УДК 621.785.52:669.14.018.298

Канд. техн. наук Лазечний І. М., канд. техн. наук Степанова Л. П.,
Лисиця О. В., Палубінський О. Є.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

КАРБІДОУТВОРЕННЯ ПРИ ВІДПУСКУ ЦЕМЕНТОВАНОЇ СТАЛІ 13Х3НВМ2ФА ТА ЙОГО ВПЛИВ НА ВЛАСТИВОСТІ ШАРУ

Мета роботи. *При ХТО виробів із комплекснолегованих цементовних сталей після гарту, як правило, проводиться обробка холодом для зменшення кількості залишкового аустеніту в шарі як перед відпуском, так і після завершення ХТО. Відомо, що в цьому випадку аустеніт не впливає на карбідоутворення при відпуску.*

Особливістю структури сталі 13Х3НВМ2ФА, цементованої і безпосередньо загартованої від 1020…1030 °С, є 95 % залишкового аустеніту в функціональній частині шару. Це дозволяє здійснювати наступний відпуск при 530…540 °С із різною вхідною структурою – аустенітною або мартенситною. Тому мета даної роботи – дослідити вплив вхідної структури на процеси карбідоутворення при відпуску на вторинну твердість та властивості дифузійного шару сталі 13Х3НВМ2ФА.

Методи дослідження. *З використанням дилатометричного, металографічного, рентгеноструктурного, дюрометричного методів, диференційного фазового аналізу та електронної мікроскопії досліджено процеси карбідоутворення при відпуску на вторинну твердість цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА.*

Отримані результати. *До основних результатів роботи варто віднести:*

- залежність хімічного складу карбідів від вхідної перед відпуском структури;

- карбідна фаза цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА, відпущеної із ВА стану, більш легована молібденом, вольфрамом, ванадієм;

- частка карбідів в цементованій сталі відпущеній із ВА стану, становить 9,2…10,5 % (мас.), а із ВМ – 12,6…13,0 % (мас.);

- більша леговність карбідної фази та α- фази пояснює вищу на HRC 3…4 твердість сталі 13Х3НВМ2ФА після її відпуску із ВА стану.

Наукова новизна. *Вперше для даного класу сталей показана можливість обробки на вторинну твердість із використанням перед відпуском різних структур – вхідної аустенітної (ВА) та вхідної мартенситної (ВМ). Після відпуску із ВА структурою в шарі отримується менша частка карбідів, але більш легованих, тобто спеціальних, та більш легований твердий розчин.*

Практична цінність. *Використання відпуску сталі 13Х3НВМ2Ф із ВА стану дозволяє отримати твердість на HRC 3…4 вище порівняно із відпуском із ВМ стану. При технічних вимогах до твердості поверхонь ЗК ГТД HRC ≥ 60 твердість ЗК із значенням HRC 57…58 після відпуску із ВМ стану не відповідає цим вимогам. Крім того, показники контактної довговічності, зносостійкості та границі витривалості завдяки перевазі в твердості будуть вищими.*

Ключові слова*: цементовна сталь, цементована сталь, відпуск, первинна твердість, вторинна твердість, аустеніт, мартенсит, карбідоутворення, карбіди, механічні властивості.*

Вступ

Сталь 13Х3НВМ2ФА [1] розроблялась як конструкційна цементовна сталь високої теплостійкості для виготовлення важконавантажених зубчатих колес газотурбінних двигунів (ЗК ГТД). В ході дослідження властивостей нової сталі з'ясувалося, що вироби із неї можна піддавати двом режимам хіміко-термічної обробки (ХТО):

1) на первинну твердість за класичною для цієї групи сталей ХТО із остаточним відпуском при 350 °С та максимальною температурою експлуатації виробів 300 °С;

2) на вторинну твердість [2] із остаточним відпуском при 530 °С та максимальною температурою експлуатації ЗК ГТД 480 °С.

Формування при ХТО на первинну твердість структури і властивостей цементовних сталей для ГТД різних хімічних складів детально досліджені Натаповим Б. С., Алексеєнко М. Ф., Банасом І. П., Василенко Г. І., Алексеєвою Г. П., Черкіс Ю. Ю., Поповим В. С., Шоповим І. І., Беляковою В. І. та іншими. Значно менше уваги приділено ХТО конструкційної цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА на вторинну твердість, як виключення, це робота [3].

