

УДК 621.785.5

Д-р техн. наук В. Г. Міщенко, О. І. Булах, канд. фіз-мат. наук В. І. Меняйло

Запорізький національний університет, м. Запоріжжя

ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ ХРОМИСТИХ МАРТЕНСИТНО-ФЕРИТНИХ СТАЛЕЙ ТИПУ 04...08X18ч

Викладено закономірності формування поверхневого дифузійного шару з підвищеними фізико-механічними властивостями при високотемпературній цементації хромистих мартенситно-феритних сталей. Досліджено вплив температури та часу витримання на процес структуроутворення. Визначено найбільш оптимальну температуру цементації сталей цього класу.

Ключові слова: цементація, хромисті сталі, карбіди хрому, мартенсит, мікротвердість.

Вступ

Добре відомі хромисті економнолеговані сталі (10X13, 20X13, 08X17, 04X18ч, 06X18ч, 08X18T1, 95X18 та ін.) знаходять широке застосування як конструкційні та інструментальні матеріали завдяки низькій собівартості та задовільним фізико-механічним властивостям [1–3].

Сталі мартенситного класу, що містять 12–14 % Cr, та 0,1–0,8 % C (20X13, 30X13, 40X13 та ін.), після термічного оброблення мають достатньо високу міцність, а також високу пластичність та в'язкість. Однак концентрація хрому на такому рівні обмежує використання цих сталей в середньо- та сильно-агресивних середовищах. Сталі з підвищеним вмістом вуглецю та хрому (95X18, 115X18 та ін.) застосовують для виготовлення деталей, до яких ставляться вимоги високої твердості, зносостійкості та стійкості до дії помірних агресивних середовищ. Однак цей тип сталей має невисоку пластичність, що обмежує застосування до них операцій штампування, формування, різання та ін. Крім того, сам процес термічного оброблення (ТО) даних сталей є досить складним та відповідальним [4, 5].

Двофазні мартенситно-феритні сталі (12X13, 04X18ч, 06X18ч, 14X17H2 та ін.) призначені для виготовлення деталей холодною пластичною деформацією (штампуванням, висадкою, витяжкою, гнуттям). Підвищена технологічна пластичність ДМФС дозволяє застосовувати їх для листового штампування деталей досить складної конфігурації, що є перевагою цих сталей перед іншими високоміцними сталями [4, 6–8].

Розширити діапазон використання вищевказаних хромистих сталей можливо їх поверхневим зміцненням шляхом хіміко-термічного оброблення (ХТО).

Аналітичний огляд проблеми дослідження

Цементація, як один з найбільш вивчених видів ХТО, дає можливість отримати в поверхневій зоні сталей дифузійний шар з підвищеними механічними та експлуатаційними характеристиками. Хром, як карбідоутворю-

вальний елемент, сприяє утворенню в поверхневій зоні спеціальних карбідів типу $(Cr,Fe)_{23}C_6$, $(Cr,Fe)_7C_3$ та легovanого цементиту $(Fe, Cr)_3C$. Підвищення твердості, зносо- та теплостійкості, при збереженні задовільної стійкості до корозії, дозволяє використовувати цементовані хромисті сталі для виготовлення мікрорізального інструменту або різальних кромок, деталей вузлів гідроагрегатів, теплообмінників та нафтопроводів, які працюють в умовах підвищеного зносу та дії агресивного середовища, ливарних прес-форм та деталей досить складної форми, до яких висувають високі вимоги щодо міцності та корозійної стійкості, шляхом їхнього попереднього формування пластичною деформацією з наступним поверхневим зміцненням [9, 10].

Водночас, закономірності зміни структури та властивостей дифузійного шару високохромистих корозійностійких сталей цього типу (12X13, 04X18ч, 06X18ч, 14X17H2) в процесі цементації, є маловивченими. Стосовно відомостей про вплив хрому на кінетику формування дифузійного шару в процесі поверхневого насичення, то вони є суперечливі [10, 11]. А відомі режими ХТО, які добре відпрацьовані на вуглецевих сталях, не можуть бути застосовані до цього класу сталей або потребують оптимізації.

