

УДК 621.785.52:669.14.018.298

Канд. техн. наук І. М. Лазечний¹, О. В. Лисиця¹, д-р техн. наук В. Г. Міщенко²,
канд. фіз.-мат. наук В. Л. Сніжної², канд. фіз.-мат. наук Г. В. Сніжної¹

¹ Національний технічний університет, ² Національний університет
м. Запоріжжя

ПЕРЕТВОРЕННЯ АУСТЕНІТУ В ЦЕМЕНТОВАНІЙ СТАЛІ 13X3HBM2Ф

Досліджено структурні перетворення при хіміко-термічному обробленні цементованої сталі 13X3HBM2Ф на вторинну твердість. Показано, що після високотемпературної цементації та безпосереднього гартування у функціональній частині дифузійного шару аустеніт не зазнає перетворень. Основні процеси, що остаточно формують структуру і властивості цементованої сталі 13X3HBM2Ф, відбуваються при відпуску.

Ключові слова: цементована сталь, теплостійкість, вторинна твердість, фазові перетворення.

1 Вступ

З метою підвищення допустимих температур експлуатації зубчатих передач (ЗП) газотурбінних двигунів (ГТД) на кафедрі фізичного матеріалознавства ЗНТУ при співробітництві із металургійними, моторобудівними заводами, галузевими науково-дослідними інститутами розроблено цементовану конструкційну сталь 13X3HBM2Ф високої теплостійкості. Вона дозволяє замінити менш теплостійкі сталі 14ХГСН2МА, 12Х2НВФА, 20Х3МВФ не лише завдяки підвищеному та комплексному легуванню, але й через спеціально розробленому для неї хіміко-термічне оброблення, яке передбачає використання ефекту вторинного твердіння. Подібний комплексний підхід до вирішення цього важливої науково-технічної задачі дозволив суттєво підвищити допустимі значення експлуатаційних температур (від 150 °С для сталі 14ХГСН2МА до 450° для сталі 13X3HBM2Ф) та довговічність ЗП ГТД. Структурні та фазові перетворення, що відбуваються при вторинному твердінні інструментальних сталей, наприклад Х12М, Х12Ф1, Р6М5, Р18 та деяких інших добре досліджені. Цього не можна сказати щодо сталі 13X3HBM2Ф, що пояснюється порівняно недавною її появою, обмеженням використанням та специфічним призначенням. Тому важливо, що отримані нами результати мають значну наукову та практичну цінність.

2 Матеріал та методика дослідження

Зразки для проведення досліджень виготовляли зі сталі 13X3HBM2Ф промислового виплавлення (виробник – завод «Дніпроспецсталь») та такого хімічного складу, % (мас.): С 0,13; Мп 0,3; Si 0,35; Cr 2,96; Ni 0,96; Мо 1,94; W 0,59; V 0,38. Із прокатаних прутків діаметром 50 мм заготовки зразків отримували куванням та подальшим попереднім термічним обробленням: нормалізація від 910...930 °С, високий відпуск 660...670 °С. Механічним обробленням отримували

зразки за розміром 3г20г200 мм, які згодом піддавали ХТО за режимом: наскрізна цементація при 1020...1030 °С упродовж 5,5...6 годин, безпосереднє гартування від температури цементації в маслі та наступний відпуск при 520...540 °С.

Газову цементацію здійснювали в модернізованій, пристосованій до високих експлуатаційних температур печі СШЦМ–4.6/10,5 із використанням як карбюраторів гасу, синтину або піробензолу. Витрати карбюраторів були такими, щоб забезпечувалася однорідна концентрація вуглецю близько 1 % по всій товщині зразків без утворення надлишкових карбідів – 0,8...1,0 см³/хв.

При приготуванні зразків для металографічного дослідження проводили їх шавлення в 4 %-му спиртовому розчині HNO₃; для вивчення структури використовувався мікроскоп МИМ-8.

Магнітометричні дослідження для побудови діаграми ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту цементованої сталі проводили на установці Акулова з використанням зразків діаметром 3 та довжиною 30 мм. Ізотермічні витримки здійснювали з інтервалом 50 °С.

