

керамических слоев модифицированных карбидом вольфрама, титана и чистым углеродом температура может быть повышена до 600 °С.

Выводы. В реальных условиях шлифования необходимо, хоть и весьма трудно, реализовать поддержание температуры шлифования на определенном уровне. Ориентировочные значения оптимальных температур для различных сталей и сплавов приведены в табл. 1.

Список литературы: 1. *Лахтин Ю. М.* Материаловедение и термическая обработка металлов / Ю. М.Лахтин// М.; Металлургия. - 1984.- 360 с. 2. *Кидин И. Н.* Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали / И. Н. Кидин // М.: Металлургия. - 1975. - 312 с. 3. *Редько С. Г.* Процессы теплообразования при шлифовании металлов / С. Г. Редько// Саратов: Саратовский университет, - 1962. —231 с. 4. *Чирков Т. В.* Математическое моделирование режимов резания при обработке материалов абразивными инструментами / Т. В. Чирков // Технология машиностроения. — 2004. — № 6. — С. 58—62. 5. *Корчак С. Н.* Теория обрабатываемости сталей и сплавов при абразивной обработке / С. Н. Корчак// Вестник Южно-Уральского государственного университета: Машиностроение.- 2003. — № 4. 6. *В. Г. Лебедев., Н. Н. Клименко; С. А. Аль-Аджелат.* Механизм образования прижогов при шлифовании деталей из закаленных сталей./ В. Г. Лебедев., Н. Н. Клименко; С. А. Аль-Аджелат //- Наукові нотатки. Науковий збірник ЛНТУ, Випуск 40, Луцьк . - 2013. с.141 – 144. 7. *В. Г. Лебедев, Т. В. Чумаченко.* Исследование остаточных напряжений керамического слоя напыленного на валы турбин при шлифовании кругами из КНБ./ В. Г. Лебедев, Т. В. Чумаченко // Наукові нотатки. Науковий збірник ЛНТУ, Випуск 40, Луцьк - 2013.с.144 – 150

Bibliography (transliterated): 1. *Lahtin M.* (1984) Materials and heat treatment of metals. Moscow: Metallurgy. 360. 2. *Kidin I.* (1975) Phase transitions with accelerated heating steel. Moscow: Metallurgy. 312. 3. *Red'ko S. G.* (1962) Processes of heat buildup when grinding metal . Saratov: Saratov State University, 231 4. *Chirkov T.*(2004) Mathematical modeling of cutting material processing abrasive tools .Mechanical Engineering Technology. № 6. 58-62. 5. *Korchak S. N.* (2003) Theory of machinability of steels and alloys under abrasion Bulletin of the South Ural State University: Engineering, 4. 6. *Lebedev V., Klimenko N.; Al-Adzhelat S.* (2013) The mechanism of formation of burns when grinding parts made of hardened steels. Lutsk: Naukovi notatki. LNTU, Preview Issue 40. 141 - 144. 7. *Lebedev V., Chumatchenko T.*(2013). Investigation of residual stresses on the ceramic layer sprayed turbine shafts for grinding wheels made of CBN. Lutsk. Naukovi notatki LNTU, Preview Issue 40,144 – 150

Поступила (received) 12.05.2014

УДК 621.785.53

В. О. КОСТИК, канд. техн. наук, доц., НТУ «ХП»;

К. О. КОСТИК, канд. техн. наук, доц., НТУ «ХП»;

ВИВЧЕННЯ ЗМІНИ КОЕФІЦІЄНТУ ДИФУЗІЇ ВУГЛЕЦЮ ЗАЛЕЖНО ВІД ТЕМПЕРАТУРИ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ 20Х

Розглянуто один з методів цементації сталі 20Х з детальним вивченням зміни коефіцієнту дифузії вуглецю залежно від температури хіміко-термічної обробки. На основі експериментальних даних виведені математичні моделі товщини загального дифузійного шару та кожної її зони від температури цементації в діапазоні 800–950 °С. Отримані математичні моделі коефіцієнтів дифузії вуглецю від глибини дифузійного шару в діапазоні температур від 800 до 950 °С.

Ключові слова: сталь, вуглець, цементація, дифузійний шар, глибина шару, мікротвердість, коефіцієнт дифузії.

