

Створення хромової карбідосталі з підвищеною зносостійкістю

О. М. Шевченко, О. І. Буженець, Г. О. Максимова,
Г. М. Молчановська

Одержано новий тип зносостійкого матеріалу — карбідосталь з карбідами хрому із застосуванням простої технології. Досліджено особливості структураутворення в ході гарячого пресування та термообробки, що обумовлені одночасними процесами деформації, дифузії та синтезу карбідів.

Ключові слова: карбідосталь, карбіди хрому.

Карбідосталі — композиційні матеріали, що складаються з зерен карбіду з масовою часткою переважно 20—50%, рівномірно розподілених у сталевій матриці. Результати розробки та досліджень цього класу порошкових матеріалів узагальнені в монографії [1] та огляді [2].

За своїми властивостями карбідосталі займають положення між швидкорізальними сталями і твердими сплавами. Завдяки відносній простоті одержання і невисокій вартості їх застосовують взамін твердих сплавів при виготовленні штампового та різального інструменту. Ці матеріали використовують також для різних конструкційних деталей, що піддаються інтенсивному зношуванню, працюють при високих температурах і в корозійних середовищах. Коефіцієнт теплового розширення у них майже такий, як у легованих сталей, завдяки чому в зварних з'єднаннях з ними виникають значно менші напруження, ніж у з'єднаннях твердого сплаву і сталі. Чим вище вміст тугоплавкої фази в матеріалі, тим більше його твердість та зносостійкість, але тим важче він піддається механічній обробці у відпаленому стані.

Таким чином, карбідосталі мають унікальні властивості, сполучаючи в собі твердість та зносостійкість твердих сплавів з міцністю і в'язкістю легованих сталей. Спочатку для їх одержання методами порошкової металургії найчастіше використовували карбід титану, а за металічну складову — вуглецеві сталі, які в подальшому з метою підвищення твердості матеріалів були замінені легованими. Нині для підвищення властивостей і розширення сфери застосування розробляють нові види карбідосталей на основі нержавіючих і мартенситностаріючих сталей з додаванням різних карбідів, а також інших тугоплавких сполучень [3, 4].

В ряді робіт показано ефективність використання карбідів хрому для створення карбідосталей конструкційного призначення з підвищеними функціональними властивостями, такими як зносо-, тепло- та протикорозійна стійкість. Заслужовують на увагу дослідження по розробці карбідосталі на основі нержавіючих сталей з добавками карбіду хрому, що проводилися в ІПМ НАН України [4—6]. Матеріал одержували спіканням пресовок із суміші порошоків нержавіючих сталей та Cr_3C_2 у вакуумі або водні при $T = 1200\text{—}1240$ °C з витримкою 2 год та повільним охолодженням

з піччю. Пористість після спікання складала 14—24%. Встановлено наявність взаємодії карбідів хрому з основою, ефективність якої залежить від дисперсності карбідних включень [5]. Виявлено складні карбіди типу $(Cr, Fe)_3C_2$ та $(Cr, Fe)_7C_3$ з досить високим вмістом заліза. Дані матеріали з добавкою 15% Cr_3C_2 отримано також гарячою штамповкою при $T = 1150$ °C спечених при температурах 1000—1240 °C пресовок [6]. Пористість штамповок складала 5—6%, твердість після термообробки — 30—40 HRC.

Оптимізація технології одержання та термообробки нового типу карбідосталі із зміцненням карбідами хрому

В даній роботі карбідосталь з наповненням карбідами хрому отримували, використовуючи як вихідні матеріали порошки X30 виробництва Казенного заводу порошкової металургії та графіту. На початку досліджень проведено спектральний та хімічний аналізи порошку X30 у стані поставки. Порошок містить (% (мас.)): Cr — 29,2; O — 1,49; C — 0,38; N — 0,21; Si ~ 0,2; Mn \geq 0,1; Ni \leq 0,1; ост. — Fe (~68,3). Рентгенофазовий аналіз (в CuK_{α} -випромінюванні) вихідного порошку та одержаної карбідосталі представлений у табл. 1. Показано, що вихідний матеріал X30 має об'ємно центровану ґратку, тобто являє собою хромистий ферит з параметром ґратки $a_{X30} = 0,287$ нм. Дані вихідного порошку X30 в подальших дослідженнях використовували як контрольні.