Кінетику перетворень аустеніту при відпуску досліджували на дилатометрі Шевенара з використанням диференційних головок HS, VN та зразків 3×3×50 мм. Використано також метод диференційного магнітного аналізу. Дослідження проводили на анізометрі Акулова із напруженістю магнітного поля 5000 ерстед. Як еталон використані зразки із армо-заліза, розміри зразків-еталонів та досліджуваних зразків із цементованої сталі 13X3HBM2Ф з діаметром 3 та довжиною 30 мм. Кут між зразком та еталонем утримувачі склав 75°. Швидкість нагрівання та охолодження зразків при дилатометричних та магнітометричних дослідженнях процесів при відпуску відповідала швидкостям на-

грівання (охолодження) виробів у промислових умовах – 18 град/хв.

Частку аустеніту визначали на дифрактометрі ДРОН-1 у мідному випромінюванні із монохроматизацією відбитих променів. Режим знімання: напруга на аноді 35 кВ, сила струму 20 мА, зйомка велася по лініях (111) γ та (110) α , відношення інтенсивності ліній $K = I_A(111)/I_A(110) = 0,631$. Для дослідження використані зразки розмірами 3×10×20 мм, які перед рентгеноструктурними дослідженнями для усунення наклепу від механічного оброблення піддавали електролітичному поліруванню.

Для визначення питомої магнітної сприйнятливості цементованої сталі 13ХЗНВМ2Ф при відпуску використовували зразки розмірами 2×2×2 мм та установку з уніполярно-астатичною системою та механіко-магнітним зачепленням призми [1]. Питому магнітну сприйнятливості зразка X визначали за формулою:

$$X = X_{em} \cdot \frac{im_{em}}{i_{em}m}, \quad (1)$$

де X_{em} – питома магнітна сприйнятливості речовини еталона, наприклад солі Мора;

i, i_{em} – компенсацийні струми зразка і еталона відповідно;

m, m_{em} – маса зразка і еталона відповідно.

Для визначення малих кількостей феромагнітної α -фази P_α використовували вираз:

$$P_\alpha = \frac{(X - (X_\infty - X_p)H)}{\sigma_\alpha} \times 100\%, \quad (2)$$

де σ_α – питома намагніченість феромагнітної фази;

X – питома магнітна сприйнятливості зразка;

X_p – питома магнітна сприйнятливості зразка як результат парапроцесу і парамагнітизму аустеніту;

H – напруженість магнітного поля.

Значення X_∞ знаходили методом екстраполяції

залежностей $X = f\left(\frac{1}{H}\right)$.

3 Результати досліджень та їх аналіз

При обґрунтуванні вибору матеріалу для важконавантажених цементованих деталей ГТД особливу увагу приділяють теплостійкості дифузійного шару, тому що в багатьох випадках від стабільності структури та властивостей сталі залежить довговічність виробів. Вирішення задачі щодо підвищення допустимих температур експлуатації цементованих деталей здійснюється за напрямками:

- збільшення легуваності цементованих сталей із ХТО на первинну твердість за оптимальними режимами;

- комплексне насичення дифузійного шару, наприклад вуглецем та азотом;

- використання для конструкційних комплексно- та середньолегованих сталей ХТО з подальшою обробкою на вторинну твердість.

На підставі літературних даних нами проаналізований вплив легування карбідоутворювачами на теплостійкість цементованих сталей при їх ХТО на первинну твердість. Як показник використано відношення температур відпускання сталей, котрі забезпечують твердість цементованої сталі не нижче HRC 58, до суми карбідоутворювачів та суми легувальних елементів (табл. 1).

На підставі даних табл. 1 можна зробити такі висновки:

- граничні температури відпускання зростають при підвищенні легуваності сталей;

- ефективність впливу легувальних елементів на відносну теплостійкість при зростанні вмісту л.е. знижується. Наприклад, за ефективністю використання легувальних елементів сталь 13ХЗНВМ2Ф поступається сталям 14ХГСН2МА, 12Х2НВФА, 20Х3МВФ та 16Х3НВФМБ.