© В. О. КОСТИК, К. О. КОСТИК, 2014

Вступ. Цементация є одним з найбільш ранніх процесів обробки металів. Ще в стародавні часи була відома здатність вуглецю проникати всередину м'якого заліза. У той час цементация вуглецем застосовувалася головним чином у промислових цілях. Цим способом користувалися для перетворення заліза в сталь шляхом томління при тигельному процесі. У більш пізній час у зв'язку з появою досконаліх і більш дешевих способів одержання сталі цементация як металургійний процес втратила своє значення.

В кінці XIX і особливо в XX столітті цементация знову судилося зайняти місце в обробці металів. З розвитком низки нових галузей промисловості (автомобільної, тракторної, авіаційної та ін.) цементация одержала поширення як технологічна операція зміцнення поверхневих шарів деталей машин.

Найбільше застосування цементация отримала для деталей, що працюють на знос і зазнають на поверхні великі питомі тиску. До таких деталей можна віднести шестерні коробки швидкостей, поршневі пальці і розподільні вали двигунів, різноманітні валики, втулки, пальці та ін.

Ці деталі, будучи виготовлені з маловуглецевої сталі без цементация, прийшли в непридатність буквально через кілька десятків годин роботи, тому що сталь з малим вмістом вуглецю (близько 0,2 %) не отримує високу твердість після гартування. Будучи виготовлені з високовуглецевої сталі (0,8–0,9 % C), ці деталі мали б після гартування високу твердість по перерізу і виходили б з ладу через крихке руйнування. Для ряду деталей потрібна наявність твердої поверхні і в'язкої серцевини, що досягається хіміко-термічною обробкою – цементацияю, забезпечує різний вміст вуглецю в зовнішніх і внутрішніх шарах деталі [1].

Аналіз публікацій. Цементация – поширений вид хіміко-термічної обробки сталевих деталей, при якому відбувається насичення поверхні вуглецем.

Для цементация використовують маловуглецеві (0,15–0,30 % C) нелеговані та леговані сталі марок 15, 20, 25, 15X, 20X, 20XH, 12XH3A, 18XGT, 20XHM, 20XGR та ін. Крупногабаритні деталі відповідального призначення виготовляють із легованих сталей з підвищеним вмістом вуглецю (0,25–0,30 %) – 25XGM, 30XGT, 30XGHM та ін. [1, 2].

Температура цементация вище A_{C3} для забезпечення переходу сталі в аустенітний стан, оскільки в аустеніті може розчинитися значна кількість вуглецю, на відміну від фериту, в якому розчинюється не більше 0,03 % C.

Як правило, процес цементация здійснюється при 930–950 °C. Така температура забезпечує і утворення аустеніту, і достатньо інтенсивне проходження дифузії. Температура вище 950–960 °C спричиняє зростання зерен аустеніту, а це погіршує в'язкість сталі. З метою прискорення процесу цементация іноді підвищують температуру нагріву до 1000–1100 °C, але такий режим можна використовувати тільки для спадково дрібнозернистих сталей.

Залежно від речовини для науглецьовування (карбюризатора) розрізняють три види цементация: тверду (у разі застосування твердого карбюризатора – вугілля і вуглекислі солі), газову (у разі застосування як карбюризатора спеціального газу) і рідку (в розплавлених солях).

Мета роботи. Метою науково-дослідної роботи є вивчення зміни коефіцієнту дифузії вуглецю залежно від температури цементация легованої сталі

20X.

Методика експерименту. Перед цементациєю поверхню зразків очищали від слідів окалини, іржі, змащення та інших забруднень. Незначні забруднення видалили 96 %-им спиртом. Цементацию проводили у твердому карбюризаторі.

Підготовлені до цементациї зразки упаковували в контейнер у наступному порядку. На дно контейнера насипали шар карбюризатора завтовшки 30–40 мм. Зразки укладали на цей шар з відстанню між ними 15–20 мм і на відстані 20–30 мм від стінок контейнера. При багат шаровому укладанні по висоті один шар зразків відокремлювали від іншого шаром карбюризатора товщиною не менше 25 мм. Верхній шар зразків засипали шаром карбюризатора завтовшки 30–40 мм.

