

УДК 669.1: 621.1 : 539.193: 621.6.065

**ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ
ВТОРИННОТВЕРДЮЧИХ ЦЕМЕНТОВАНИХ СТАЛЕЙ**

В. Г. Міщенко, д. т. н., проф. О. І. Меньяло, асп.,

О. С. Багрійчук, к. ф.-м. н.

Запорізький національний університет

До зубчастих коліс редукторів газотурбінних двигунів (ЗК ГТД) висуваються досить високі вимоги: високі твердість, границя міцності і текучості, ударна в'язкість та гаряча деформованість серцевини зубів. До поверхневого дифузійного шару, відповідно, твердість, теплостійкість, контактна витривалість та циклічна міцність сталі на згин після хіміко-термічної обробки (ХТО) [1–5].

Високий опір утомі зубів коліс при згині є однією з найважливіших умов працездатності редукторів ГТД [5]. На підвищення швидкості росту втомної тріщини суттєво впливає структурний стан сталі, зокрема високий об'ємний вміст надлишкової карбідної фази, та занадто висока концентрація вуглецю в цементованому шарі. В серцевині сталі втомна тріщина розвивається за механізмом в'язких втомних борозенок, причому швидкість її росту значно нижча, ніж у цементованому шарі [1].

Тому метою роботи було визначення режиму ХТО розробленої сталі 05X3M2HФБч для формування необхідної структури та підвищених властивостей серцевини і цементованого шару вказаної сталі (табл. 1).

Таблиця 1

Хімічний склад типової вториннотвердіючої сталі*

Вміст легувальних елементів у сталі 05X3M2HФБч, % мас.										
C	Si	Mn	Al	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ce	La
0,05	0,08	0,24	0,1	1,06	2,98	2,29	0,33	0,2	0,05	0,02

* Вміст P, S ≤ 0,025 % мас.

Виготовлення лабораторних виливків сталей типу 05X3M2HФБч виконували в 60 кілограмовій індукційній печі з основною футерівкою. РЗМ примусово додавали в ківш після введення легувальних елементів. Потім розливали досліджені сталі у вогнетривкі циліндричні форми діаметром 80 мм та здійснювали вальцювання на пневматичних молотах на квадрат 15×15 мм в інтервалі температур 1 270–1 370 К. Після цього зразки піддавали нормалізації при температурі 1 120 К упродовж години з наступним охолодженням на повітрі.

Оптимізацію хімічного складу дослідних цементованих сталей для ЗК ГТД проводили методом регресійного аналізу (метод Бокса – Уїлсона) [6; 7]. Виготовлено та досліджено дев'ять плавок із різним хімічним складом – реалізована репліка 2⁵⁻². Варіювали тільки концентрацією основних легувальних елементів (факторів) – вуглецю, хрому, молібдену, ванадію, ніобію (табл. 2). Вказані легувальні елементи здійснюють найбільший вплив

на структуроутворення і механічні властивості цементованого шару та серцевини типових сталей [1].

Таблиця 2

Рівні та інтервали варіювання факторів					
	Концентрація легувальних елементів, % мас.				
Рівні та інтервали варіювання	C	Cr	Mo	V	Nb
Верхній рівень (+)	0,07	3,0	2,5	1,1	0,25
Основний рівень (0)	0,045	2,5	2,0	0,7	0,15
Нижній рівень (-)	0,02	2,0	1,5	0,3	0,05
Інтервал варіювання	0,025	0,5	0,5	0,4	0,10

При визначенні коефіцієнтів лінійної моделі (рівняння регресії) для розв'язання системи рівнянь кількість невідомих (коефіцієнтів моделі) повинна дорівнювати кількості рівнянь (плавок) [6]. Тому у рівнянні регресії, окрім п'яти факторів, ми обмежились використанням лише трьох подвійних лінійних добутків (x_1x_2 (CrC), x_1x_3 (MoC), x_1x_4 (VC)), вибір яких був зумовлений можливістю взаємодії основних легувальних елементів між собою з утворенням карбідів хрому, молібдену і ванадію [1; 2]. Нижче наведено матрицю планування експерименту (табл. 3).