До особливостей ХТО сталі 13Х3НВМ2ФА на вторинну твердість необхідно віднести:

1) газова цементація здійснюється при температурах 1020…1030 °С, при цьому завдяки легувальним еле-

© Лазечний І. М., Степанова Л. П., Лисиця О. В., Палубінський О. Є., 2019
DOI 10.15588/1607-6885-2019-1-2

ментам та важкорозчинним карбідам зберігається дрібне аустенітне зерно 8…9 номерів;

2) середня швидкість цементації за таких температур становить близько 0,4 мм/год;

3) гартування проводиться безпосередньо від 1020…1030 °С без попереднього пониження температури виробів в цементаційній печі, що дозволяє зберегти високолегований стан аустеніту;

4) під сумісним впливом температури цементації (гарту), вмісту легувальних елементів та вуглецю (0,95…1,10 %) після швидкого охолодження до температури 20 °С в цементованому шарі загальною глибиною 1,0 мм до 0,40…0,45 мм зберігається практично аустенітна структура, а твердість поверхні становить HRC 35…40. Зважаючи на те, що при остаточній механічній обробці ЗК ГТД вилучається шар не більше 0,15 мм, то експлуатаційні властивості сталі формуються при 5-кратному відпуску 530…540 °С із вхідного аустенітного стану.

Постановка задачі

В науково-технічній, в тому числі і періодичній, літературі відсутня інформація щодо ролі аустеніту при вторинному твердінні конструкційних цементованих сталей. У зв'язку із цим мета даної роботи полягає в тому, щоб отримати дані щодо впливу вхідної перед відпуском структури цементованої та загартованої сталі 13Х3НВМ2ФА при її відпуску на вторинну твердість на процеси карбідоутворення – як важливу складову формування властивостей сталі.

Матеріал і методики дослідження

Дослідження проводились на зразках сталі 13Х3НВМ2ФА промислового виплавлення із хімічним складом, відсотків (масових): 0,13 C; 3,04 Cr; 1,10 Ni; 0,89 W; 0,23 V; 1,84 Mo; 0,36 Mn; 0,64 Si; Fe – решта.

Для проведення досліджень фазового та хімічного аналізу карбідів використовувалися зразки діаметром 12 та довжиною 60 мм. Анодні осади карбідів виділялися у 5-ти відсотковому водному розчині HCl при густині струму 0,05 А/см^2 та середній швидкості розчинення зразків 0,075 мм/год. Карбідний осад затримувався в чохлі, а матеріал матриці переходив в електроліт. Частина карбідного осаду піддавалася хімічному аналізу, інша – рентгеноструктурному дослідженню. Для підвищення концентрації в осаді спеціальних карбідів друга частина осаду оброблялася в 25-ти відсотковому водному розчині HCl. При цьому частково розчинялися карбіди цементитного типу.

Для отримання даних про зміни в карбідній фазі по глибині шару на кожному зразку розчинялося по три підшари товщиною 0,15 мм кожний, загальна глибина проаналізованого шару 0,45 мм.

Дилатометричні дослідження при відпуску цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА здійснювались на дилатометрі Shevenard із використанням диференційних головок HS та HV на наскрізноцементованих зразках 3×3×50 мм. При вивченні процесів, що відбуваються при ізотермічних витримках, записи дилатограм здійснювалися із використанням приставки, котра забезпечувала пересування реєстраційної плівки зі швидкістю 18 мм/год.

Електронномікроскопічні дослідження проводилися на приладі УЭМ-100 на вугільних репліках, отриманих від попередньо протравлених зразків.

При аналізі фазового складу карбідних осадів використовувався рентгеноструктурний метод. Дослідження проводилися на дифрактометрі ДРОН-1 в Fe_a-випромінюванні із монохроматизацією дифрагованих променів. Спочатку здійснювались зйомки від отриманих анодних осадів, а потім з метою підвищення інтенсивності ліній спеціальних карбідів, як зазначалося раніше, осадів, оброблених у 25-ти % водному розчині HCl.

Цементація зразків проводилася в модернізованій печі СШЦМ-4.6/10,5 при температурі 1020…1030 °С, як карбюризатор використовувався синтин із подачею 1 см^3/хв. Тривалість цементації обиралася в залежності від необхідної глибини шару: зразки ∅ 12×60 мм для фазового хімічного аналізу цементувалися на глибину 0,95…1,05 мм впродовж 2,5…3 год; для інших досліджень зразки вирізалися із пластин 3×30×200 мм цементованих наскрізь впродовж 8 год. Усі зразки гартувалися безпосередньо від температури цементації в олії. Частина зразків оброблялась холодом при мінус 196 °С.

Відпуск при температурах 530…540 °С здійснювався в печі СНОЛ-1,5.2.1/7 впродовж 1 год із наступним охолодженням після кожного відпуску у повітрі до кімнатної температури.

