

УДК 669.14.018.8:621.785.52/53

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СТАЛІ 04X18Ч-ГР У ПРОЦЕСІ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ЦЕМЕНТАЦІЇ

В.Г. Міщенко, професор, д.т.н., О.І. Меняйло, аспірант, А.І. Маказан, інженер, П.Ю. Долгорукий, викладач, Запорізький національний університет

Анотація. Результати досліджень процесів формування високохромистих фаз дозволили розробити систему легування вуглецем, режими високотемпературної цементациї, забезпечивши підвищення якісних показників листових корозійностійких сталей.

Ключові слова: високохромисті фази, високотемпературна цементация, корозійностійка сталь.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 04X18Ч-ГР В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ

В.Г. Мищенко, профессор, д.т.н., А.И. Меняйло, аспирант, А.И. Маказан, инженер, П.Ю. Долгорукий, преподаватель, Запорожский национальный университет

Аннотация. Результаты исследований процессов формирования высокохромистых фаз позволили разработать систему легирования углеродом, режимы высокотемпературной цементации, обеспечив повышение качественных показателей листовых коррозионностойких сталей.

Ключевые слова: высокохромистые фазы, высокотемпературная цементация, коррозионно-стойкая сталь.

FORMATION OF STRUCTURAL STATE OF SURFACE LAYERS OF 04CR18R-GR STEEL IN THE PROCESS OF HIGH-TEMPERATURE CARBURIZATION

V. Mischenko, Professor, Doctor of Technical Science, A. Menyaylo, post-graduate, A. Makazan, engineer, P. Dolhorukyi, lecturer, Zaporizhzhya National University

Abstract. The research results of processes of forming high-chromium phases enabled working out the system of carbon alloying and the regimes of high-temperature carburization that provided the improvement of qualitative indices of sheet stainless steels.

Key words: high-chromium phases, high-temperature carburization, stainless steel.

Вступ

Хромисті економнолеговані сталі 06X18ч і 04X18ч-ГР використовують в автомобілебудуванні та для побутових потреб – для виготовлення столових виробів і посуду. Ці сталі мають високу пластичність, здатність до полірування, корозійну стійкість (на відміну від хромомарганцевих сталей) та низьку собівартість (в порівнянні з нікелевмісними аустенітними сталями) [1, 2].

Висока пластичність вищевказаних сталей зумовлена низьким вмістом мартенситної складової, у порівнянні з відомою сталлю 08X17. Підвищення кількості феритної складової у двофазних ферито-мартенситних хромистих сталях спостерігається при додаванні у сталь РЗМ. У роботі [3] вказано, що введення 2 % хрому в сталь 06X16 рівноцінне 0,04 % РЗМ, тому що кількість фериту в обох випадках була однаковою і становила 70 %.

Зниження кількості мартенситної складової з 20–15 % до 12–8 % у хромистих сталях відбувається також за зниження вмісту вуглецю від 0,08–0,06 % мас. (сталі 08X18ч та 06X18ч) до 0,04–0,03 % (сталь 04X18ч-ГР), що пов'язане з відповідним звуженням γ -області на діаграмі стану Fe-Cr-C [4, 7, 8]. А висока здатність до полірування сталей 04X18ч-ГР та 06X18ч зумовлена відсутністю твердих включень карбонітридів, які спостерігаються у структурі сталей 12X18Н9, 10X14АГ15 і оксидів та карбонітридів титану – сталь 08X18Т1 [2].

Найбільшу пластичність двофазні сталі мають після термічної обробки – відпалу при 760 °С, або, відповідно до структурної діаграми [5], коли мають структуру і властивості, близькі до рівноважного стану. Двофазні хромисті сталі можна також значною мірою зміцнювати хіміко-термічною обробкою, що надасть змогу значно розширити сферу їх застосування.

Наприклад, високотемпературну цементацію в деревно-вугільних сумішах застосовують для підвищення зносостійкості та експлуатаційних характеристик поверхневих шарів хромистих сталей для виготовлення різального інструменту в умовах серійного, дослідного або ремонтного виробництва (наприклад, сталь 20X13). Структура сталі 20X13 за температури 1030 °С являє собою лише одну фазу – аустеніт. В аустеніті може розчинитися значна кількість вуглецю, в результаті чого після гартування частина аустеніту може перетворитися бездифузійним шляхом у мартенсит. Саме утворення мартенситу, а також дисперсних карбідів у поверхневих шарах спричиняє підвищення твердості, зносостійкості інструменту [6].