Дотепер роботи в галузі ХТО (цементації, азотування, нітроцементації) високохромистих сталей різного класу ведуться низкою іноземних промислових компаній, такими як «Nihon Parkerizing» (Японія), «Swagelok Company» (США), «Bodycote plc» (Велика Британія) та ін.

Матеріали та методи досліджень

Як дослідну сталь було обрано економнолеговану сталь марки 06X18ч (ГОСТ 27702-88) як типового представника двофазних сталей типу 04...08X18ч (табл. 1.). Вони використовуються переважно для виготовлення деталей, що працюють в окисних та помірно агресивних середовищах.

Дослідження структури проводили на мікроскопах МИМ-8М та OLYMPUS IX 70. Структура вихідних зразків сталі 06Х18ч двофазна – мартенсит і ферит (рис. 1). Вимірювання твердості здійснювали за Роквеллом на твердомірі HRA-1, мікротвердості – по Віккерсу на напівавтоматичному мікротвердомірі 402 MVD. Твердість вихідних рекристалізованих зразків становила 72–77 HRB.



Рис. 1. Мікроструктура вихідних зразків сталі 06Х18ч (збільшення $\times 1000$)

Гартування та хіміко-термічне оброблення (цементацию) проводили у шахтній електропечі СШОЛ-11.6 12-МЗ-У4.2, яка розрахована на роботу при температурах до 1250 °С. Для цементациї використовували твердий карбюризатор з активізаторами BaCO_3 та Na_2CO_3 (ГОСТ 2407-83) у співвідношенні 12 % об. свіжого і 88 % об. відпрацьованого.

Результати та їх обговорення

Вплив температури загартування на структуру та властивості сталі 06Х18ч

Температура нагрівання зразків сталі 06Х18ч становила 900...1070 ± 5 °С, витримка в печі 1, 2, 3, 5, 10 хвилин, з наступним гартуванням в індустріальній оливі.

Після термічного оброблення мікроструктура сталі залишилася двофазною – мартенсит (темна складова) та ферит (світла складова), але змінилось співвідношення фазових складових (60 % – мартенсит, 40 % – ферит) (рис. 2). Мікротвердість мартенситу становила близько 560–600 HV, а фериту – 290–320 HV.

Підвищення температури гартування сприяло збільшенню твердості поверхневого шару на 5–10 HRB (рис. 3). Термічне оброблення привело до розпаду ділянок мартенситу з виділенням дрібнодисперсних карбідів та відокремлення карбідної фази і фериту в процесі розпаду аустеніту і рекристалізації структурно вільного фериту.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідної сталі

Марка сталі	Вміст легувальних елементів*, % мас.								
	C	Si	Mn	W	Cr	Mo	V	Ti	Ni
06Х18ч	0,06	0,2	0,02	–	18,4	–	–	–	0,41

* Вміст P, S, La $\leq 0,025$ % мас.

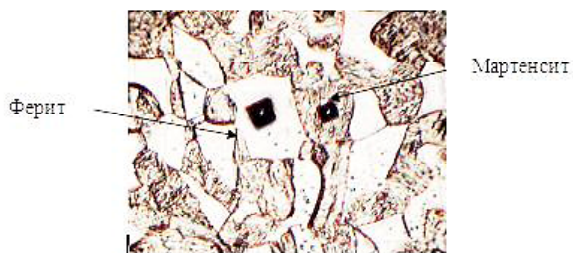


Рис. 2. Мікроструктура сталі 06Х18ч після загартування $\times 500$

Високотемпературна цементация сталі 06Х18ч

Цементацию дослідних зразків проводили при температурі 1030 ± 5 °С протягом 1-ї, 3-х та 5-ти годин з наступним безпосереднім гартуванням в індустріальній оливі.