Похибки експериментів

Температури цементації підтримувалися із точністю ± 10 °С, відпуску ± 5 °С. Хімічний склад карбідних осадів визначався із точністю ± 0,05 %, глибина шару, що аналізувалася, визначалася із точністю ± 0,01 мм, точність розрахунків міжплощинних відстаней при рентгеноструктурному аналізі карбідної фази ± 0,001Å .

Результати експериментів та їх аналіз

В роботі [3] у зв'язку із великими кількістю аустеніту в загартованому шарі (близько 95 %) та кількістю відпусків (п'ять) здійснена спроба із використанням обробки холодом зменшити тривалість відпуску. Для дослідження впливу вхідної перед відпуском структури на властивості та фазові перетворення одночасно багаторазово зразки відпускалися безпосередньо після гарту із вхідною аустенітною структурою (ВА) та після гарту і обробки холодом при мінус 196 °С із вхідною переважно мартенситною структурою (ВМ). ВА зразки перед відпуском мали твердість HRC 38, після нього – HRC 61, ВМ перед відпуском мали твердість HRC 62, після нього – HRC 56…57.

Подібну різницю в твердості відпущених ВА та ВМ зразків в роботі [3] гіпотетично пояснено різницею в складі карбідної фази. Мета цієї роботи – довести що така різниця існує.

Дилатометричні дослідження карбідоутворення та збіднення γ- та α- твердих розчинів проводились при температурах 200, 300, 400, 500 та 530 °С впродовж 1 год. На рис. 1 представлена серія дилатометричних кривих. Величина ΔL відображає в масштабі зменшення довжини зразків, тобто збіднення твердих розчинів при ізотермічній витримці. Для врахування $\gamma \rightarrow \alpha$- перетворення у ВМ зразках здійснювалося повторне нагрівання до температури відпуску і ΔL визначалось як відстань між кривими першого та другого нагрівання плюс ізотермічна витримка.

Як підсумок цих досліджень на рис. 2 наведено залежність лінійного ефекту процесу карбідоутворення від температури відпуску ВА та ВМ зразків.

Згідно із представленими кривими лінійний ефект карбідоутворення у ВМ зразках значно більший, ніж у ВА. Крім того, інтенсивне укорочення ВМ зразків розпочинається від 200 °С, в той час як при відпуску ВА зразків – лише після відпуску не нижче 400 °С. Наведені результати опосередковано свідчать про різницю в хімічному і фазовому складі карбідних фаз ВА та ВМ зразків.

Прямі докази цього отримано за результатами хімічного та фазового аналізу карбідних осадів після електролітичного розчинення ВА та ВМ зразків. Результати хімічного аналізу осадів приведені в табл. 1 та 2.