Контейнер з упакованими зразками закривали кришкою і обмазували вогнетривкою глиною, яку просушували добу. Потім контейнер ставили в камерну піч і нагрівали до заданих температур цементациї, витримували дві години з наступним повільним охолодженням разом з піччю. Температури цементациї варіювали від 800 до 950 °С з шагом 50 °С. Зразки після цементациї піддавалися гартуванню та низькому відпуску.

Робоча суміш для цементациї була наступного складу: 25 % свіжого карбюризатора (деревновугільного) і 75 % (за обсягом) карбюризатора, який вже був використаний (відпрацьований), та додавали активатори: вуглекислий барій (BaCO_3) і кальциновану соду (Na_2CO_3) в кількості 10–15 % від маси вугілля. Відпрацьований карбюризатор попередньо відсіювався для видалення дрібних фракцій та пилу.

Обговорення результатів. Властивості цементованого шару великою мірою залежать від кривої розподілу вуглецю по товщині шару (рис. 1).

Прийнято криву розподілу вуглецю по товщині шару характеризувати концентрацією вуглецю на поверхні ($C_{\text{пов}}$), падінням вмісту вуглецю на відстані, рівній $1/3$ частини ефективної товщини шару, і наявністю зневуглицьованої ділянки на поверхні виробу.

У більшості випадків для отримання високого опору зношуванню, крихкому руйнуванню, втому при згинанні концентрація вуглецю в поверхневому шарі повинна бути в межах 0,8–1,0 %.

Для підвищення опору контактної втоми вміст вуглецю може бути підвищений до 1,0–1,1 %. Більш високі концентрації вуглецю на поверхні викликають погіршення механічних властивостей. Щоб гарантувати заданий допуск на шліфування без істотної втрати твердості і високі механічні властивості, градієнт вуглецю по товщині не повинен бути різким, особливо в області, що примикає до поверхні насичення [3].

Зневуглицьовання на поверхні (зниження концентрації вуглецю) погіршує механічні властивості і не допускається.

Для отримання необхідної кривої розподілу вуглецю по товщині шару $C(x)$ необхідно правильно підбирати і з достатньою точністю підтримувати основні

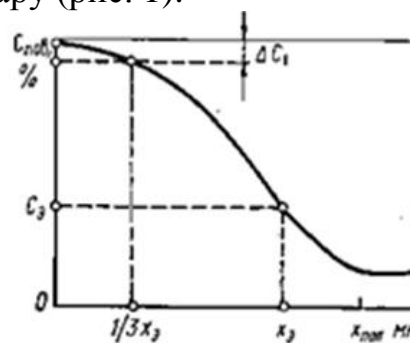


Рис. 1 – Розподіл вуглецю по товщині цементованого шару

технологічні параметри процесу цементації (температура, тривалість насичення, активність атмосфери тощо).

Остаточні властивості цементованих виробів досягаються в результаті термічної обробки після цементації. Цією обробкою можна виправити структуру і подрібнити зерно серцевини і цементованого шару, яке неминуче збільшуються під час тривалої витримки при високій температурі цементації, отримати високу твердість у цементованому шарі і хороші механічні властивості серцевини; усунути карбідну сітку в цементованому шарі, яка може виникнути при насиченні його вуглецем до заевтектоїдної концентрації [4].

Після цементації застосовувалося гартування з повторного нагрівання до температури вище A_{C3} серцевини. Заключною операцією термічної обробки цементованих виробів є низький відпуск при 160–180 °С, який переводить мартенсит гартування в поверхневому шарі в відпущений мартенсит, знімає напруження і покращує механічні властивості.

В результаті термічної обробки цементований шар має структуру дрібногочастого мартенситу та ізольованих ділянок залишкового аустеніту (15–20 %) або мартенситу, залишкового аустеніту і невеликої кількості надлишкових карбідів.

Максимальна працездатність відповідальних деталей типу шестерень може бути забезпечена тільки при отриманні мартенсито-аустенітної структури з певним рівнем міцності по всій заданій товщині зміцненого шару.

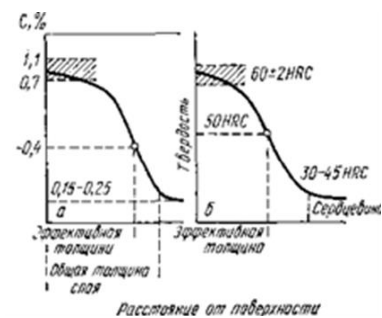
Структура серцевини обумовлена складом сталі і прийнятим режимом гартування. Низьковуглецевий мартенсит забезпечує підвищену міцність і достатню в'язкість серцевини. Не допускається виділення в серцевині фериту, що викликає зниження міцності, пластичності і в'язкості цементованого виробу.