Була підготовлена суміш порошків X30 та графіту для одержання карбідосталі з ~30% (мас.) Cr_3C_2 . Методом гарячого пресування тиском 2000 МПа при температурі 1200—1250 °C і витримці 10—20 хв одержано зразки карбідосталі, твердість яких складала 44—48 HRC. Контроль структури після кожного режиму гарячого пресування, а також термообробки здійснювали за допомогою рентгенофазового аналізу.

Матриця отриманого матеріалу частково зберігає об'ємно центровану ґратку. При температурі гарячого пресування 1200 °C та витримці 10 хв завдяки дифузії вуглецю, який насичує залізохромову матрицю, утворюється γ -фаза та карбід хрому Cr_3C_2 , про що свідчить поява відповідних ліній на рентгенограмі (табл. 1). Можна допустити наявність у зразках залишків вільного вуглецю, який неможливо виявити з-за низької інтенсивності його рентгенівських ліній, а також слідів карбіду хрому Cr_7C_3 . Найбільш інтенсивні лінії Cr_7C_3 майже співпадають з першими інтенсивними лініями γ - та α -фаз і перекриваються ними. При збільшенні температури і витримки (1200 °C, 20 хв та 1250 °C, 10 хв) лінії карбідів стають інтенсивнішими. Це означає, що більш повно проходить дифузія та процес їх синтезу.

Для матеріалу, отриманого при температурі 1200 °C і витримці 10 хв, був застосований додатковий дифузійний відпал по режиму: нагрів до 1100 °C з піччю, витримка 5 год, охолодження на повітрі (зразок був запаятий у кварцову ампулу з відкачкою вакууму до 10—1 Па). Твердість зросла до 52—55 HRC. З табл. 1 випливає, що після відпалу кількість та інтенсивність ліній карбідів на рентгенограмі ще збільшується. При цьому уширення рентгенівських ліній відповідно зменшується, що свідчить про зняття внутрішніх напружень в результаті відпалу. Підвищення твердості матеріалу, а також інтенсивності карбідних ліній можна пояснити виділенням вторинних карбідів.

Т а б л и ц я 1. Рентгенофазовий аналіз карбідосталі, отриманої за різних режимів гарячого пресування та після термообробки

