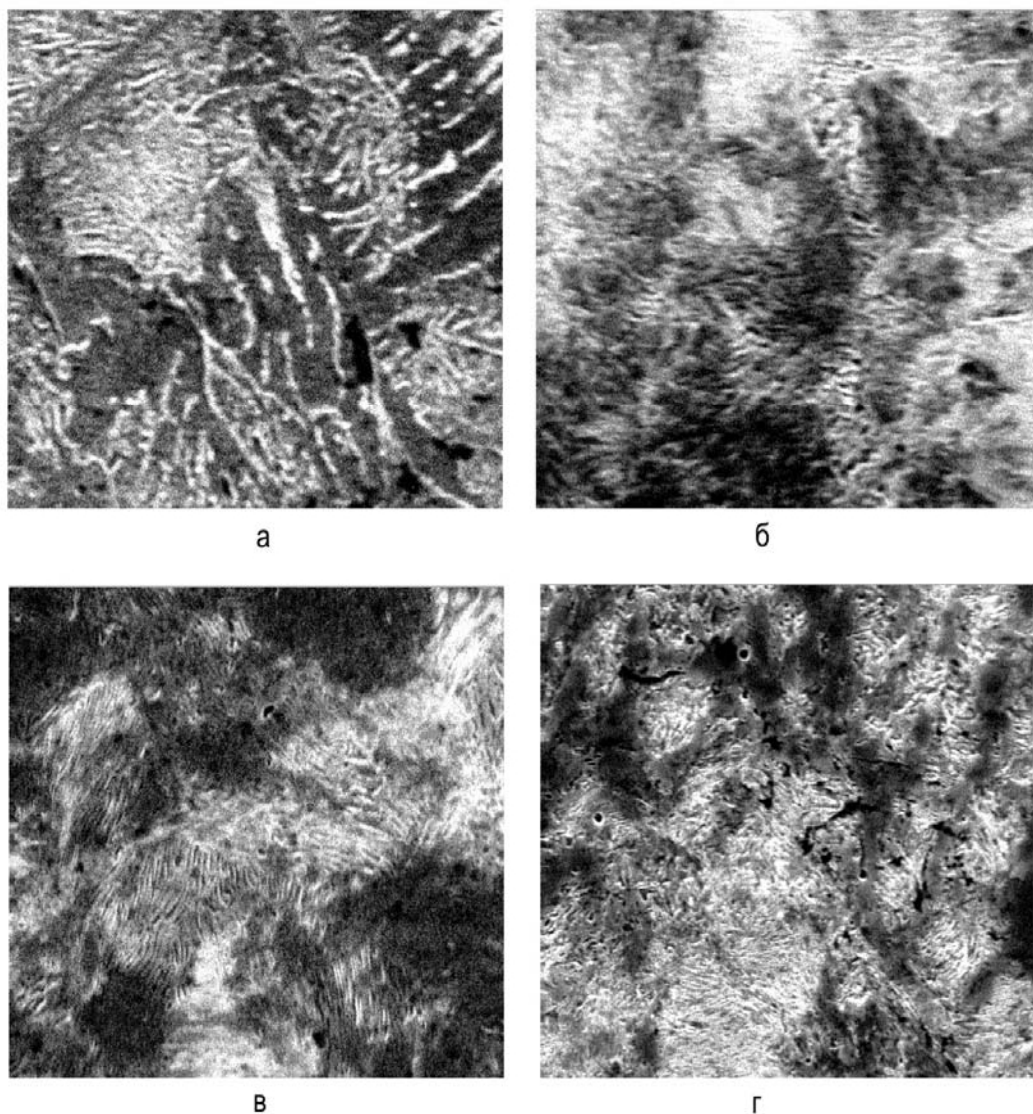


Рис. 5. Мікроструктури цементованого шару в евтектоїдній зоні Fe(армко) (а, б) та сплаву Fe(армко)-V-N (в, г) без попередньої ЕІО (а, в) та з ЕІО (б, г). x 8050.