При цементації частіше контролюють не загальну, а ефективну товщину шару [5]. В якості базового параметра приймають мікроструктуру або твердість (рис. 2).

На практиці за ефективну товщину шару приймають або товщину до половини доевтектоїдної зони, що відповідає ~0,4 % С, або до перших ділянок фериту; товщину шару визначають на відпалених зразках. Іноді товщину шару оцінюють наближено по зламу.

В останні роки ефективну товщину шару визначають по твердості після гартування і відпуску. Цей базовий параметр є критерієм якості не тільки цементації, але і подальшої термічної обробки. Величина ефективної товщини цементованого шару при однакових умовах насичення залежить від прогартуваності шару, а отже, від складу сталі, точніше складу аустеніту перед гартуванням. Чим вище прогартуваність, тим більше товщина ефективного шару. Ефективна товщина відповідає зоні шару від поверхні до насичення межі зон з твердістю HRC 50 або HV 550.

На рисунку 3 приведена залежність товщини дифузійного шару сталі 20Х від



температури цементації з пічним нагріванням протягом 120 хвилин. З підвищенням температури товщина загального шару та кожної зони збільшується згідно рівнянь, наведених на рисунку 3. Ці рівняння – математичний аналіз експериментальних даних методом апроксимації поліномом третього ступеня.

Таким чином, отримані математичні моделі товщини загального дифузійного шару та кожної зони цементаційного шару в діапазоні від 800 до 950 °С з перевіркою адекватності моделі за коефіцієнтом кореляції (R). При температурах до 850 °С дифузійний шар, як і його складові, збільшуються незначно, при подальшому підвищенні температури – темп отримання шарів значно прискорюється. Як і очікували, найменша товщина шару відповідає першій зоні – заевтектоїдній, найбільша зона – доевтектоїдній.

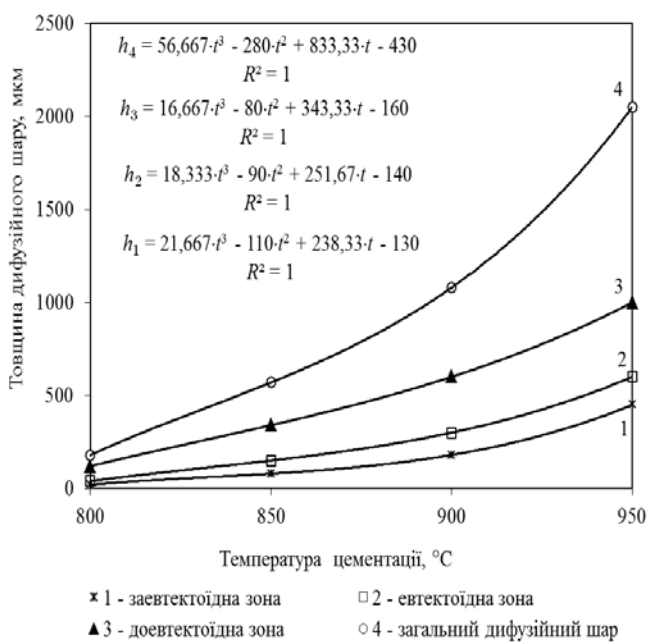


Рис. 3 – Залежність товщини дифузійного шару сталі 20Х від температури цементації з пічним нагріванням протягом 120 хвилин