Аналіз публікацій

Аналіз літературних джерел не виявив прикладів використання високотемпературної цементації для двофазних хромистих сталей типу 04X18ч-ГР.

Структура цих сталей за температури близько 1300 К являє собою суміш двох фаз – фериту й аустеніту [4], причому зменшення вмісту аустенітної складової до 8–12 %, порівняно з відповідним до діаграми стану Fe-Cr-C, пов'язане також із впливом РЗМ на кількість феритної складової у сталі 04X18ч-ГР.

Хромовмісний ферит навіть за високих температур може розчинити достатньо незначну кількість вуглецю (до 0,02 % С). В той же час підвищення концентрації вуглецю в аустеніті призведе до зсуву вправо С-подібних кривих ізотермічного розпаду аустеніту та зниження положення точки M_n – початку мартенситного перетворення. Тому після цементації та гартування двофазних сталей типу 04X18ч-ГР слід очікувати виникнення наступного формування структурного стану: зміни співвідношення структурних складових (структурно вільного фериту і мартенситу), перетворення всього або частини мартенситу (до 12 %) в аустеніт; можлива зміна кількості фериту в результаті міграцій меж зерен; внаслідок розчинення в ньому вуглецю та перетворення частини фериту в іншу фазу. Підвищене насичення поверхневих шарів вуглецем призведе також до утворення карбідів на межах або всередині зерен.

Можлива також наступна зміна структурного стану, зокрема отримання після гартування стабільного аустеніту замість мартенситу, що сприятиме підвищенню пластичності (δ , ψ) поверхневих шарів сталі з відповідним незначним зниженням твердості і характеристик міцності ($\sigma_{0,2}$, σ_b). Застосовавши наступне гартування або гартування із відпуском, можна одержати мартенситну структуру і, відповідно, високі твердість і міцність.

Мета і постановка задачі

Метою даної роботи є дослідження структурних змін поверхневих шарів двофазної сталі 04X18ч-ГР після цементації в деревному вугіллі за температури 1030 °С протягом трьох годин та безпосереднього охолодження в індустріальній оливі з температури цементації.

Матеріали і методика досліджень

Для досліджень було використано зразки сталі 04X18ч-ГР (табл. 1).

В якості шихтових матеріалів використали: армо-залізо, хром металічний Х00; феро-хром ФХ004Б; силікокальцій СК-30; фероцерій ФЦМ-5; силікобарій, феромарганець, феросиліцій.

Після введення легувальних елементів до розплаву його температура знизилася від 1890 К до 1840 К. Потім метал виливали в керамічні форми, попередньо нагріті до температури 670–870 К.

Таблиця 1 Хімічний склад досліджуваної сталі (ТУ 14-15-321-93*)

Марка сталі	Вміст легувальних елементів, % мас						
	C	Cr	Si	Mn	Ni	S н.б.	P н.б.
1	2	3	4	5	6	7	8
04X18 ч-ГР	0,03	16,4	0,5	0,6	0,5	0,03	0,02

Примітка. * У сталь вводиться мішметал або фероцерій із розрахунку 0,15 % церію і силікокальцій із розрахунку 0,2 % кальцію.

Охолодження проводили на повітрі. Потім нагріті до 1270 К вилівки кували на пневматичному молоті на сутунки товщиною 15 мм, які на лабораторному стані прокатували при 1520 К до товщини 3,8 мм. Температура кінця прокатування була 1170 К. Травлення гарячекатаного металу здійснювали у виробничих умовах заводу «Запоріжсталь». Після лужно-кислотного травлення гарячекатаний метал піддавали холодній прокатці на лабораторному стані до товщини 2,8 мм зі збереженням ступеня деформації, прийнятої на заводі «Запоріжсталь». Режими рекристалізаційної термообробки вибирали залежно від необхідного структурного стану металу, а також з урахуванням можливостей заводу-виробника «Запоріжсталь».

Для цементації було використано контейнер з нержавіючої сталі, який розміщували у шахтній електропечі СШОЛ-11.6 12-М3-У4.2, що розрахована на роботу за температур до 1500 К. Циліндр заповнювали твердим карбюратором (деревним вугіллям) із заповненими в ньому зразками. Після витримки зразків у карбюраторі за температури 1300 К протягом трьох годин здійснювали безпосереднє гартування в індустріальній оливі.

Для порівняння провели термообробку нецементованих зразків. Температура нагрівання зразків становила 1300 К, витримка – 5 хв, після цього зразки були загартовані в індустріальній оливі.