Пояснення цьому, ймовірно, слід шукати в недостатньому розчиненні карбідів цементитного та спеціальних типів при гартуванні від прийнятих у практиці ХТО температур 810...920°C. Водночас гартування від 950...980 °C підвищує стійкість аустеніту і тому після оброблення холодом при мінус 80... мінус 60 °C, відпуску при 300...350 °C в цементованих сталях може

Таблиця 1 – Ефективність впливу карбідоутворювачів (K_y) та в цілому легувальних елементів (Кл.е.) на теплостійкість цементованих, оброблених на первинну твердість сталей

Сталь	12ХН3А	12Х2Н4А	14ХГСН2МА	12Х2НВФА	20Х3МВФ	16Х3НВФМБ	13ХЗНВМ2Ф
Сума карбідоутворювачів (K_y), %	0,95	1,6	1,87	2,5	4,65	4,83	5,87
Сума легувальних елементів (Кл.е.), %	3,95	4,6	4,37	3,4	4,65	5,73	6,67
Температура відпуску t_{θ} , °C	170	180	230	270	300	320	350
Відношення $t_{\theta}/\sum K_y$, °C/%	179	113	123	108	65	66	60
Відношення $t_{\theta}/\sum \text{Кл.е.}$, °C/%	43	39	53	79	65	56	52

зберігатися неприпустимо велика для ЗП частка залишкового аустеніту (30...40 %).

Перетворення аустеніту в теплостійких цементованих сталях при їх обробленні на первинну твердість досліджені доволі ґрунтовно. Так, після гартування від 810...920 °С в поверхневій (робочій) частині дифузійного шару, температура Мп якого сягає 120...200 °С, а $M_k < 0^\circ\text{C}$, фіксується 20...25 % залишкового аустеніту. Це означає, що основна частина мартенситу утворюється при гартуванні.

Після завершальних операцій ХТО (оброблення холодом при температурах -80...-60 °С та відпускання при температурах 160...350 °С) залишається 8...15 % аустеніту. При цьому залишається можливість часткового перетворення залишкового аустеніту в нижній бейніт у цементованих сталях 12Х2НВФА, 20Х3МВФ, 13Х3НВМ2Ф, температури відпускання яких перевищують температури Мп.

Для підвищення теплостійкості і більш ефективного використання легувальних елементів для сталей 16Х3НВФМБ та 13Х3НВМ2Ф розроблено ХТО, котра передбачає цементацію при $1030 \pm 10^\circ\text{C}$, безпосереднє гартування та 4...5-разове відпускання при $530 \pm 10^\circ\text{C}$ із технологічною витримкою впродовж однієї години. На рис. 1 наведено мікроструктуру цементованої і загартованої сталі 13Х3НВМ2Ф, а в табл. 2 – дані щодо зміни її твердості, частки аустеніту та температури Мп.

Завдяки високому вмісту вуглецю після цементації (близько 1,05 %), комплексному легуванню та високій температурі цементації температура Мп сталі нижча за 20 °С і в зразках фіксується після охолодження до кімнатної температури практично аустенітна структура (див. рис. 1). Перетворення аустеніту за даних по табл. 2 відбувається після відпусків, внаслідок чого частка γ -фази зменшується до 15 %, а твердість від HRC 38 після гартування зростає після п'яти відпусків до HRC 61. У зв'язку з цим досліджували перетворення при відпуску 530°C і записували дилатометричні та магнітометричні криві (рис. 2). Після першого відпуску частка аустеніту зменшується лише на 5 %, при цьому перетворення А→М розпочинається при доволі низькій температурі – близько 50 °С, перетворень у інших температурних областях при цьому відпуску не зафіксовано.

У міру збільшення кількості відпусків, збіднення аустеніту на вуглець та легувальні елементи зростає



Рис. 1. Мікроструктура цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф. Температура цементації та гарту 1030°C , $\times 300$

температури Мп, зменшується частка аустеніту та зростає твердість (див. табл. 2). Збіднення аустеніту підтверджується дилатометричними дослідженнями: зменшується довжина зразків при ізотермічній витримці при 530°C як наслідок зменшення параметрів ґратки аустеніту. Разом із цим при нагріванні та охолодженні при 2–5 відпусках в інтервалах температур нагрівання 280...350 °С та охолодження 350...280 °С відбувається перетворення аустеніту зі збільшенням об'єму зразків. Зважаючи на наведені температури, це, найімовірніше, є результатом перетворення аустеніту в нижній бейніт.

Велике теоретичне та практичне значення для матеріалознавства і термічного оброблення мають діаграми ізотермічного та термокінетичного перетворення аустеніту.

У класичному розумінні методика їх побудови передбачає аустенітизацію і подальше дослідження перетворення аустеніту при заданих температурі або швидкості охолодження.