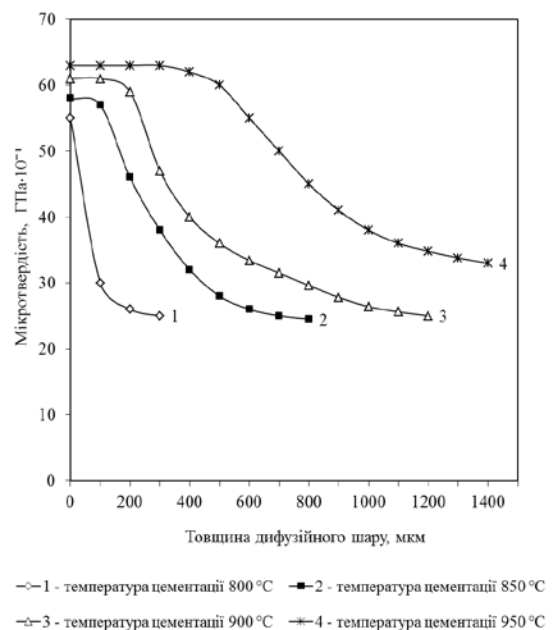


Рис. 4 – Розподіл мікротвердості в дифузійних шарах сталі 20Х після цементації з пічним нагріванням протягом 120 хвилин при різній температурі обробки

Розподіл мікротвердості в дифузійних шарах зображений на рисунку 4. Мікротвердість поверхні змінюється від 5,5 до 6,3 ГПа при підвищенні температури від 800 до 950 °С відповідно. Характер кривих стає більш пологим при підвищенні температури. Горизонтальна ділянка в діапазоні температур 5,5–6,3 ГПа відповідає заевтектоїдній зоні цементованого шару.

В практичних розрахунках процесів ХТО необхідно знати значення параметрів, що входять в рівняння, які описують окремі стадії ХТО. До таких параметрів відносяться коефіцієнти дифузії та масопереносу, активність дифузійного елемента в дифузійній зоні, потенціал і активність насичуючого середовища.

Коефіцієнт дифузії – це основний параметр, що характеризує кінетику

дифузійного насичення. Зазвичай коефіцієнт дифузії визначають за експериментальним розподілом концентрації дифундуючого елемента по товщині шару $s(x, \tau)$ або аналізують кількість дифузійної речовини у зразках в функції часу. Коефіцієнт дифузії для практичних розрахунків можна визначити для стаціонарних умов хіміко-термічної обробки по товщині дифузійного шару.

Як показали численні дослідження, всі структурні дефекти – вакансії, границі зерен та субграниці, зовнішня поверхня, дислокації та ін. впливають на дифузійну рухливість атомів. При ХТО реалізується як об'ємна дифузія (в товщі кожного зерна), яка дає основний внесок в дифузійний потік, так і дифузія по границях зерен. Дифузія уздовж границь зерен відбувається з набагато більшою швидкістю, ніж в об'ємі зерна. Це пояснюється тим, що висококутові кордони незалежно від їх фізичної моделі містять підвищену концентрацію вакансій і порушень періодичності розташування атомів. Це збільшує ймовірність атомних переходів і зменшує енергію активації дифузії.

Вплив границь зерен особливо велике при низьких температурах дифузії. При високих температурах ($0,85-0,95 \cdot T_{пл}$) роль границь у загальному дифузійному потоці порівняно невелика. На швидкість дифузії по границях зерен значно впливає взаємне розорієнтування зерен та їх величина. Таким чином, чим дрібніше зерно, тим більше протяжність границь, тим швидше відбувається дифузія і при інших рівних умовах товщина дифузійного шару виявляється більшою.

Оскільки границі зерен, мабуть, є основними постачальниками вакансії в металах, подрібнення зерна повинно приводити до збільшення числа вакансії і полегшувати дифузію в об'ємі зерна елементів заміщення. Аналогічний вплив надає пластична деформація, опромінення важкими частинками з великою енергією (нейтрони, протони та ін.). Відсмоктування елемента, який дифундує по границях зерен в обсяг зерен (так званий бічний потік), здійснюється за механізмом об'ємної дифузії, а для елементів заміщення і вздовж дислокацій.

При проведенні ХТО слід також враховувати, що гетеродифузія по границях зерен протікає в середовищі, що відрізняється не лише за структурою, а й за складом від тіла зерна. Швидкість дифузії по границях зерен суттєво може змінити горючі (поверхнево-активні) легувальні елементи. Змінюючи склад твердого розчину в міжкристалітних з'єднаннях, вони можуть прискорити або, навпаки, уповільнити міжкристалітну дифузію. Оскільки міжкристалітна дифузія визначає загальну швидкість насичення полікристалічного металу, то міжкристалітна сегрегація без виділення виявляється важливим фактором, що визначає цю швидкість. При ХТО міжкристалітна сегрегація без виділення легувальних елементів визначає і загальну швидкість росту дифузійного шару, і характер його будови.