При проведенні ХТО сталі 06Х18ч відбувалося насичення поверхневих шарів сталі вуглецем, концентрація якого поступово зменшувалася з глибиною, та формування дифузійного шару (рис. 4, рис. 5).

Процес насичення вуглецем нерівномірний, адже відбувається тільки за рахунок аустеніту, частка якого складала 20 % з початку процесу, а на границях зерен взаємодія з карбідами та збіднення хромом. Цьому також сприяла цементитна сітка $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$. Зі зниженням концентрації хрому на границях зерен з 18 до 11 % збільшується схильність до утворення аустеніту, в якому відбувається активізація дифузії вуглецю. Таким чином структурний стан при високотемпературній цементациї являє собою ферит + аустеніт + мартенсит + $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ + $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ + $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$. Процес виділення того чи іншого типу карбіду залежить від концентрації вуглецю в цементованому шарі сталі 06Х18ч. Зміна вмісту вуглецю впливає на кількісне співвідношення фазових складових при нагріванні в $\alpha + \gamma$ області, температуру перетворення $\gamma \rightarrow \text{M}$ та ступінь метастабільності аустеніту. Утворення мартенситу та карбідів в поверхневій зоні веде до підвищення твердості (рис. 6).

Твердість поверхні після цементациї становила близько 56–58 HRC. Дослідження мікротвердості на зразках після 1 години цементациї показали, що мікротвердість світлої складової на глибині 50 мкм становила близько 660–700 HV, а темної – 750–800 HV. На глибині 140–230 мкм спостерігається перехідна зона. Великий інтервал значень мікротвердості темної складової перехідної зони 520–650 HV свідчить про те, що вона є досить не однорідною.

Високі значення мікротвердості темних ділянок свідчать про наявність мартенситу, а проміжні значення мікротвердості відповідають високовуглецевому залишковому

аустеніту. Характерним є формування мартенситу та залишкового аустеніту по границях зерен фериту, мікротвердість якого становила близько 350 HV (рис. 6).

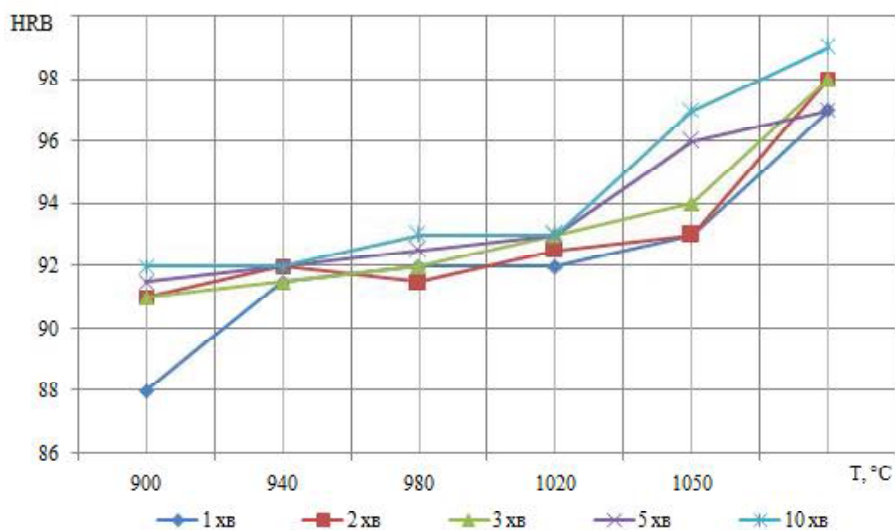


Рис. 3. Залежність твердості поверхневого шару сталі 06X18ч від температури гартування та часу витримки