| Номер лінії | 2θ , град | I | θ , град | d_{HKL} | Фаза (літературні дані d_{HKL}) |
|--|------------------|--------|-----------------|-----------|---|
| Вихідний порошок X30 | | | | | |
| 1 | 44,56 | д. с. | 22,28 | 2,0316 | α -Fe ($d_{110} = 2,0268$) |
| 2 | 64,94 | д. сл. | 32,47 | 1,4347 | α -Fe ($d_{200} = 1,4332$) |
| 3 | 82,12 | сл. | 41,06 | 1,1726 | α -Fe ($d_{211} = 1,1702$) |
| 4 | 98,7 | д. сл. | 49,35 | 1,0152 | α -Fe ($d_{220} = 1,0134$) |
| 5 | 116,12 | д. сл. | 58,06 | 0,9077 | α -Fe ($d_{310} = 0,9064$) |
| Гаряче пресування при $T = 1200$ °C, $\tau = 10$ хв | | | | | |
| 1 | 39,2 | д. сл. | 19,6 | 2,296 | Cr_3C_2 ($d_{211} = 2,30$; д. с.) |
| 2 | 43,4 | сл. | 21,7 | 2,0832 | γ -Fe ($d_{111} = 2,07$; д. с.) |
| 3 | 44,6 | д. с. | 22,3 | 2,0299 | α -Fe ($d_{110} = 2,0268$; д. с.) |
| 4 | 51 | д. сл. | 25,5 | 1,79 | γ -Fe ($d_{200} = 1,80$; сер.) |
| 5 | 65 | д. сл. | 32,5 | 1,4336 | α -Fe ($d_{200} = 1,4332$; д. сл.) |
| 6 | 82,2 | сл. | 41,1 | 1,1717 | α -Fe ($d_{211} = 1,1702$; сл.) |
| Гаряче пресування при $T = 1200$ °C, $\tau = 20$ хв | | | | | |
| 1 | 39,6 | д. сл. | 19,8 | 2,274 | Cr_3C_2 ($d_{211} = 2,30$; д. с.) |
| 2 | 43,05 | с. | 21,5 | 2,0995 | Cr_7C_3 ($d_{202} = 2,12$; сер.), γ -Fe ($d_{111} = 2,07$; д. с.) |
| 3 | 44,8 | д. с. | 22,38 | 2,023 | α -Fe ($d_{110} = 2,0268$; д. с.), Cr_7C_3 ($d_{421} = 2,04$; с.) |
| 4 | 50,4 | д. сл. | 25,2 | 1,809 | Cr_7C_3 ($d_{402} = 1,81$; сер.), γ -Fe ($d_{200} = 1,80$; сер.) |
| 5 | 82,27 | д. сл. | 41,13 | 1,1709 | α -Fe ($d_{211} = 1,1702$; сл.) |
| 6 | 83,4 | д. сл. | 41,7 | 1,158 | Cr_7C_3 (1,16; сер.) |
| Гаряче пресування при $T = 1250$ °C, $\tau = 10$ хв | | | | | |
| 1 | 39,5 | д. сл. | 19,7 | 2,285 | Cr_3C_2 ($d_{211} = 2,30$; д. с.) |
| 2 | 42,8 | с. | 21,4 | 2,111 | Cr_7C_3 ($d_{202} = 2,12$; сер.), γ -Fe ($d_{111} = 2,07$; д. с.) |
| 3 | 44,56 | д. с. | 22,28 | 2,0316 | α -Fe ($d_{110} = 2,0268$; д. с.), Cr_7C_3 ($d_{421} = 2,04$; с.) |
| 4 | 50,1 | д. сл. | 25,05 | 1,819 | Cr_7C_3 ($d_{402} = 1,81$; сер.), γ -Fe ($d_{200} = 1,80$; сер.) |
| 5 | 65 | д. сл. | 32,5 | 1,4336 | α -Fe ($d_{200} = 1,4332$; д. сл.) |
| Гаряче пресування при $T = 1200$ °C, $\tau = 10$ хв + відпал при 1100 °C, $\tau = 5$ год | | | | | |
| | 39,4 | сл. | 19,7 | 2,285 | Cr_3C_2 ($d_{211} = 2,30$; д. с.), Cr_7C_3 ($d_{411} = 2,30$; сл.) |
| 2 | 42,8 | сер. | 21,4 | 2,111 | Cr_7C_3 ($d_{202} = 2,12$; сер.) |
| 3 | 43,4 | д. с. | 21,7 | 2,0832 | γ -Fe ($d_{111} = 2,07$; д. с.) |
| 4 | 44,4 | д. с. | 22,2 | 2,039 | Cr_7C_3 ($d_{421} = 2,04$; с.), α -Fe ($d_{110} = 2,0268$; д. с.) |
| 5 | 50,4 | сер. | 25,2 | 1,809 | Cr_7C_3 ($d_{402} = 1,81$; сер.), γ -Fe ($d_{200} = 1,80$; сер.) |
| 6 | 65 | д. сл. | 32,5 | 1,4336 | α -Fe ($d_{200} = 1,4332$; д. сл.) |
| 7 | 74,4 | д. сл. | 37,2 | 1,274 | γ -Fe ($d_{311} = 1,26$; сл.) |

Дослідження структури одержаної карбідою сталі із зміцненням карбідами хрому

Мікροструктуру одержаного матеріалу вивчали методами світлової та растрової мікроскопії за допомогою світлового мікроскопу JENAFOT-2000, інвертованого металургійного мікроскопу MEIJI TECHNO IM7100, а також растрового електронного мікроаналізатора Superprobe-733. Результати досліджень показують, що структура після гарячого пресування даного виду карбідою сталі у залежності від температури та витримки мало відрізняється (рис. 1), так само, як не змінюється і загальна твердість. Структура складається переважно з ділянок карбідної евтектики. Присутній також аустеніт, що утворився навколо або на місці розчинених в основі включень графіту.