Для проведення рентгеноструктурного аналізу дослідних зразків застосовували ДРОН-3М. Дифрактограми одержували при використанні $\text{Co-K}\alpha$ – випромінювання ($\lambda=0,179021$ нм), без використання β -фільтра в інтервалі кутів

$2\theta: 30^\circ \div 130^\circ$. Дослідження мікроструктури поверхневих шарів загартованих зразків та зразків після цементації проводили за допомогою мікроскопа МІМ-8. Мікротвердість визначали на приладі ПМТ-3.

Результати досліджень

На загартованих зразках положення дифракційних ліній та їхня інтенсивність характерні для фериту (ОЦК-гратка), параметр ґратки $a=0,2873$ нм (рис. 1, а).

Відомо, що за температури близько 1300 К у хромистому фериті розчинність вуглецю збільшується і становить понад 0,02 % мас. Це значно перевищує рівноважну концентрацію за кімнатної температури понад 0,006 %. Оскільки після гартування з 1030 К фіксується нерівноважна структура фериту, то отримане значення параметра ґратки перевищує її рівноважне значення, яке становить 0,2866 нм.

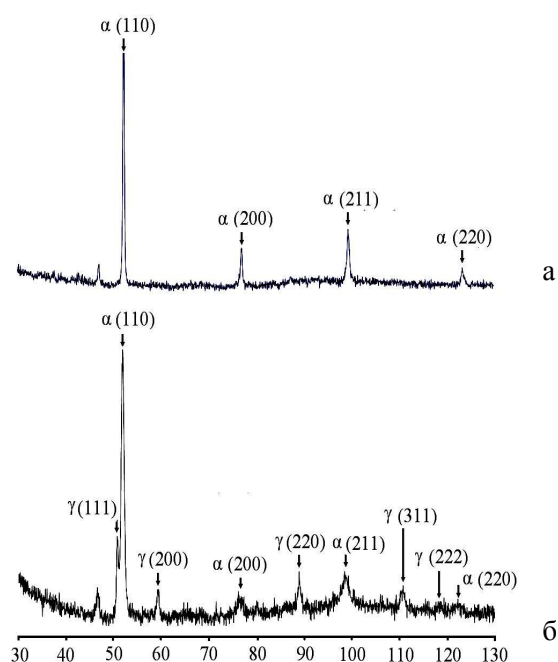


Рис. 1. Дифрактограми з поверхні зразків: а – після термічної обробки зразка: 1030 °С, витримка 5 хв, охолодження в оливі; б – після цементації з 1070 °С, витримка 180 хв, безпосереднє охолодження в оливі

Металографічні дослідження та вимірювання мікротвердості підтвердили результати рентгеноструктурного аналізу (рис. 2).

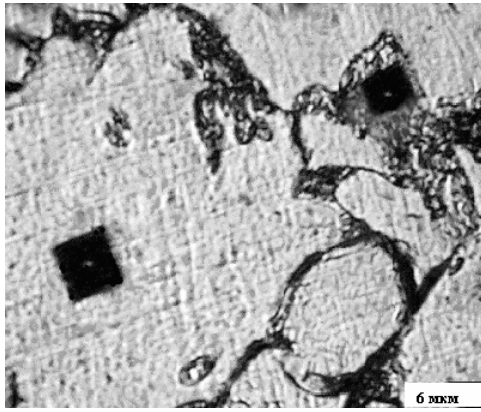


Рис. 2. Мікроструктура сталі 04X18ч-ГР до цементациї, $\times 500$

Після гартування з 1300 К мікроструктура сталі залишилась двофазною – світлі та темні ділянки. При цьому вміст світлої та темної складової, розрахований за методом випадкових відрізків, також залишився незмінним і становив близько 12 %.

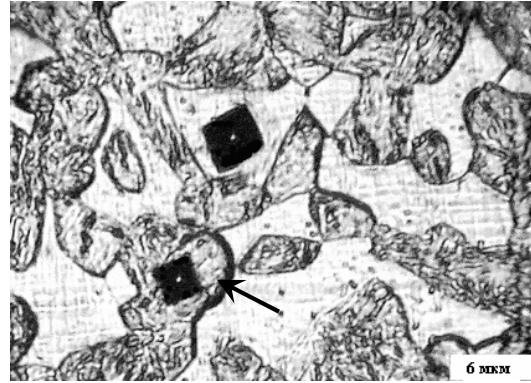
Мікротвердість світлих ділянок (фериту) становила близько 390,14 кгс/мм², а темних (мартенситу) – 669,25 кгс/мм².