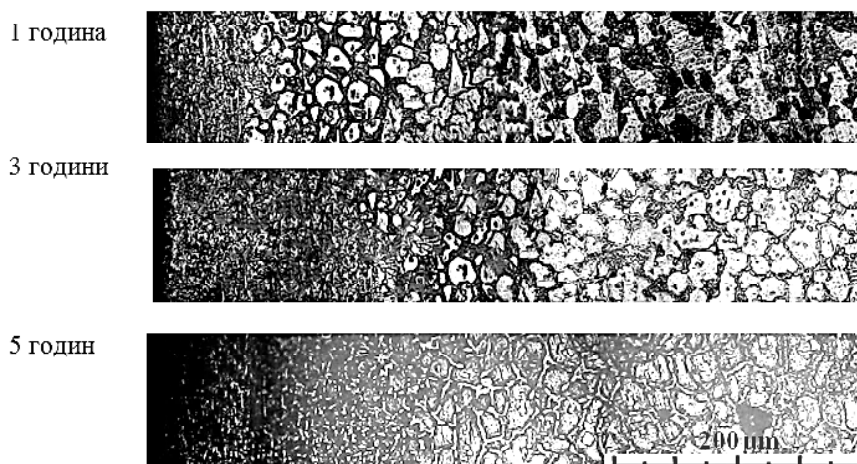


Рис. 4. Формування дифузійного шару при цементатії

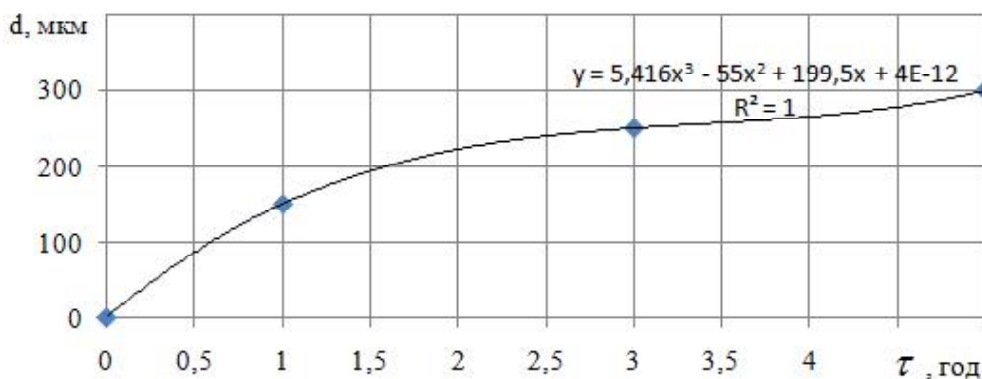


Рис. 5. Залежність ефективної товщини дифузійного шару від часу витримки

Визначення впливу температури цементації на структуру сталі 06X18ч та товщину дифузійного шару проводили при температурах 1000, 1030, 1050 та 1070 ± 5 °C протягом 5 годин.

З підвищенням температури цементації збільшується товщина дифузійного шару, а починаючи з 1030 °C,

спостерігали значне зростання зерен, що веде до крупнозернистості структури (рис. 7, рис. 8). Крім того, при високих температурах відбувається активне формування карбідної сітки, яка гальмує подальший процес дифузії вуглецю вглиб зерен.