При зйомці зразків на растровому електронному мікроаналізаторі Superprobe-733 в режимі Conto і Cr-випромінюванні виявляється неоднорідність матеріалу по хрому (рис. 2). З-за низької розчинності вуглецю в α -фазі його дифузія не була б достатньо активною, якби не дефекти кристалічної ґратки, що виникають в процесі гарячої деформації. При пересиченні твердого розчину і відповідній температурі відбувається перебудова ґратки у γ -фазу, розчинність вуглецю в якій значно вище. Подальша його дифузія і, внаслідок цього, суттєве перенасичення викликають на початковій стадії утворення вищого карбіду хрому Cr_7C_3 . Оскільки цей карбід є термодинамічно нестійким при наявності в системі заліза та хрому, за більшої витримки або при дифузійному відпалі створюються умови його переходу у нижчий, більш стійкий карбід хрому Cr_7C_3 [7, 8].

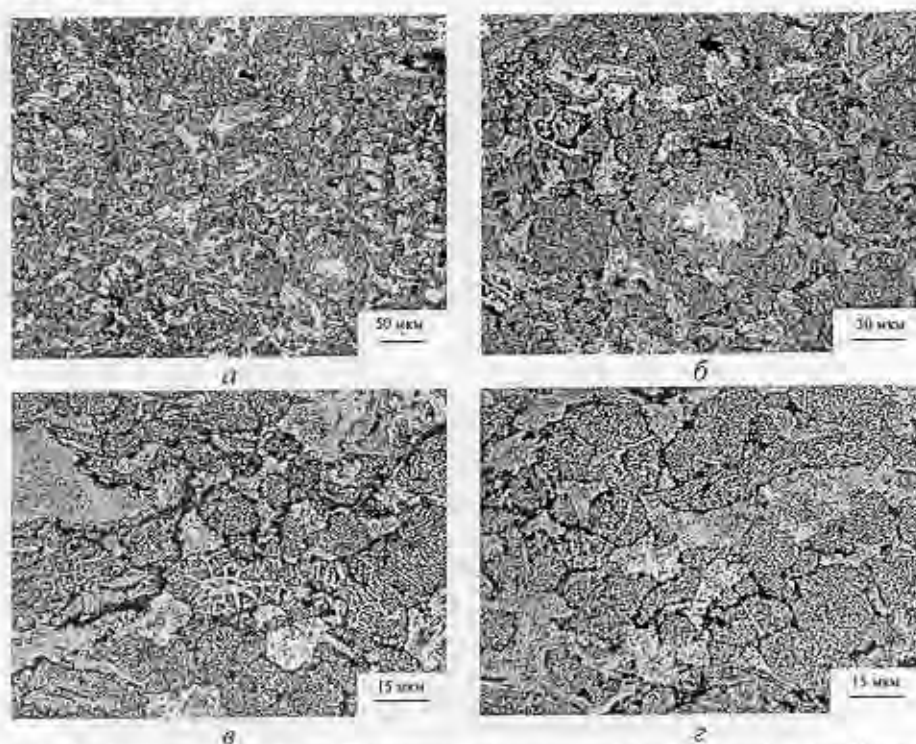


Рис. 1. Структура одержаної гарячим пресуванням карбідою сталі з карбідами хрому: а — $\times 250$; б — $\times 400$; в, з — $\times 800$.