Таблиця 3

Матриця планування експерименту									
№	x_0	x_1 (C)	x_2 (Cr)	x_3 (Mo)	x_4 (V)	x_5 (Nb)	x_1x_2 (CrC)	x_1x_3 (MoC)	x_1x_4 (VC)
0	+	0	0	0	0	0	0	0	0
1	+	+	-	-	-	-	-	-	-
2	+	-	+	-	-	-	-	+	+
3	+	+	-	+	+	-	-	+	+
4	+	-	-	+	-	+	+	-	+
5	+	+	+	+	-	+	+	+	-
6	+	-	-	-	+	+	+	+	-
7	+	+	+	-	+	+	+	-	+
8	+	-	+	+	+	-	-	-	-

З метою підвищення теплостійкості досліджуваних сталей було вибрано режим цементації, який забезпечує їх вторинне твердіння [1; 2]. Цементацію нормалізованих зразків проводили у твердому карбюризаторі (ГОСТ 2407-83) в контейнері при температурі $1\ 300 \pm 10$ К упродовж 10 год із наступним безпосереднім гартуванням в індустріальному маслі та 5-кратним відпуском при температурах 770 ± 5 К, 790 ± 5 К, 810 ± 5 К. Для дослідження механічних властивостей (σ_B , HRC) серцевини сталей використали зразки, які піддавали термічній обробці за режимом: гартування з температури $1\ 300$ К в індустріальному маслі та наступний 4-кратний відпуск при температурі 800 К упродовж години.

Мікроструктуру зразків досліджували за допомогою мікроскопа МИМ-8 після їх щавлення у 4 % спиртовому розчині азотної кислоти. Рентгенівський фазовий аналіз (РФА) проводили з використанням дифрактометра ДРОН-4 у Co-K_α-випромінюванні. Вміст карбідної фази в аустеніті після гартування визначали за допомогою магнітного мікрофазового аналізу. Вимірювання твердості зразків проводили за допомогою твердоміра Роквелла НРА-1 МИКРОТЕХ. Границю міцності (σ_B) серцевини досліджуваної сталі після термічної обробки визначали з використанням випробувальної машини УМЭ-10ТМ. Хімічний склад досліджуваних сталей був визначений за допомогою приладу Spectromax.

Структура сталі 05Х3М2НФБч після нормалізації являла собою суміш фериту і перліту з розмірами зерен 10÷70 мкм та 20÷80 мкм відповідно, причому об'ємний вміст фериту становив 38 % (рис. 1). Твердість зразка у вихідному стані складала близько 92 HRB (11 HRC).

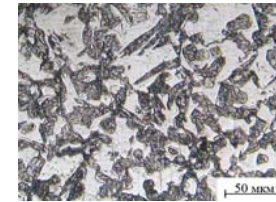


Рис. 1. Мікроструктура сталі 05Х3М2НФБч після нормалізації

На основі отриманих результатів металографічних, дюрOMETричних, рентгенівських фазових досліджень і магнітного мікрофазового аналізу зразків після цементації та наступного гартування встановлено практично однофазну аустенітну структуру в поверхневих шарах типової сталі оптимального складу (табл. 1). Наявність карбідів типу MeC в дифузійному шарі після цементації та наступного гартування не була зафіксована за допомогою РФА (рис. 2), а методом магнітного мікрофазового аналізу встановлено, що вміст карбідної фази в аустеніті складав близько 2 % за об'ємом. Концентрація вуглецю в поверхневому шарі після цементації становила близько 0,8 %.