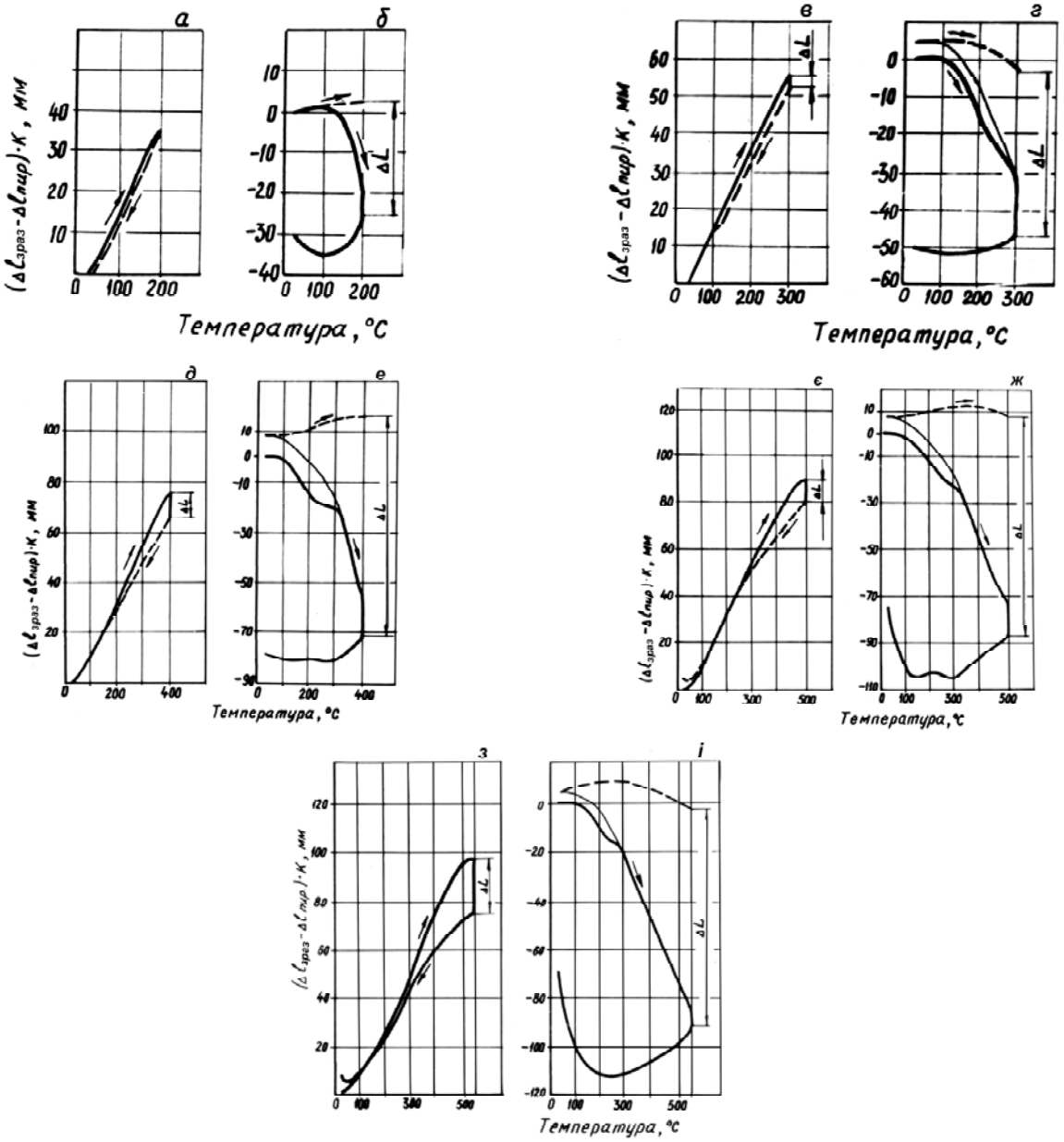

Рис. 1. Дилатограми відпуску зразків цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА:
а, *в*, *д*, *є*, *з* – ВА зразки; *б*, *г*, *е*, *ж*, *і* – ВМ зразки. Температури відпуску, °С:

а, *б* – 200; *в*, *г* – 300; *д*, *е* – 400; *є*, *ж* – 500; *з*, *і* – 530

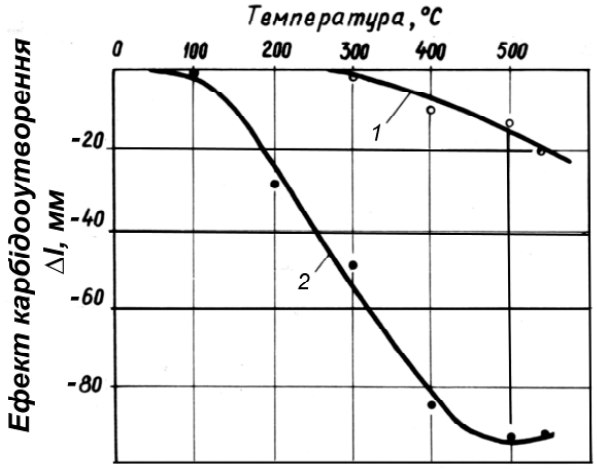

Рис. 2. Лінійний ефект карбідоутворення цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА в залежності від температури відпуску: 1 – ВА зразки; 2 – ВМ зразки

В дослідженому інтервалі глибин шару (0…0,45 мм) у ВА зразках загальна частка карбідної фази приблизно на 20 % менше, ніж у ВМ зразках, але не зважаючи на це твердість ВА зразків після відпуску сягала значень HRC 60…61, а у ВМ – лише HRC 57…58. Таким чином, рівень вторинної твердості цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА залежить не лише від частки карбідів, але і їх фазового складу та легованості а- твердого розчину. За даними табл.1 в карбідній фазі ВА зразків менший вміст (по відношенню до сплаву) таких легувальних елементів, як Cr, V, Mo, W. Це означає, що в а- твердому розчині після відпуску зразків із ВА станом більший вміст легувальних елементів, ніж в зразках із ВМ структурою, що забезпечує ВА дифузійному шару вищу теплостійкість.

В табл. 2 наведено дані хімічного аналізу карбідів (у відсотках по відношенню до карбідної фази), а на рис. 3 графічно ілюструються дані цього аналізу по глибині цементованого шару.