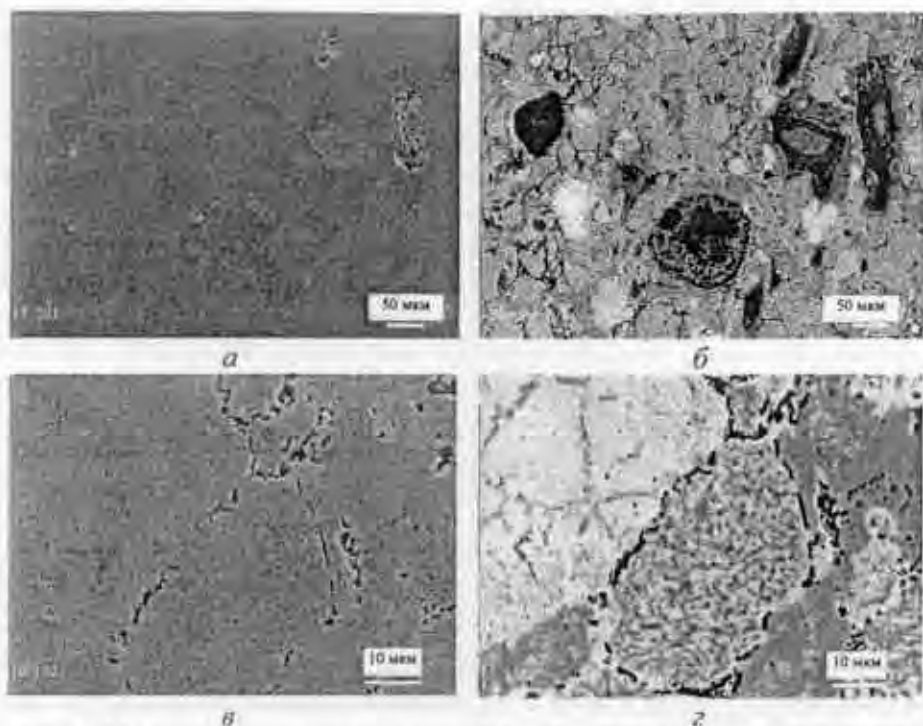


Рис. 2. Мікроаналіз структури одержаної карбідосталі з карбідами хрому: *a, в* — растрове електронне зображення; *б, г* — зйомка в режимі "Сотро".

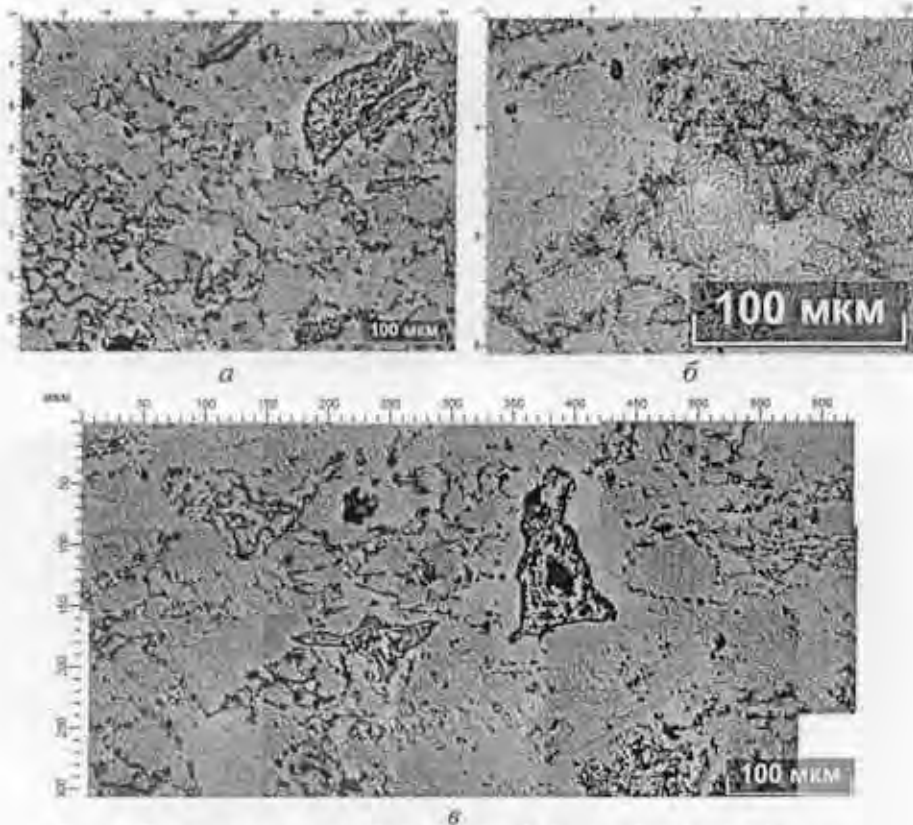


Рис. 3. Структура одержаної карбідосталі після дифузійного відпалу: *a* — $\times 250$; *б* — $\times 650$; *в* — панорама зразка карбідосталі ($\times 350$).

Після відпалу кількість та розміри карбідів збільшились, у карбідній евтектиці відбулась їх коагуляція (рис. 3). У ділянках аустеніту, збагачених вуглецем, утворюються вторинні дисперсні карбіди, що виділяються з пересиченого твердого розчину. Також в структурі можна спостерігати мартенсит. Таким чином, в результаті гарячого пресування у дослідному матеріалі формується досить складна гетерофазна структура завдяки одночасному проходженню процесів гарячої деформації, дифузії та синтезу карбідів.