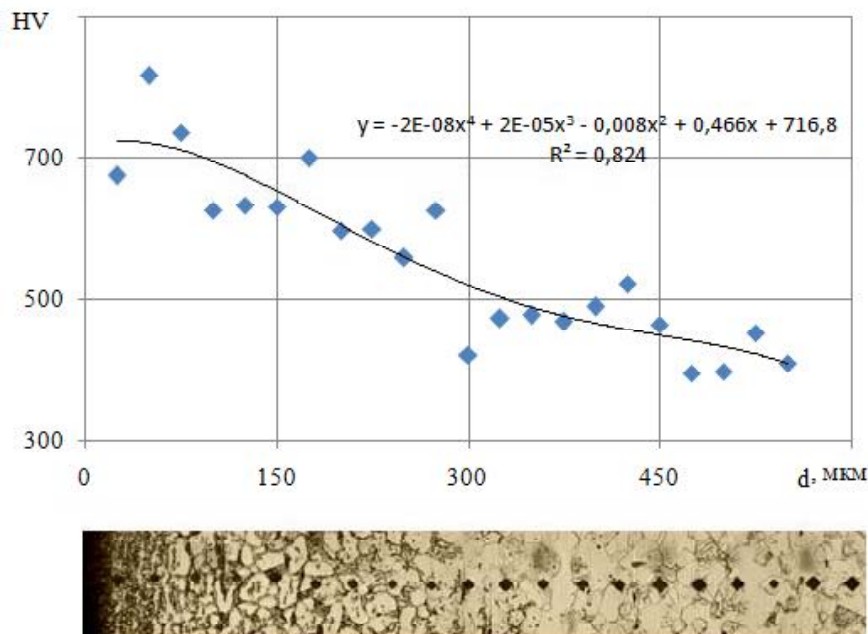


Рис. 6. Зміна мікротвердості за глибиною цементованого шару сталі 06X18ч

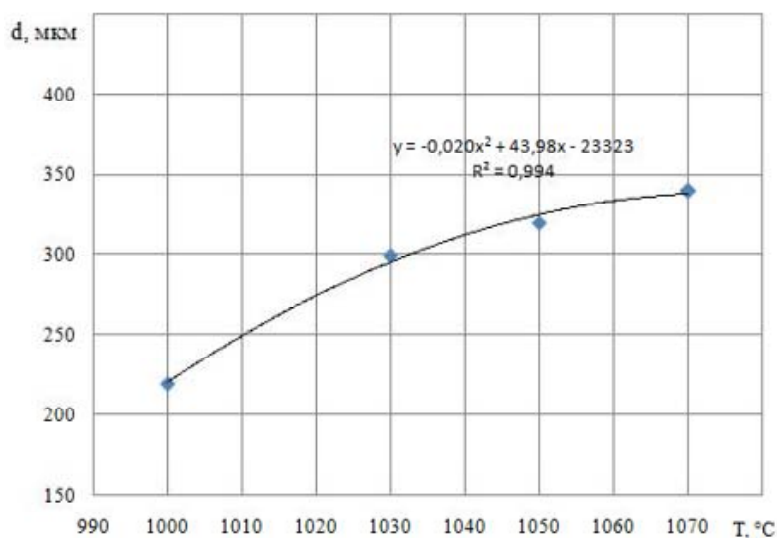


Рис. 7. Залежність товщини дифузійного шару від температури цементації

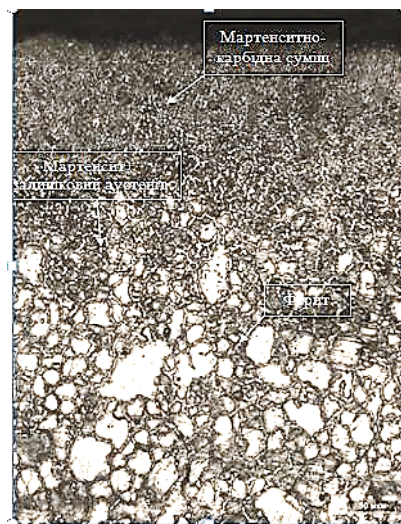


Рис. 8. Укрупнення зерен при високій температурі цементації $\times 200$

Висновки

У результаті ХТО мартенситно-феритних дослідних сталей 06X18ч за вибраним режимом ХТО відбувається формування дифузійного шару з підвищеними показниками твердості до 56–58 HRC та характерною мікроструктурою. Поверхневий шар являє собою суміш

безструктурного мартенситу та спеціальних карбідів з мікротвердістю 650–800 HV. Перехідна зона – суміш мартенситу та залишкового аустеніту з твердістю 500–650 HV на границях зерен фериту, який має твердість близько 350 HV.