Багато дослідників вважають, що прискорення дифузії по границях зерен має місце тільки для елементів, що дифундують по вакансіях, наприклад хрому. Однак прямими експериментами показана переважна дифузія по висококутовим кордонам і домішкам впровадження. Так, наприклад, методом авторадіографії було показано прискорюючий вплив границь зерен на дифузію вуглецю ^{14}C у фериті і аустеніті.

С. З. Бокштейн вважає, що ефект прискорення дифузії вуглецю по границях зерен фериту пов'язаний з малою розчинністю його в залізі і високою щільністю дефектів на границі. Дифузійна рухливість вуглецю в дрібнозернистому аустеніті при 940–980 °С вище, ніж в грубозернистому. Енергія активації в дрібнозернистому аустеніті відповідно менше, ніж у грубозернистому [4–6].

При порівняно високих температурах, при яких здійснюють поверхневе насичення сталі вуглецем і різними металами, різниця в швидкості і граничній об'ємної дифузії зазвичай не надто велика. Більш часто гранична дифузія спостерігається при насиченні сталі азотом, яке виконується при порівняно низьких температурах.

Великий практичний і теоретичний інтерес представляє вплив дислокацій на процес гетеродифузії. Зараз більшість дослідників вважають, що принаймні крайові дислокації збільшують швидкість пересування атомів при самодифузії і гетеродифузії атомів заміщення.

Роль дислокаційної структури як шляхи полегшеної дифузії головним чином виявляється спостереженнями переважної дифузії вздовж малокутових границь, для яких найбільш доцільна дислокаційна модель. Коефіцієнт самодифузії вздовж дислокаційних трубок може бути на кілька порядків вище, ніж коефіцієнт дифузії в кристалічній решітці.

Величина напружень зазвичай перевищує необхідні для генерування джерел розмноження дислокацій, що призводить до підвищення їх щільності в дифузійному шарі. Одночасно має місце процес полігонізації структури, що в свою чергу підвищує щільність дефектів. По мірі віддалення від поверхні насичення щільність дислокацій в дифузійному шарі зменшується.

Процес дифузії може бути самоприскорюваним. При певних умовах в дифузійному шарі утворюються дислокації, які можуть прискорити дифузію елементів заміщення.

Відомо, що для проведення поверхневого дифузійного насичення виробу необхідно створити направлений дифузійний потік атомів насичувального елемента з поверхні в глибину виробу, що можливе за умови одночасного протікання трьох основних процесів:

1 утворення вільних атомів насичувального елемента на поверхні виробу, що піддається дифузійному насиченню;

2 адсорбції (поглинання поверхнею) атомів насичувального елемента виробом;

3 дифузії адсорбованих атомів в глибину виробу.

Найвірогіднішим і легко з'ясовним є вакансійний механізм. Відомо, що реальний кристал містить певне число вакантних вузлів решіток. Ці вакансії відкривають шлях для легкого здійснення дифузії. Елементарним стрибком при дифузії по цьому механізму служить перескок атома в сусідню вакансію. В результаті стрибка атом і вакансія просто обмінюються місцями. Атом дифундує по кристалу в результаті ряду обмінів місцями з різними вакансіями, які час від часу виявляються поблизу нього.

Товщина дифузійного шару визначалась по формулі:

$$h = \sqrt{2 \cdot D_B \cdot \tau}, \text{ мкм} \quad (1)$$

З формули 1, знаючи експериментальні дані товщини шару і варіюючи температуру нагріву при пічному нагріванні, можна знайти коефіцієнт дифузії вуглецю при цементації сталі 20Х:

$$D_B = \frac{h^2}{2 \cdot \tau}, \text{ см}^2/\text{с} \quad (2)$$

Результати розрахунків зміни коефіцієнту дифузії вуглецю для різних зон та загального дифузійного шару представлені на рис. 5. Найменші значення відповідають першій зоні – заевтектоїдній. Це пов'язано з тим, що саме ця зона є найбільш насиченою вуглецем (це підтверджує вимір мікротвердості, рис. 4) та виявляє собою карбідний шар, в якому дифузія ускладнена. Коефіцієнт дифузії евтектоїдної зони має також низькі значення, але трохи більші ніж у заевтектоїдній зоні. Поступово концентрація вуглецю зменшується від поверхні вглиб зразка, та дифузія прискорюється в доевтектоїдній зоні. Значне збільшення коефіцієнтів дифузії відбувається з підвищенням температури. Загальний дифузійний шар має найбільше значення при температурі 950 °С.