Значення мікротвердості одержаного матеріалу представлені в табл. 2 і 3. Спостерігаються суттєві відхилення мікротвердості структурних складових, що пояснюються наявністю багатьох фаз та їх неоднорідністю. Так, у структурі присутні: карбідна евтектика з пластинчастими та зернистими карбідами хрому, високовуглецевий аустеніт з дисперсними виділеннями вторинних карбідів, α -фаза у вигляді ділянок мартенситу і прошарків хромистого фериту у карбідній евтектиці, а також залишки графіту.

В роботі [9] у модельному матеріалі, що одержували спіканням в вакуумі спресованої суміші порошків 30% Cr_3C_2 + 70% Fe, мікротвердість карбідної та металевої складових була відповідно 8000 і 4900 МПа. В отриманій нами карбідосталі за досить короткочасної ізотермічної

Т а б л и ц я 2. Значення мікротвердості карбідосталі після гарячого пресування

| Фаза | Номер виміру | D, мкм | $H_{\mu 100}$, МПа | HRC |
|---|--------------|--------|---------------------|------|
| Карбідна евтектика (біло-сіра фаза з дрібними витягнутими або округлими включеннями) (сер. $H_{\mu 100} = 6370$ МПа, 55,7 HRC) | 1 | 55 | 6810 | 57,5 |
| | 2 | 60 | 5720 | 52 |
| | 3 | 55 | 6810 | 57,5 |
| | 4 | 60 | 5720 | 52 |
| | 5 | 55 | 6810 | 57,5 |
| | 6 | 57 | 6340 | 55,5 |
| | 7 | 58 | 6130 | 54,5 |
| | 8 | 55 | 6810 | 57,5 |
| | 9 | 55 | 6810 | 57,5 |
| Карбіди та аустеніт з вторинними карбідами (біла фаза, прошарок навколо графітового включення) (сер. $H_{\mu 100} = 8074$ МПа, 61,8 HRC) | 1 | 46 | 9740 | 67 |
| | 2 | 47 | 9330 | 66 |
| | 3 | 51 | 7920 | 62 |
| | 4 | 55 | 6810 | 57,5 |
| | 5 | 56 | 6570 | 56,5 |
| Границя карбідної евтектики та аустеніту (сер. $H_{\mu 100} = 7570$ МПа, 60,5 HRC) | 1 | 50 | 8240 | 63 |
| | 2 | 52 | 7620 | 61 |
| | 3 | 55 | 6810 | 57,5 |
| Феритні прошарки (сіра фаза) (сер. $H_{\mu 100} = 4625$ МПа, 45 HRC) | 1 | 63 | 5190 | 48,5 |
| | 2 | 70 | 4200 | 43 |
| | 3 | 65 | 4880 | 47 |
| | 4 | 72 | 3980 | 41 |
| | 5 | 65 | 4880 | 47 |