Таблиця 1 – Хімічний склад карбідної фази цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА

Режим ХТО	Шар, що аналізувався, мм	Частка карбідної фази, %	Вміст елементів в карбідній фазі (у відсотках до сплаву)					
			Fe	Cr	Ni	V	Mo	W
Цм. 1030 °С, безпосередній гарт, відпуск 530 °С, 5-разово	0…0,145	10,48	8,012	0,902	0,115	0,115	1,041	0,295
	0,146…0,284	9,20	6,805	0,860	0,115	0,115	1,010	0,295
	0,285…0,434	7,68	7,680	0,802	0,100	0,100	0,972	0,290
Цм. 1030 °С, безпосередній гарт, обробка холодом – 196 °С, відпуск 530 °С, 5-разово	0…0,150	12,98	10,083	1,282	0,140	0,155	1,051	0,322
	0,151…0,316	12,64	9,640	1,305	0,150	0,115	1,106	0,330
	0,317…0,422	11,65	8,880	1,152	0,143	0,111	1,055	0,320

Таблиця 2 – Хімічний склад карбідної фази цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА

Режим ХТО	Шар, що аналізувався, мм	Частка карбідної фази, %	Вміст елементів в карбідній фазі (у відсотках до карбідної фази)					
			Fe	Cr	Ni	V	Mo	W
Цм. 1030 °С, безпосередній гарт, відпуск 530 °С, 5-разово	0…0,145	10,48	76,43	8,59	1,10	1,10	9,92	2,81
	0,146…0,284	9,20	73,95	9,35	1,25	1,25	10,98	3,20
	0,285…0,434	7,68	70,49	10,42	1,30	1,30	12,64	3,84
Цм. 1030 °С, безпосередній гарт, обробка холодом – 196 °С, відпуск 530 °С, 5-разово	0…0,150	12,98	77,30	9,86	1,08	1,19	8,09	2,47
	0,151…0,316	12,64	76,30	10,29	1,19	0,94	8,71	2,61
	0,317…0,422	11,65	76,22	9,87	1,20	0,94	9,01	2,75

В карбідній фазі ВМ зразків вище вміст заліза та хрому. Це свідчення того, що в цих зразках більша частка карбідів M_3C та $M_{23}C_6$ малостійких до коагуляції. Карбідна фаза у ВА зразках більш легована Mo та W – елементами, що утворюють високодисперсні спеціальні карбіди, стійкі до коагуляції, та визначають рівень вторинної твердості цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА.

Для визначення типів карбідів у відпущеній цементованій сталі 13Х3НВМ2ФА здійснено рентгеноструктурний аналіз (табл. 3 та 4) та ідентифіковано типи карбідів. У ВА зразках виявлені карбіди M_3C та MC (VC, MoC, WC), а у ВМ – M_3C, $M_{23}C_6$ та MC (VC, MoC, WC). При рентгеноструктурному аналізі осадів від ВА зразків не виявлені карбіди $M_{23}C_6$. Щоб спростувати або підтвердити це були додатково проведені електронномікроскопічні дослідження реплік, отриманих від зразків із ВА та ВМ структурою, котрі засвідчили наявність карбідів $M_{23}C_6$ і в зразках із ВА структурою. Імовірно, що їх частка у ВА зразках значно менша, ніж в зразках ВМ, що не дозволило їх виявити при рентгеноструктурному аналізі.

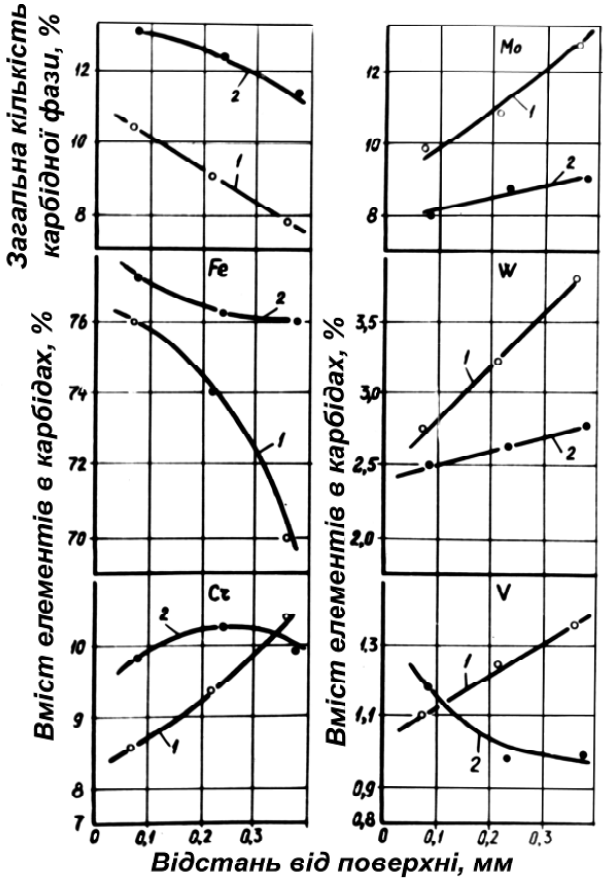

Рис. 3. Зміна частки карбідної фази, вмісту заліза та легувальних елементів в карбідній фазі по глибині цементованого шару зразків зі сталі 13Х3НВМ2ФА:

1 – ВА зразки; 2 – ВМ зразки

В карбідній фазі ВМ зразків вище вміст заліза та хрому. Це свідчення того, що в цих зразках більша частка карбідів M_3C та $M_{23}C_6$ малостійких до коагуляції. Карбідна фаза у ВА зразках більш легована Мо та W – елементами, що утворюють високодисперсні спеціальні карбіди, стійкі до коагуляції, та визначають рівень вторинної твердості цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА.

Для визначення типів карбідів у відпущеній цементованій сталі 13Х3НВМ2ФА здійснено рентгеноструктурний аналіз (табл. 3 та 4) та ідентифіковано типи карбідів. У ВА зразках виявлені карбіди M_3C та МС (VC, MoC, WC), а у ВМ – M_3C, $M_{23}C_6$ та МС (VC, MoC, WC). При рентгеноструктурному аналізі осадів від ВА зразків не виявлені карбіди $M_{23}C_6$. Щоб спростувати або підтвердити це були додатково проведені електронномікроскопічні дослідження реплік, отриманих від зразків із ВА та ВМ структурою, котрі засвідчили наявність карбідів $M_{23}C_6$ і в зразках із ВА структурою. Імовірно, що їх частка у ВА зразках значно менша, ніж в зразках ВМ, що не дозволило їх виявити при рентгеноструктурному аналізі.

Як і при будь-якому фазовому перетворенні, так і при розпаді пересичених γ- та α-твердих розчинів в середньолегованих сталях, карбідоутворення залежить від низки чинників: термодинамічного; кінетичного; орієнтаційної, структурної та хімічної відповідності. Відомо, що при відпуску легованих сталей можливе протікання низки карбідних перетворень:

- часткове заміщення атомів заліза в цементиті атомами легувальних елементів;

- перетворення карбідів цементитного типу в спеціальні карбіди за механізмом «in citu» при досягненні

Таблиця 3 – Результати рентгеноструктурного аналізу карбідної фази цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф

Режим термообробки	Розрах. міжплощинна відстань d_p, Å	Відносна інтенсивність, I, %	Табличні дані карбідів							
			M_3C		VC		WC		MoC	
			d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %
Цементація 1030 °С, безпосередній гарт, відпуск 530 °С, 5-разово	2,804	сл.					2,820	70		
	2,530	сл.	2,540	5					2,530	60
	2,510	сл.					2,500	80		
	2,480	сл.							2,474	100
	2,394	сер.	2,380	68	2,400	100				
	2,265	сл.	2,260	25						
	2,210	дуже сл.	2,200	25						
	2,080	сер.			2,070	100			2,087	80
	2,067	с.	2,060	70						
	2,019	дуже сл.	2,020	60						
	2,013	с.	2,010	100						
	1,973	сер.	1,970	55						
	1,880	сер.	1,870	30			1,870	100		
	1,850	сл.	1,850	40					1,860	80
	1,475	сл.	1,470	50					1,466	80
	1,450	сл.					1,450	60		
	1,426	сл.					1,418	60		
	1,256	сл.					1,255	60	1,260	50
	1,250	сл.			1,250	25	1,230	70		
	1,150	сл.					1,147	70		

Таблиця 4 – Результати рентгеноструктурного аналізу карбідної фази цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф

Режим термообробки	Розрах. міжплощинна відстань d_p, Å	Відносна інтенсивність, I, %	Табличні дані карбідів							
			M_3C		WC		VC, MoC		$M_{23}C_6$	
			d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %	d, Å	I, %
Цементація 1030 °С, безпосередній гарт, обробка холодом – 196 °С, відпуск 530 °С, 5-разово	2,810	сл.			2,82	70				
	2,730	сл.					2,740	70		
	2,540	дуже сл.	2,54	5			2,530	60		
	2,510	сл.			2,50	80				
	2,480	сл.					2,474	100		
	2,394	сер.	2,38	68			2,400	100	2,370	80
	2,265	сл.	2,26	25						
	2,190	дуже сл.	2,20	25					2,168	60
	2,093	сер.	2,10	10			2,087	80		
	2,067	сер.	2,06	70			2,070	100		
	2,041	с.					2,044	100		
	2,019	дуже сл.	2,02	60						
	2,013	с.	2,01	100						
	1,973	сер.	1,97	55						
	1,872	сер.	1,87	30	1,87	100			1,870	60
	1,850	сер.	1,85	70			1,860	80		
	1,759	дуже сл.	1,76	15					1,790	60
	1,679	сл.	1,68	15			1,660	60	1,680	10
	1,585	сл.	1,58	20						
	1,485	сл.	1,47	50	1,450	60	1,466	80		
	1,400	сл.			1,418	60				
	1,330	сер.					1,330	50		
	1,287	сл.			1,290	70	1,290	90	1,288	60
	1,250	сер.			1,255	60	1,260	50	1,250	80
	1,217	сл.			1,230	70			1,220	60
	1,190	сл.					1,200	10		
	1,155	сл.			1,147	70	1,116	60		