У представленій роботі використано інший підхід. Внаслідок того, що після гарту при 20°C отримано

Таблиця 2 – Зміна частки аустеніту, твердості та температури Мп цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф по операціях ХТО на вторинну твердість

Стан зразків	Після цементації та безпосереднього гарту	Після відпуску при 530°C				
		Першого	Другого	Третього	Четвертого	П'ятого
Твердість, HRC	38	46	54	58	61	61
Частка аустеніту, %	95	90	59	34	20	15
Температура Мп, °С	нижче 20	50	80	100	110	120

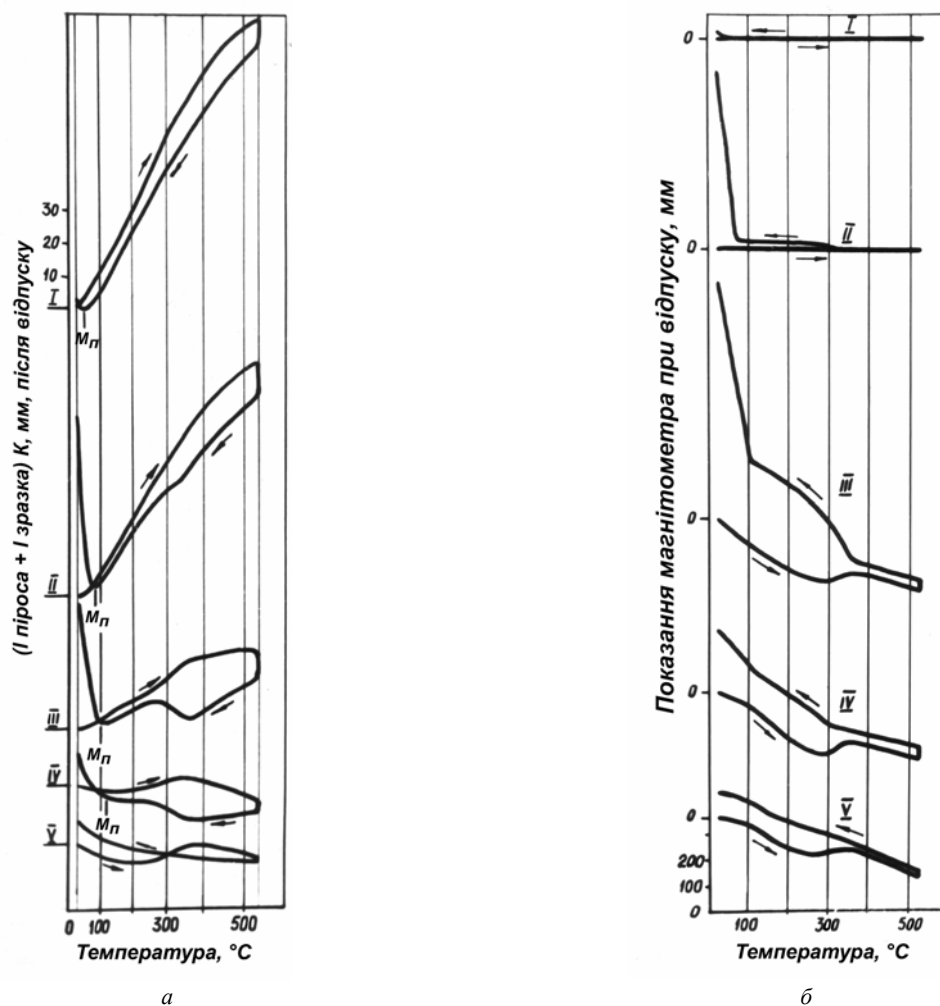


Рис. 2. Дилатометричні (а) та магнітометричні (б) криві відпуску зразків цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф

практично аустенітну структуру, зразки нагрівали до заданих температур, фіксували точки початку і завершення перетворення аустеніту і будували діаграму ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф (рис. 3).

Комплексні дослідження операції відпуску (металографічні, дюрOMETричні, магнітометричні) дозволили отримати інформацію про процеси, що відбуваються при відпуску цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф.

Високочутливі магнітні дослідження, проведені на установці з уніполярно-астатичною системою, дозволили показати, що при нагріванні до 150 °С відбувається утворення фаз, які парамагнітні вище за 210 °С, а при охолодженні нижче ніж 210 °С стають феромагнітними (рис. 4).