Внаслідок того, що експериментально визначити кути розорієнтування блоків когерентного розсіювання при високих температурах практично є дуже складним, кути розорієнтування визначали при 20 °С на зразках після циклу теплової обробки: 20 °С → 550 °С → 950 °С → 550 °С → 20 °С. Коректність цих даних ґрунтується на даних роботи [13], у якій встановлено, що подвійна фазова перекристалізація $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ при нормалізації від 920 – 980 °С не усуває успадковану від гарячекатаного прокату текстурно-структурну неоднорідність сталі 08ПС. Диспергування субструктури збільшує питому поверхню малокутових кордонів, що має збільшувати ефективний коефіцієнт дифузії, але зменшення кутів розорієнтування впливає навпаки. Вирогідно останній вплив є привалуючим.

Підвищення мікротвердості цементованого шару пов'язано, головним чином, з диспергуванням в ньому мартенситу. Встановлено, що це є наслідком реалізації

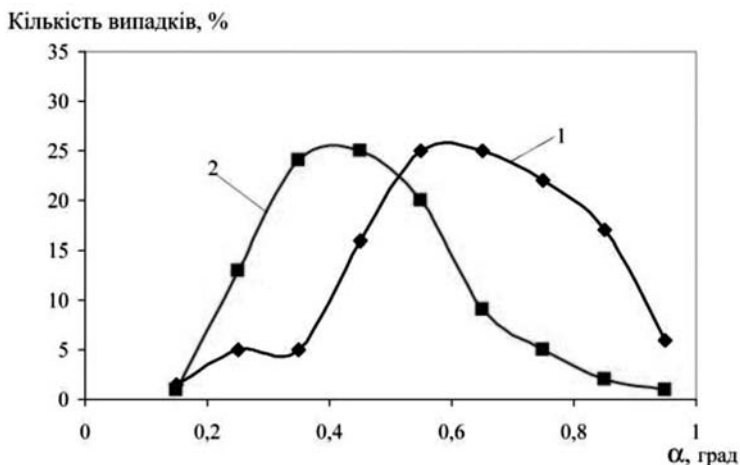


Рис. 6. Кути разорієнтування блоків когерентного розсіювання у фериті Fe(армко) (1) та модельному сплаві Fe(армко)-V-N (2) на зразках для високотемпературного рентгеноструктурного аналізу після теплової обробки: нагрівання 20 °С → 550 °С → 950 °С → охолодження з пічку → 550 °С → 20 °С.

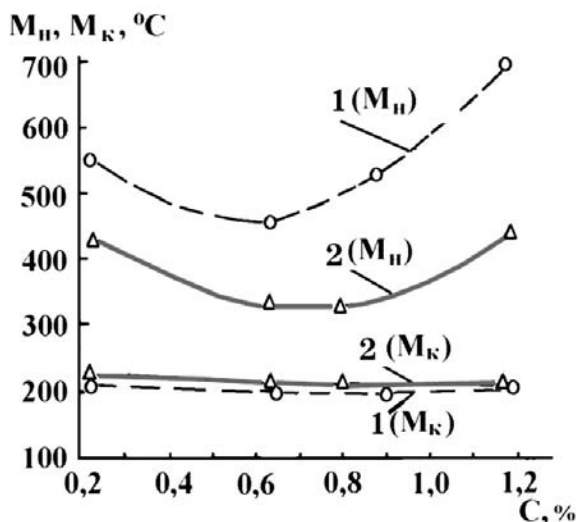


Рис. 7. Вплив вмісту вуглецю в сталях (20 – 120)ХГ2СФ (1) та (20 – 120)ХГ2САФ (2) на температури M_n та M_k .