межової концентрації атомів легувальних елементів в карбідах M_3C. Наприклад, за даними [4] перетворення $M_3C \rightarrow M_7C_3$ в Fe-Cr-C сплавах настає при концентрації в карбіді M_3C 25 % (атомних) хрому;

- розчинення карбідів M_3C із переходом атомів металів та вуглецю в твердий розчин та наступне утворення спеціальних карбідів, при цьому постачальником атомів металів та вуглецю виступає твердий розчин.

Із наведених варіантів утворення спеціальних карбідів безпосередньо із твердого розчину, на нашу думку, супроводжується максимальним зміцненням сталі, тому що спеціальні карбіди, утворені при температурах вище 400 °С, здатні зберігати високу дисперсність, когерентний зв'язок із матрицею, а також сприяти подрібненню блоків мозаїчної структури.

Висновки

Таким чином, серед особливостей карбідоутворення та формування властивостей цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА при її відпуску на вторинну твердість слід виділити:

1) хімічний та фазовий склад карбідів залежить від вхідної перед відпуском структури (аустенітної чи мартенситної);

2) після відпуску сталі із вхідною аустенітною структурою при температурі 530…540° С карбідна фаза більш легована молібденом, вольфрамом, ванадієм, що обумовлює їх підвищену стійкість до коагуляції;

3) утворення карбідів у вхідних аустенітних зразках розпочинається від температури 400…450 °С, при яких можливе формування спеціальних карбідів, у вхідних мартенситних зразках від 150…200 °С, тобто температур утворення карбідів цементитного типу;

4) частка карбідів в цементованій сталі, відпущеній із вхідного аустенітного стану, складає 9,2…10,5 %, а у вхідних мартенситних 12,6…13,0 %; це означає, що в першому випадку на утворення спеціальних карбідів втрачається менше легувальних елементів і більшу леґованість твердого розчину, отриманого із вхідного аустенітного стану;

5) більша леґованість карбідної та а- фази пояснює вищу на HRC 3…4 твердість цементованої сталі 13Х3НВМ2ФА після її відпуску 530…540 °С на вторинну твердість із вхідного аустенітного стану порівняно із таким же відпуском із вхідного мартенситного стану.

Список літератури

1. А.с. 375997 СССР; МКИ С22С 39/50. Цементуемая сталь / Банас И. П., Шопов И. И., Алексеенко М. Ф., Алексеева Г. П., Лазечный И. Н.
2. А.с. 436894 СССР; МКИ С23С 9/12. Способ химико-термической обработки / Банас И. П., Шопов И. И.,

Алексеенко М. Ф., Алексеева Г. П., Лазечный И. Н., Грибова М. М.
3. 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.
4. Винокур Б. Б. Влияние вольфрама на карбидообразование в стали 30ХГ / Б. Б. Винокур // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1979. – № 6. – С. 9–13.

Одержано 16.05.2019

Лазечный И.Н., Степанова Л.П., Лисица Е.В., Палубинский А.Е. Карбидообразование при отпуске цементированной стали 13Х3НВМ2ФА и его влияние на свойства слоя

Цель работы. *При ХТО деталей из комплекснолегированных цементируемых сталей после закалки, как правило, проводится обработка холодом для уменьшения количества остаточного аустенита в слое, как перед отпуском, так и после завершения ХТО. Как известно, в этом случае аустенит не влияет на карбидообразование при отпуске.*

Особенность структуры стали 13Х3НВМ2ФА после цементации и непосредственной закалки с 1020…1030 °С – наличие 95 % остаточного аустенита в функциональной части слоя. Это делает возможным проведение отпуска при 530…540 °С с разной исходной структурой – аустенитной или мартенситной. Поэтому цель данной работы – исследовать влияние исходной структуры на процессы карбидообразования при отпуске на вторичную твердость и на свойства диффузионного слоя стали 13Х3НВМ2ФА.