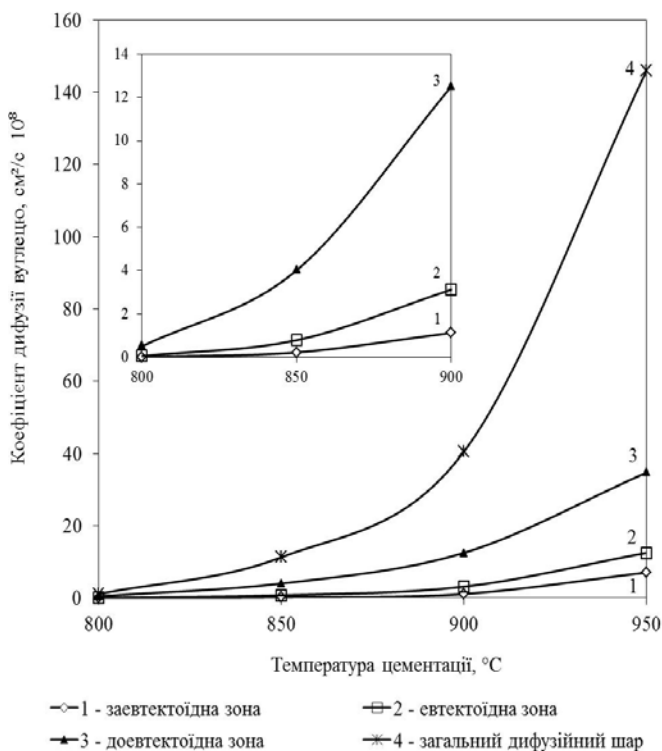


Рис. 5 – Зміна коефіцієнту дифузії вуглецю цементованої сталі 20Х

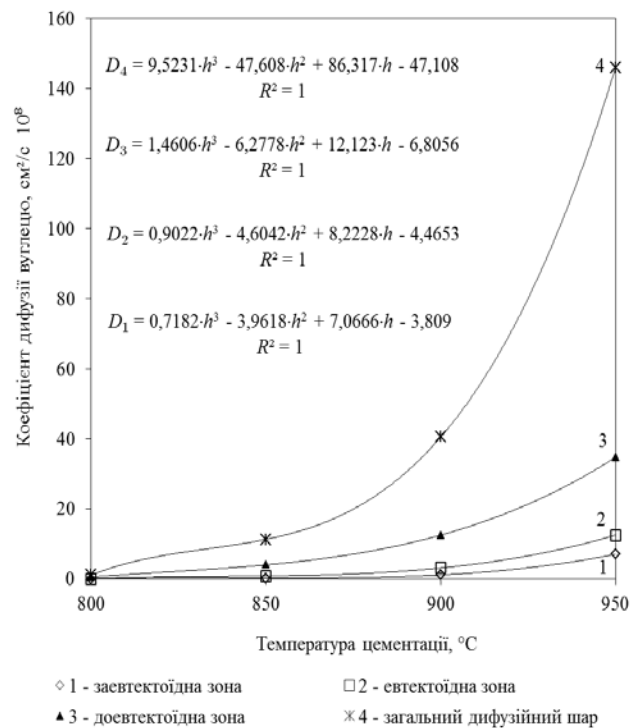


Рис. 6 – Математичні моделі коефіцієнтів дифузії загального дифузійного шару D_4 та кожної зони цементацийного шару D_1 , D_2 і D_3 сталі 20Х

Зміна коефіцієнтів дифузії відбувається згідно рівнянь, наведених на рис. 6. Ці рівняння – математичний аналіз експериментальних даних методом апроксимації поліномом третього ступеня. Таким чином, отримані математичні моделі коефіцієнтів дифузії загального дифузійного шару та кожної зони цементацийного шару в діапазоні від 800 до 950 °С з перевіркою адекватності моделі за коефіцієнтом кореляції (R).

Висновки.