кількох механізмів. По-перше, зниженням твердорозчинним азотом температури M_n по всьому перерізу цементованого шару, що визначили ділатометричним аналізом на кварцовому ділатометрі конструкції ІМФ НАНУ при наступних режимах нагрівання і охолодження зразків ($D = 4$ мм, $l = 20$ мм): нагрівання зі швидкістю 20 °С/хв до температури 900 °С, витримка 5 хв, охолодження до 800 °С в гелії і далі на повітрі із середньою швидкістю 150 °С/хв (рис. 7).

По-друге, диспергуванням нітридванадієвою фазою аустенітного зерна, що видно на структурі гомогенізованих при 1100 °С сталей 120ХГ2СФ та 120ХГ2САФ, які моделюють заевтектоїдну зону цементованого шару сталей 22ХГ2СФ та 22ХГ2САФ (рис. 8).

По-третє, підвищенням густоти дислокацій в аустеніті, що збільшує кількість місць зародження цементиту, внаслідок локальних структурних напружень, які

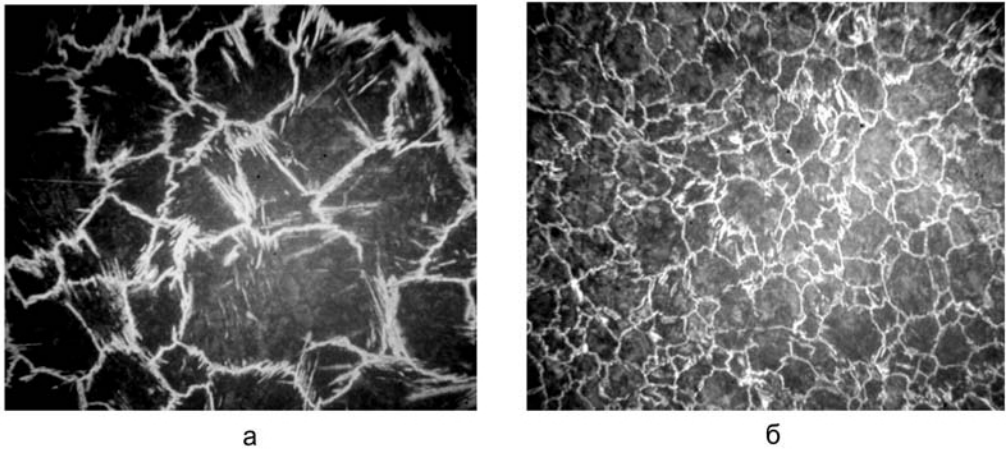


Рис. 8. Мікроструктури сталей 120XHГ2СФ (а) та 120XHГ2САФ (б), гомогенізованих при 1100 °С протягом 5 годин. $\times 100$.

виникають за рахунок різниці коефіцієнтів термічного розширення аустеніту і нітридів ванадію, які не розчинились при цементуванні сталі, а також за рахунок попередньої ЕЮ. Це пояснює максимальне диспергування мартенситу в цементованому шарі при комплексному застосуванні нітридванадієвого зміцнення матриці і попередньої ЕЮ.

Таким чином встановлено, що дисперсне нітридванадієве зміцнення сталі практично не впливає на формування рідкої поверхневої фази при ЕЮ, її склад, теплофізичні умови охолодження і тверднення, а також на твердість “білого” плавленого шару. В той же час воно суттєво зменшує ширину зони ЕЮ, підвищує в ній дисперсність структури і твердість металу.

Дисперсна нітридванадієва фаза за рахунок створення внутрішньозерених дифузійних “пасток” і зменшення кутів разорієнтування зерен субструктури зменшує дифузійну рухливість вуглецю при цементуванні сталей, а попередня ЕЮ за рахунок підвищення густоти дислокацій – навпаки, її збільшує. При одночасному застосуванні обох технологій позитивний вплив ЕЮ переважає негативний вплив нітридного зміцнення на дифузійну рухливість вуглецю.