Зважаючи на t_n та температуру точки Кюрі цементиту, імовірно, мова йде про виділення легованих карбідів цементитного типу. Найбільший ефект карбидоутворення ΔX спостерігається після першого нагрівання, а в міру збільшення кількості нагрівань він поступово зменшується: $\Delta X_1 = 80 \cdot 10^{-8}$; $\Delta X_2 = 34 \cdot 10^{-8}$; $\Delta X_3 = 16 \cdot 10^{-8}$; $\Delta X_4 = 8 \cdot 10^{-8}$. Слід зазначити, що при температурах нагрівання нижче ніж 450 °С існує імовірність утворення спеціальних карбідів.

При вищих температурах і більших ізотермічних витримках виділяються спеціальні карбіди, параметр кристалічної ґратки аустеніту при цьому змінюється. На підставі отриманої діаграми ізотермічного перетворення аустеніту показано можливість часткового перетворення аустеніту у ферито-карбідну суміш. Зважаючи на температуру відпуску 530 °С, найбільш імовірно, що вона являє собою троостит. На відміну від швидкорізальних сталей, котрі також термічно обробляються на вторинну твердість і відпускаються при температурах 540...560 °С, при яких аустеніт має велику стійкість (до 28 годин), аустеніт у цементованій сталі 13Х3НВМ2Ф має понижену стійкість при температурах відпуску 530...540 °С і після 1,5 годинної витримки розпочинається перетворення $A \rightarrow \Phi + K$. Це означає, що при технологічній витримці при другому відпуску розпочинається дифузійне перетворення аустеніту, в результаті чого по межах аустенітних зерен утворюються трооститні колонії (рис. 5).

4 Висновки

Узагальнення наведених вище результатів досліджень дозволяє окреслити які особливості перетворен-