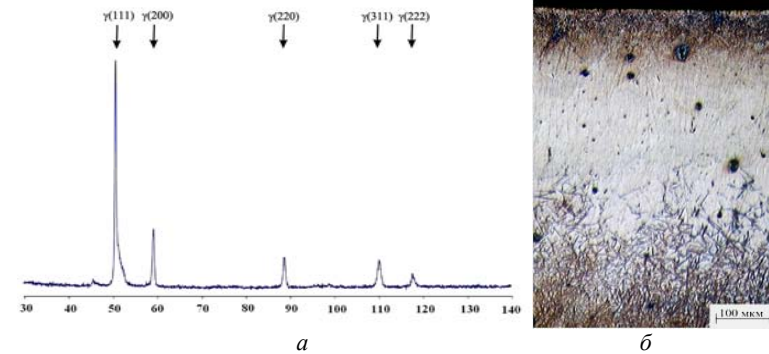


Рис. 2. Фазові складові цементованого шару сталі 05X3M2HF: *a* – дифрактограма поверхневих шарів цементованих зразків; *б* – мікроструктура дифузійного шару після цементації та наступного гартування в індустріальному маслі

Після одержання аустенітної структури вибирали температуру та достатню кількість відпусків із метою забезпечення оптимального впливу ефекту вторинного твердіння на формування структури та кінцевих властивостей дифузійного шару зразка (табл. 4).

Таблиця 4

Вплив режимів термічної обробки на твердість* сталі після ХТО

Температура відпуску, К	Твердість поверхневого шару після цементації, гартування та наступних відпусків, HRC				
	I	II	III	IV	V
770 ± 5	55...57	61...62,5	61,5...63	61,5...63	61,5...63
790 ± 5	50...54,5	60...61	61...63	62...63	62...63
810 ± 5	54...57	60...62,5	61...63	61...63	61...62,5

*Твердість після цементації та наступного гартування: поверхневого шару – 42 HRC, серцевини – 32 HRC.

Результати досліджень показують, що вже після 3–4 відпуску формується стабілізована структура дифузійного шару і досягається його максимальна твердість, яка не змінюється з проведенням подальших відпусків. Це дає можливість спростити технологію ХТО порівняно з аналогами (4–5 відпусків) і дозволяє використовувати досліджувані сталі при високих температурах експлуатації – до 720 К (див. табл. 4) [1; 2].

Твердість серцевини цементованих зразків підвищується порівняно з твердістю зразків після нормалізації (рис. 3).

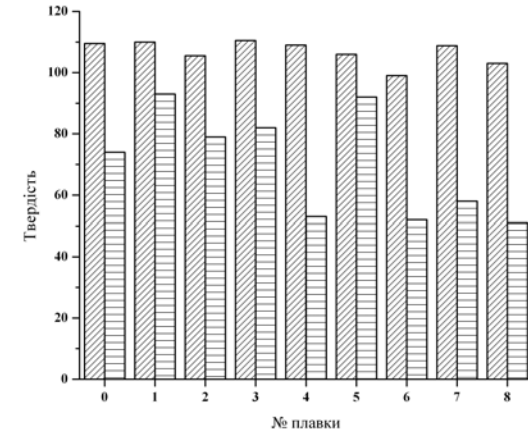


Рис. 3. Твердість серцевини, HRB: – після термічної обробки (ТО); – після нормалізації

Нижче наведена математична модель (формула 1) залежності твердості серцевини (HRC) досліджуваних сталей від концентрації легувальних елементів при температурі 290 К після термічної обробки в масових відсотках. Математична модель (рівняння регресії) показує, що на підвищення твердості серцевини (HRC) впливають лінійні ефекти взаємодії вуглецю з хромом (CrC) та з ванадієм (VC). Зворотний вплив на твердість здійснюють у порядку підвищення впливу: концентрація молібдену (Mo), ванадію (V), хрому (Cr), ніобію (Nb), лінійний ефект взаємодії вуглецю і молібдену (MoC) та концентрація вуглецю C .

$$HRC = 121,8 - 1451,9C - 30,2Cr - 2,1Mo - 14,3V - 52,9Nb + 627,4CrC - 55,8MoC + 286,1VC. \quad (1)$$