Т а б л и ц я 3. Значення мікротвердості карбідосталі після відпалу

| Фаза | Номер виміру | D, мкм | $H_{\mu 100}$, МПа | HRC |
|---|--------------|--------|---------------------|------|
| Карбідна евтектика (рівномірна рожево-зеленкувата суміш з дрібними округлими або витягнутими включеннями) (сер. $H_{\mu 100} = 9660$ МПа, 67 HRC) | 1 | 50 | 8240 | 63 |
| | 2 | 47 | 9330 | 66 |
| | 3 | 48 | 9330 | 66 |
| | 4 | 45 | 10 200 | 68 |
| | 5 | 44 | 10 600 | 69 |
| | 6 | 49 | 8580 | 64 |
| | 7 | 44 | 10 600 | 69 |
| | 8 | 44 | 10 600 | 69 |
| | 9 | 45 | 10 200 | 68 |
| Хромовий ферит і мартенсит (зеленкувато-сіра фаза з окремими округлими включеннями та ділянками голчастої структури) (сер. $H_{\mu 100} = 7350$ МПа, 60 HRC) | 1 | 54 | 7070 | 58,5 |
| | 2 | 54 | 7070 | 58,5 |
| | 3 | 53 | 7340 | 60 |
| | 4 | 54 | 7070 | 58,5 |
| | 5 | 51 | 7920 | 62 |
| | 6 | 54 | 7070 | 58,5 |
| | 7 | 51 | 7920 | 62 |
| | 8 | 54 | 7070 | 58,5 |
| | 9 | 52 | 7620 | 61 |
| Карбіди (біла фаза навколо графітового включення) (сер. $H_{\mu 100} = 17145$ МПа, 78,5 HRC) | 1 | 37 | 15 050 | 76 |
| | 2 | 32 | 20 120 | 82 |
| | 3 | 34 | 17 820 | 79,5 |
| | 4 | 32 | 20 120 | 82 |
| | 5 | 37 | 15 050 | 76 |
| | 6 | 35 | 16 815 | 78,5 |
| | 7 | 37 | 15 050 | 76 |
| Аустеніт з вторинними карбідами (біла фаза з окремими округлими включеннями) (сер. $H_{\mu 100} = 12070$ МПа, 71,5 HRC) | 1 | 40 | 12 875 | 73 |
| | 2 | 43 | 11 100 | 70 |
| | 3 | 40 | 12 875 | 73 |
| | 4 | 41 | 12 250 | 72 |
| | 5 | 44 | 10 600 | 69 |
| | 6 | 40 | 12 875 | 73 |
| | 7 | 43 | 11 100 | 70 |
| | 8 | 40 | 12 875 | 73 |

витримки при гарячому пресуванні не проходить повністю дифузія та не досягається врівноважений стан між карбідною і металевою складовими. Тому в карбідній фазі, крім Cr_7C_3 , залишається також вищий карбід Cr_3C_2 , який не провзаємодіє з основою. Як відомо, карбід хрому Cr_3C_2 не має області гомогенності і практично не розчиняє в собі заліза, тому карбідна складова композита представляє собою вищий карбід та $(Cr, Fe)_7C_3$, в якому більше половини атомів хрому (до 60%) можуть бути заміщені атомами заліза, що призводить до деякого зниження твердості.

Після термообробки загальна твердість матеріалу підвищується, а також змінюється мікротвердість (табл. 3). Особливістю мікроструктури після термічної обробки є дисперсні вторинні карбіди (розміром менше 1 мкм), рівномірно розподілені у металевій матриці, які можна виявити тільки методами електронної мікроскопії [8]. Склад частинок карбідів за допомогою мікрозондового аналізу можна визначити, якщо їх розміри не менше ніж у 1,5 рази перевищуватимуть діаметр зонда. Тому вони підвищують мікротвердість металевої фази, а потрапляючи у пляму мікрозонду, завищують результати вимірів кількості хрому, заліза та вуглецю в ній. Таким чином, виділення вторинних карбідів мікронного розміру в структурі хромової карбідосталі проявляється у вигляді ефекту дисперсного зміцнення металевої основи, що розширює перспективи використання даного виду карбідосталі, наприклад для покриттів на деталі машин та механізмів.

Розміри первинних карбідів хрому, що утворилися в процесі одержання матеріалу, під час відпалу збільшуються за рахунок часткової перекристалізації вищого карбіду хрому Cr_3C_2 у Cr_7C_3 та розчинення атомів заліза в останньому і утворення складного карбіду $(Cr, Fe)_7C_3$. Стадії карбідних перетворень в ході дифузійного відпалу можна представити наступним чином: $Cr_3C_2 \rightarrow Cr_7C_3 \rightarrow (Cr, Fe)_7C_3$. Мікротвердість первинних карбідів при цьому змінюється від 20 до 15 ГПа в залежності від їх складу, зокрема від співвідношення хрому та заліза.

Аналіз міцностних властивостей одержаних карбідосталей в залежності від технологічних та структурних факторів

Для кінцевого вибору технологічних режимів одержання хромових карбідосталей, окрім структурних досліджень, був додатково проведений також термічний аналіз матеріалу після гарячого пресування при температурі 1200 °С і витримці 10 хв (рис. 4).