1. На основі експериментальних даних виведені математичні моделі товщини загального дифузійного шару та кожної її зони від температури цементації в діапазоні 800–950 °С. Найменша товщина шару відповідає заевтектоїдній зоні, а найбільша – доевтектоїдній зоні. Загальний дифузійний шар змінюється від 0,18 до 2,05 мм при підвищенні температури від 800 до 950 °С відповідно протягом двох годин витримки.

2. Мікротвердість поверхні змінюється від 5,5 до 6,3 ГПа при підвищенні температури від 800 до 950 °С відповідно. З підвищенням температури розподіл мікротвердості від поверхні до серцевини більш плавний, що має велике позитивне значення для подальшої експлуатації виробу.

3. Розглянуті та детально вивчені процеси дифузії вуглецю при цементації сталі 20Х. Отримані математичні моделі коефіцієнтів дифузії загального дифузійного шару та кожної його зони від глибини дифузійного шару в діапазоні температур від 800 до 950 °С з перевіркою адекватності моделі за коефіцієнтом кореляції.

Список літератури: 1. *Смирнов М. А.* Основы термической обработки стали: учебное пособие [Текст] / *М. А. Смирнов, В. М. Счастливцев, Л. Г. Журавлев.* – М. : «Наука и технологии», 2002. – 519 с. 2. *Малинов Л. С.* Влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную стойкость Fe-Cr-Mn-сталей [Текст] / *Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, Е. Л. Малинова* // Изв. АН СССР. Металлы. – 1991. – № 1. – С. 120-123. 3. *Ляхович Л. С.* Цементация стали 2Х13 в твердом карбюризаторе [Текст] / *Л. С. Ляхович, Э. П. Пучков, Ф. Я. Прецкайло* // МиТОМ. – 1977. – № 2. – С. 52-53. 4. *Шмыков А. А.* Термодинамика и кинетика процессов взаимодействия контролируемых атмосфер с поверхностью стали [Текст] / *А. А. Шмыков, В. Г. Хорошайлов, Е. Л. Гюлиханданов* – М. : Metallurgiya. – 1991. – 160 с. 5. *Чейлях Я. А.* Влияние легирующих элементов и термообработки на микроструктуру, метастабильность и свойства науглероженных слоев Fe-Cr-Mn сталей [Текст] / *Я. А. Чейлях, В. В. Чигарев, И. М. Олейник* // Вісник Приазовського державного технічного університету. Сер. : технічні науки : зб. наук. праць. – Маріуполь, ПДТУ, 2010, вип. 20. – С. 120-124. 6. *Чейлях А. П.* Поверхностное упрочнение сталей ферритного и мартенситного классов созданием метастабильных состояний методами цементации и термообработки [Текст] / *А. П. Чейлях, Я. А. Чейлях* // Metallurgiya машиностроения, 2008. – № 1. – С. 34-38.

Bibliography (transliterated): 1. Smirnov, M. A., Schastlivtsev, V.M, Zhuravlev, L.G. (2002). Fundamentals of heat treatment of steel : a tutorial. Science and Technology, 519 p. 2. Malinov, L. S., Cheiliah, A. P., Malinova, E. L. (1991). Effect of carburizing and subsequent heat treatment on structure, phase composition and abrasion Fe-Cr-Mn-steels. J. USSR Academy of Sciences. Metals. 1, 120-123. 3. Lyakhovich, L. S., Puchkov, E. P, Pretskaylo, F. J. (1977). Carburizing of steel 2H13 in the solid carburizer. J. MiTOM, 2, 52-53.. Shmykov, A. A., Khoroshaylov, V. G., Gyulihandanov, E. L. (1991). Thermodynamics and kinetics of the interaction of controlled atmospheres with the surface of steel. Metallurgy, 160 p. 5. Cheiliakh, Y. A., Chigarev, V. V., Oleynik, I. M. (2010). The influence of alloying components and heat treatment on microstructure, metastability and properties of carburized layers of Fe-Cr-Mn steels. Math. of Pryazovskyi State Technical University: techn. Sciences, 20, 120-124. 6. Cheiliah, A. P., Cheiliah, Y. A. (2008). Surface hardening of steels ferrite and martensite classes by creation of metastable states of methods of carburizing and heat treatment. Metallurgy of Machine Building, 1, 34-38.

Надійшла (received) 25.05.2014