Установлена закономірність впливу температури ХТО та терміну витримки на процес формування структури дифузійного шару сталі 06X18ч. Визначено найбільш оптимальну температуру цементації сталей цього класу, яка становить 1030 °С.

Список літератури

1. Мищенко В. Г. Разработка и внедрение хромистых коррозионноустойчивых сталей : автореф. дис. к-та техн. наук : спец. 05.02.01 «Материаловедение» / В. Г. Мищенко. – Запорожье, 1985. – 24 с.
2. Мищенко В. Г. Хромистые нержавеющие стали для столовых приборов и посуды / В. Г. Мищенко // Нові конструкційні сталі і сплави та методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів : матер. VI Міжнар. конф. 27–29 вересня 1995 р. – Запоріжжя : ХДТУ, 1995. – 83 с.
3. Абрамова В. И. Конструкционные материалы в автомобилостроении: учебное пособие / В. И. Абрамова, Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев. – Тула : Изд-во ТулГУ, 2015. – 186 с.
4. ГОСТ 5632-72. Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. – Дата введения 01.01.75. – М. : Изд-во стандартов, 1972. – 61 с.
5. Евстратова Н. Н. Материаловедение : учебное пособие / Н. Н. Евстратова, В. Т. Компанец, В. А. Сухарникова. – Ростов-на-Дону : Феникс, 2006. – 269 с.
6. Мищенко В. Г. Структура и свойства листовой коррозионноустойчивой стали 06X18ч, легированной РЗМ и кальцием / В. Г. Мищенко, Б. С. Натапов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1983. – № 8. – С. 32–34.
7. Мищенко В. Г. Влияние металлургического передела на структуру, технологические и служебные свойства стали 06X18ч / В. Г. Мищенко, В. С. Мовшович, И. Г. Климова // Металл и технический прогресс : матер. Всес. науч.-техн. конф. – М. : Металлургия. – 1987. – 163 с.
8. Мищенко В. Г. Оценка штампуемости коррозионноустойчивых сталей с дуплексной структурой / В. Г. Мищенко, И. Ю. Нагорная // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 1. – С. 28–29.
9. Лахтин Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Металлургия, 1985. – 216 с.
10. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1986. – 480 с.
11. Владимиров В. В. Влияние размера зерна феррита на строение и рост аустенитно-карбидных колоний при цементации хромистых сталей / В. В. Владимиров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1992. – № 10. – С. 4–7.
12. Переверзев В. М. О природе повышенной склонности хромистых сталей к карбидообразованию при цементации / В. М. Переверзев, В. И. Колмыков // Известия АН СССР. Металлы. – 1980. – № 1. – С. 197–200.

Одержано 30.11.2017

Мищенко В.Г., Булах А.И., Меньяло В.И. Поверхностное упрочнение хромистых мартенситно-ферритных сталей типа 04...08X18ч

Изложены закономерности формирования поверхностного диффузионного слоя с повышенными физико-механическими свойствами при высокотемпературной цементации хромистых мартенситно-ферритных сталей. Исследовано влияние температуры и времени выдержки на процесс структурообразования. Определено наиболее оптимальную температуру цементации сталей данного класса.

Ключевые слова: цементация, хромистые стали, карбиды хрома, мартенсит, микротвердость.

Mishchenko V., Bulakh A., Meniailo V. Surface hardening of chromium martensitic-ferritic steels of type 04...08X18ч

The regularities of the formation of a surface diffusion layer with increased physico-mechanical properties during high-temperature cementation of chromium martensitic-ferritic steels are presented. The influence of temperature and time on the structure formation process are investigated. The most optimal temperature of steel cementation of this class was determined.

Key words: cementation, chromium steel, chromium carbides, martensite, microstructure.