Одночасне застосування дисперсійного нітридного зміцнення матриці і попередньої ЕЮ забезпечує максимальне підвищення твердості цементованого шару, головним чином за рахунок диспергування в ньому мартенситу. В свою чергу це є наслідком зниження твердорозчинним азотом температури Mn, зменшення нітридною фазою розміру аустенітного зерна та підвищенням нею і попередньою ЕЮ густоти дислокацій в аустеніті.

Література

1. Герасимов С.А., Жихарев А.В., Голиков В.А. Влияние предварительной термической обработки на структуру и свойства азотированных сталей. // *МиТОМ*. – 2000. – № 6. – С. 24 – 25.
2. Зайцев В.Г., Горбатенко В.П., Позняк Е.Р. Влияние предшествующей деформации гидропрессованием на структуру и глубину диффузионной зоны стали 18ХГТ после цементации. // *Физика и техника высоких давлений*. – 1998. – 8, № 1. – С. 88 – 92.
3. Ніконов О.С. Вплив литої структури на формування азотованого шару конструкційних сталей. // *МОМ*. – 2003. – № 1. – С. 32 – 35.
4. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.И. Теория и технология азотирования. – М.: *Металлургия*, 1991. – 320 с.

5. Бабаскин С.З., Шипицын С.Я., Кирчу И.Ф. Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – Киев: Наук. думка, 2005. – 371 с.
6. Семеновський О.Є. Комплексно-легована цементувальна сталь з мінімальними поводками при термічній обробці. Дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2006. – 159 с.
7. Лазаренко Н.И. Электроискровое легирование металлических поверхностей. – М.: Машиностроение, 1976. – 44 с.
8. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я. Электроискровое легирование металлических поверхностей. – Кишинев: Штиинца, 1985. – 196 с.
9. Лазаренко Б. Р., Михайлов В. В., Гитлевич А. Е. Распределение элементов в поверхностных слоях при электроискровом легировании. // Электронная обработка материалов. – 1977. – № 3. – С. 28 – 33.
10. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Фракторович А.А. Об эффекте увеличения глубины диффузии через поверхность, подвергнутую электроискровому легированию. // Электронная обработка материалов. – 1995. – № 4 – С. 28 – 31.
11. Чаттерджи-Фишер Р., Эйзелл Ф.В., Хоффманн Р. Азотирование и карбонитрирование. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
12. Брик В. Б. Диффузия и фазовые превращения в металлах и сплавах. – Киев: Наук. думка, 1985. – 232 с.
13. Нестеренко А.М., Дніпренко В.М., Чехута Ж.З. Вплив термічної обробки на текстурно-структурну спадковість в гарячекатаній низьковуглецевій сталі. // МОМ. – 2005. – № 2. – С. 24 – 28.

Одержано 08.11.11

С. Я. Шипицын, В. В. Михайлов, Э. А. Пасинковски, Н. Я. Золотарь, Д. Н. Короленко

Влияние плазмы импульсных низковольтных разрядов и упрочнения матрицы наноразмерными нитридными фазами на структуру цементованного слоя сталей

Резюме

Установлена возможность за счет совмещения двух технологий – дисперсионного упрочнения матрицы наноразмерными некогерентными частицами нитридов и предварительной поверхностной обработки плазмой импульсных низковольтных разрядов – существенно повысить дисперсность структуры и твердость цементованного слоя сталей, что позволяет прогнозировать существенное повышение их эксплуатационных свойств.

S. Ya. Shipitsyn, V. V. Mikhailov, E. A. Pasinkovski, N. Ya. Zolotar, D. N. Korolenko

Effect of pulsed low-voltage plasma and hardening of the matrix nanodimensional nitride phases on the structure of cemented layer of steel

Summary

It was established the possibility by combining the two technologies of dispersion hardening of the matrix nanodimensional incoherent nitride particles and pre-pulse plasma surface treatment of low-voltage discharges to significantly improve the dispersion of the structure and hardness of cemented layers of steel, which allows a significant increase of their predicted operational properties.