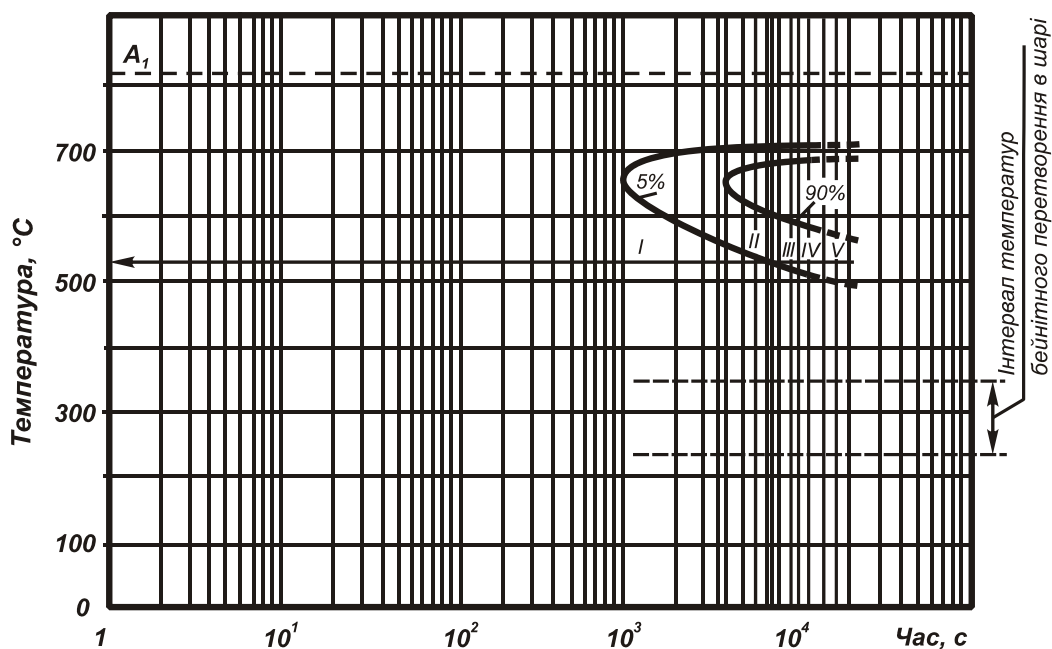


Рис. 3. Діаграма ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф

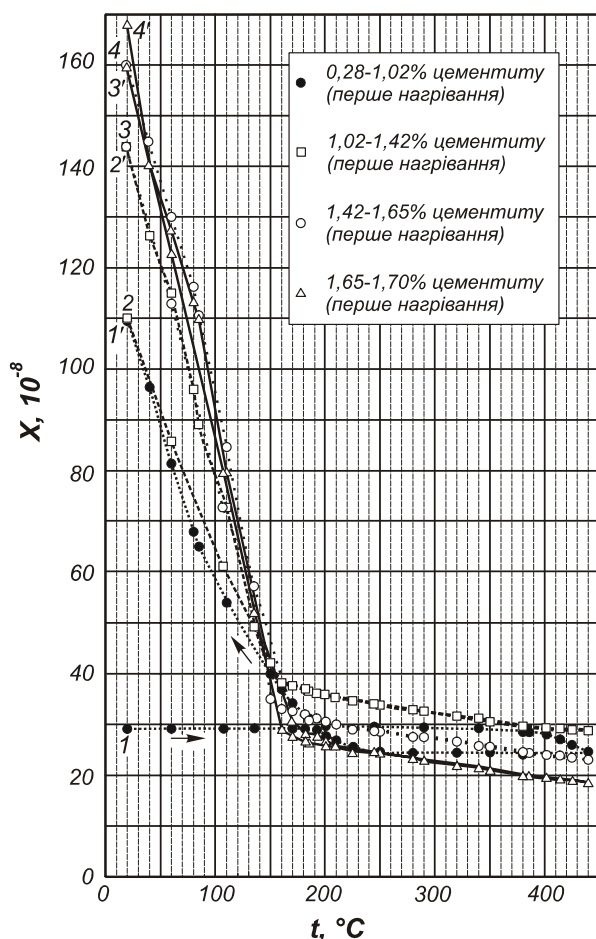


Рис. 4. Вплив кількості нагрівань цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф на інтенсивність процесу утворення карбідів

ня аустеніту в цементованій сталі 13Х3НВМ2Ф при обробленні на вторинну твердість:

1. Відсутність мартенситного перетворення і фіксація пересиченого γ -твердого розчину в функціональній частині дифузійного шару після гарту від 1030 °С внаслідок низької температури Мп;

2. Виділення з аустеніту при його нагріванні до 450° С карбідів цементного типу та утворення спеціальних карбідів у інтервалі температур 450–530 °С;

3. Перетворення А→М при охолодженні після відпусків нижче температури 120 °С;

4. Протікання при технологічній витримці при 530 °С при другому – п'ятому відпусках перетворення малостійкого аустеніту у Ф+К суміш за дифузійним механізмом;

5. Перетворення частини аустеніту за проміжним механізмом як при нагріванні до температур відпуску, так і при охолодженні при другому – п'ятому відпусках в інтервалі температур 250...320 °С;

6. Незавершеність аустенітно-мартенситного перетворення зі збереженням до 10...15 % залишкового аустеніту.

Список літератури

1. Мирошниченко Ф. Д. Магнитометрические весы с униполярной астатической системой и механико-магнитным зацеплением призмы / Ф. Д. Мирошниченко, В. Л. Снежной // Приборостроение. Межведомственный научно-технический сборник, № 2. – К. : Техніка, 1966.
2. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации альфа-фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Литье и металлургия (Беларусь), 2009. – № 3(52). – С. 241–244.

Одержано 01.09.2011

Лазечный И. М., Лисица О. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л., Снежной Г. В. Превращения аустенита в цементованной стали 13X3HBM2Ф

Исследованы структурные превращения при химико-термической обработке цементированной стали 13X3HBM2Ф на вторичную твердость. Показано, что после высокотемпературной цементации и непосредственной закалки в функциональной части диффузионного слоя аустенит не претерпевает превращений. Основные процессы, которые окончательно формируют структуру и свойства цементированной стали 13X3HBM2Ф, происходят при отпуске.

Ключевые слова: *цементированная сталь, терmostойкость, вторичная твердость, фазовые превращения.*

Lazechny I., Lisitsya O., Mishenko V., Snezhnoy V., Snezhnoy G. Transformations of austenite in carburized steel 13X3HBM2Ф

Structural transformations during chemical-thermal processing of carburized steel 13X3HBM2Ф on the secondary hardness were investigated. It is shown that after high temperature carburizing and direct hardening in functional part of diffusive layer austenite does not suffer transformations. Basic processes which form a structure and properties of the carburized steel 13X3HBM2Ф finally take a place at tempering.

Key words: *carburized steel, thermostability, secondary hardness, phase transformations.*