На основі наведених вище результатів досліджень, а також діаграми стану Fe-Cr-C було встановлено, що структура сталі після гартування з температури 1300 К являє собою суміш двох фаз – фериту (88 %) і низьковуглецевого мартенситу (12 %). Розмір феритних зерен становив 5–20 мкм, а мартенситних, розташованих на межах зерен фериту, – 5 мкм.

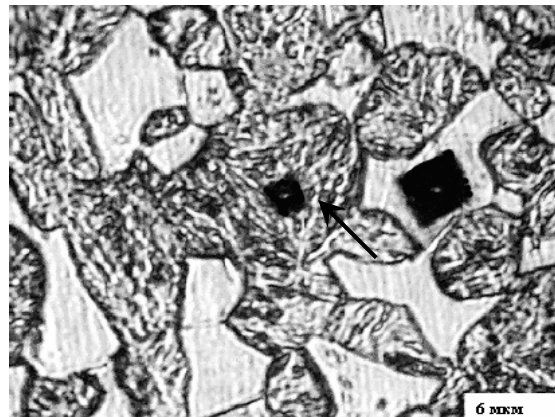
Після цементациї сталі 04X18ч-ГР було проведено рентгеноструктурний аналіз шарів, що знаходились на глибині близько 10 мкм від поверхні зразка. На дифрактограмі було виявлено лінії, що відповідають двом фазам – з ОЦК і ГЦК-гратками (рис. 1, б). Розраховані параметри ґраток ОЦК і ГЦК структур (0,2891 і 0,3614 нм відповідно) дозволили встановити двофазну структуру нерівноважного фериту й аустеніту, причому, використавши кількісний рентгенівський фазовий аналіз, було визначено, що кількість аустеніту становила близько 40 % за об'ємом.

Мікроструктура цементованих зразків на глибині 40 мкм від поверхні являла собою структурновільний ферит (світла – травлена складова) та аустеніт (більш темна складова) (рис. 3). Темна фаза є достатньо неоднорід-

ною за мікротвердістю: 712,4 кгс/мм² у більш світлій ділянці (рис. 3, а) і 1082,4 кгс/мм² у більш темній (рис. 3, б). Тому можна визначити, що ділянки аустеніту неоднорідні, із включеннями продуктів його розпаду – мартенситу. Середнє значення мікротвердості світлої фази структурновільного фериту становить 457 кгс/мм², а його кількість становила 40 %.



а



б

Рис. 3. Мікроструктура сталі 04X18ч-ГР після цементациї, $\times 500$

Висновки

1. В результаті підвищення концентрації вуглецю у фериті під час цементациї параметр ґратки фериту збільшився з 0,2873 нм до 0,2891 нм.
2. Методами металографічного, діюметричного та кількісного рентгенофазового аналізу встановлено співвідношення фазових складових на цементованих зразках: 40 % – ферит, 40 % – аустеніт, 20 % – мартенсит.

Література

1. Волчок И.П. Повышение пластичности хромистых коррозионностойких сталей мартенситноферритного класса / И.П. Волчок, В.Г. Мищенко // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научн. тр. «Стародубовские чтения». – Днепропетровск: «ПГАСА». – 2000. – Вып. 10. – С. 67–70.
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: мат. VI міжнародної конф., 27–29 вересня 1995 р. – Запоріжжя: ХДТУ, 1995. – 83 с.
3. Мищенко В.Г. Внепечное рафинирование коррозионностойких сталей / В.Г. Мищенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя: ЗДТУ. – 2000. – Вып. 2. – С. 56–60.
4. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали / Ф.Ф. Химушин. – М.: Металлургия, 1967. – 798 с.
5. Мищенко В.Г. Технологічні основи керування структурою і властивостями корозійностійких сталей : автореф. дис... на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук : спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / В.Г. Міщенко. – Запоріжжя, 2008. – 44 с.
6. Тарасов Н.А. Структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся на легированных сталях при цементации в активированных древесно-угольных смесях / Н.А. Тарасов // МИТОМ. – 2007. – № 2. – С. 32–35.
7. Гудремон С. Специальные стали. Т.1 / С. Гудремон. – М.: Металлургия, 1959. – 952 с.
8. Коломбье Л. Нержавеющие стали / Л. Коломбье, И. Гохман. – М.: Металлургиздат, 1964. – 688 с.

Рецензент: Л.А. Тимофеева, профессор, д.т.н., ХНАДУ.

Стаття надійшла до редакції 27 травня 2011 г.