Побудована також модель залежності границі міцності серцевини (σ_B , МПа) при температурі випробувань 720 К від концентрації легувальних елементів (формула 2). На підвищення границі міцності досліджуваних сталей впливають лінійні ефекти VC і CrC , а також концентрація вуглецю C та молібдену Mo . У протилежному напрямку діють у порядку зростання Cr , V , Nb , MoC .

$$\sigma_B = 995,4 + 3030,8C - 104,9Cr + 94,4Mo - 344,4V - 921,8Nb + 2314,1CrC - 5241,9MoC + 7717,2VC. \quad (2)$$

Результати розрахунку критерію Фішера (F) при 95 % рівні значущості дозволили встановити адекватність обох наведених вище рівнянь регресії.

Проаналізувавши отримані результати досліджень, можна зробити такі висновки.

Для забезпечення високих твердості (61...63 HRC) та теплостійкості (до 720 К) поверхневого шару розроблених вториннотвердіючих сталей типу 05X3M2HФБч необхідно проводити високотемпературну цементацію (1300 К, 10 год) та наступний 2–3-разовий відпуск у температурному інтервалі 770–810 К тривалістю 1 год. Вже при концентрації вуглецю близько 0,8 % в поверхневих шарах досліджуваних сталей після цементації та наступного безпосереднього гартування в маслі фіксується пересичений γ -твердий розчин (аустеніт) з незначною кількістю (близько 2 % за об'ємом) карбідів типу MeC, а після проведення 2–3-разового відпуску формується стабільна структура дифузійного шару, яка практично не змінюється з проведенням подальших відпусків.

Побудовані математичні моделі, що пов'язують характеристики твердості (HRC) при температурі 290 К та міцності σ_B (МПа) при 720 К серцевини досліджуваних сталей з концентрацією основних легувальних елементів С, Cr, Mo, V, Nb, показують, що на підвищення твердості найбільший прямий вплив здійснюють лінійні ефекти CrC та VC, а обернений – концентрація вуглецю в сталі С; на підвищення границі міцності прямий вплив – С та лінійні ефекти VC і CrC, обернений – MoC.

Наведені результати досліджень вказують на можливість використання розроблених сталей типу 05X3M2HФБч та режиму їх хіміко-термічної обробки для виготовлення ЗК ГТД, що працюють при температурах до 720 К та потребують високої твердості і, відповідно, високої контактної витривалості поверхневих шарів.

Література

1. Лазечный И. Н. Формирование при ХТО структуры и свойств цементуемых сталей различной теплостойкости / И. Н. Лазечный, И. П. Банас // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2005. – № 1. – С. 37–44.
2. Лазечный И. М. Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13X3HBM2Ф / И. М. Лазечный, О. В. Лисиця, В. Г. Міщенко, В. Л. Сніжної, Г. В. Сніжної // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 2. – С. 47–52.
3. Рыжов Н. М. Технологическое обеспечение сопротивления контактной усталости цементуемых зубчатых колес из теплостойких сталей / Н. М. Рыжов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 7. – С. 39–45.
4. Вильчек А. И. Исследование контактной выносливости комплексно-легированных теплостойких сталей / А. И. Вильчек, М. В. Сидоренко, Б. Н. Кутепов // Вісник СевНТУ. – Вип. 110. – Севастополь : Вид-во ВесНТУ, 2010.
5. Рыжов Н. М. Циклическая прочность стали 16X3HBFМ-Ш (ВКС-5) после вакуумной цементации / Н. М. Рыжов, Р. С. Фахуртдинов,

А. Е. Смирнов // Металознавство та термічна обробка металів. – Дн-вськ : ПДАБА, 2010. – № 2. – С. 23–28.

6. Адлер Ю. П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. – М. : Наука, 1976. – 273 с.

7. Спиридонов А. А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов / А. А. Спиридонов. – М. : Машиностроение, 1981. – 184 с.