Методы исследования. *С использованием дилатометрического, металлографического, рентгеноструктурного, дюрометрического методов, дифференциального фазового анализа, электронной микроскопии исследовано процессы карбидообразования при отпуске на вторичную твердость цементированной стали 13Х3НВМ2ФА.*

Полученные результаты. *К основным результатом работы следует отнести:*

- зависимость химического состава карбидов от исходной перед отпуском структуры;

- карбидная фаза цементованной стали 13Х3НВМ2ФА, отпущенной из ИА состояния, более легирована молибденом, вольфрамом, ванадием;

- доля карбидов в цементованной стали отпущенной из ИА состояния составляет 9,2…10,5 % (мас.), а из ИМ – 12,6…13,0 % (мас.);

- более высокая легированность карбидной и α- фазы объясняет более высокую на HRC 3…4 твердость стали 13Х3НВМ2ФА после ее отпуска из ИА состояния.

Научная новизна. *Впервые для данного класса сталей показана возможность обработки на вторичную твердость с использованием перед отпуском различных структур – исходной аустенитной (ИА) и исходной мартенситной (ИМ). После отпуска с ИА структурой в слое получается меньшая доля карбидов, однако более легированных, т.е. специальных, и более легированный твердый раствор.*

Практическая ценность. *Использование отпуска стали 13Х3НВМ2ФА с ИА состоянием позволяет получать твердость HRC 3…4 выше сравнительно с отпуском с ИМ состоянием. При технических требованиях к твердости поверхности ЗК ГТД HRC і ≥ 60 твердость ЗК со значением HRC 57…58 после отпуска с ИМ состояния не отвечает этим требованиям. Кроме того, показатели контактной долговечности, износостойкости и границы выносливости вследствие преимущества в твердости будут выше.*

Ключевые слова*: цементированная сталь, цементируемая сталь, отпуск, первичная твердость, вторичная твердость, аустенит, мартенсит, карбидообразование, карбиды, механические свойства.*

Lazechnyi I., Stepanova L., Lisitsa E., Palubinskii A. Carbide formation when releasing cemented steel 13Х3НВМ2ФА and its effect on the properties of the layer

Purpose*. During chemical and thermal treatment of parts made of complex-alloyed cemented steels after quenching, as a rule, a cold treatment is carried out to reduce the amount of residual austenite in the layer both before the release and after the completion of chemical and thermal treatment. In this case austenite is known not to affect carbide formation during tempering.*

The peculiarity of 13Х3НВМ2ФА steel structure after cementation and direct quenching from 1020 … 1030 °C is the presence of 95 % residual austenite in the functional part of the layer. This makes it possible to conduct tempering at 530…540 °C with different initial structure – austenitic or martensitic. Therefore, the objective of this work is to investigate the effect of the initial structure on the carbidization processes during tempering on the secondary hardness and on the properties of the diffusion layer of steel 13Х3НВМ2ФА.

Research methods*. Carbidization processes were studied during tempering of cemented steel 13Х3НВМ2ФА for the secondary hardness using dilatometric, metallographic, X-ray structural, durometric methods, differential phase analysis, electron microscopy.*

***Results**. The main results of the work include:*

- dependence of the chemical composition of carbides on the initial structure before tempering;

- the carbide phase of cemented steel 13Х3НВМ2ФА released from the initial austenitic state, is more doped with molybdenum, tungsten, and vanadium;

- the carbides share in the cemented steel released from the initial austenitic state is 9,2…10,5 % (wt.), and of the initial martensitic state – 12,6...13,0 % (wt.);

- higher alloyance of the carbide and α- phases explains higher hardness of steel 13Х3НВМ2ФА as per HRC 3...4 after its release from the initial austenitic state.

***Scientific novelty.** The possibility of processing for secondary hardness is shown for the first time for this grade of steel using different structures before release – initial austenitic (IA) and initial martensitic (IM). After tempering with an IA structure in the layer a smaller, but more doped, proportion of carbides is obtained i.e. special, and more doped solid solution.*

***Practical value.** The use of tempered 13Х3НВМ2ФА steel under IA condition allows to obtain HRC 3...4 hardness and higher compared to the one tempered under IT condition. The technical requirements for the hardness of the surface of the toothed wheel of gas turbine engine being ≥ 60, the hardness of the toothed wheel with the HRC value 57...58 after tempering under IM condition does not meet these requirements. In addition, indicators of contact durability, wear resistance and endurance limits due to the advanced hardness will be higher.*

***Key words**: cemented steel, carburizing steel, tempering, primary hardness, secondary hardness, austenite, martensite, carbide formation, carbides, mechanical properties.*