Порівняємо дані ВДТА (рис. 4) з квазібінарним розрізом $Fe-Cr_2C_3$ діаграми стану системи $Fe-Cr-C$ [5]. Видно, що одержаний матеріал має склад, близький до евтектичного. Плавлення його починається вже при

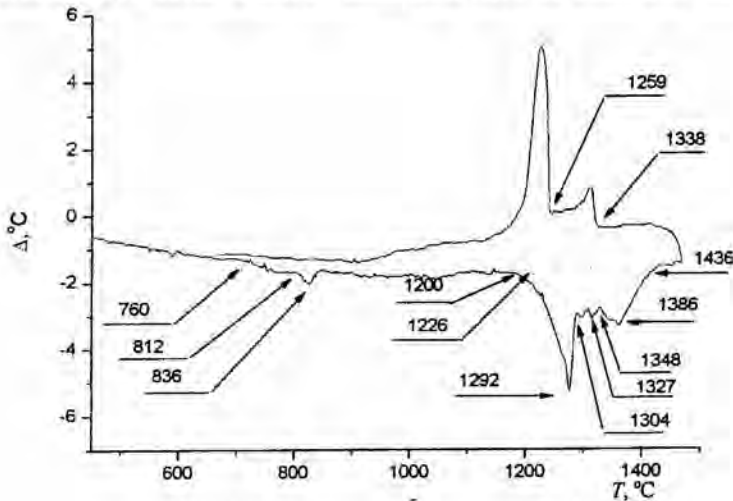


Рис. 4. Криві нагріву та охолодження, отримані при високо-температурному диференційному термічному аналізі хромової карбідосталі, що одержана гарячим пресуванням при $T = 1200$ °С і $\tau = 10$ хв.

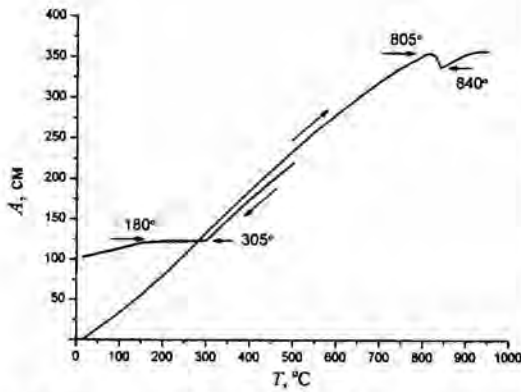


Рис. 5. Криві ділатометричного аналізу одержаної хромової карбідосталі.

температурах 1200—1225 °С. Криві плавлення та кристалізації свідчать про гетерофазність композита. Є дві окремі стадії плавлення: I — карбідної евтектики, що закінчується при 1290—1300 °С; II — металевої основи (починається при 1350 °С). Крім того, при плавленні між цими основними стадіями існують, щонайменше, ще два піки, які можуть означати присутність та розчинення різних карбідів хрому у рідкій фазі. Весь процес плавлення закінчується при 1435 °С. На відміну від плавлення, кристалізація має два більш чіткі піки, тому що завдяки дифузії у рідкій фазі відбулось вирівнювання складу.

Діаграма стану та крива нагріву ВДТА також показують, що в даному матеріалі відбувається фазове перетворення в твердому стані в області температур 750—850 °С, яке можна використовувати при термічній обробці для додаткового зміцнення одержаного матеріалу. Для уточнення температур фазового переходу були проведені також ділатометричні дослідження (рис. 5). Зразок карбідосталі нагрівали в печі ділатометра до 900 °С зі швидкістю 10 %/хв та охолоджували на повітрі з середньою швидкістю ≈ 100 %/хв. Виявлено, що в досліджуваному матеріалі температура початку $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення складає 805 °С, а закінчується воно при 840 °С. За прискореного охолодження відбувається гартування матриці отриманої карбідосталі, тобто проходить мартенситне перетворення в температурному інтервалі $M_n - M_k = 305 - 180$ °С.

Карбідосталі на основі системи Fe—Cr—C можуть бути відносно дешевими заміниками зносо- і корозійно-стійких матеріалів на основі нержавіючих сталей, а також твердих сплавів, що працюють в умовах абразивного зношування, сухого тертя чи обмеженої подачі змазки. Тому найбільш важливим було дослідити триботехнічні властивості отриманого матеріалу.

Випробовування на зносостійкість здійснювали по експресному методу, розробленому в ІПМ НАН України, за схемою вал—вкладиш без змазки. Зразок дослідного матеріалу — хромової карбідосталі, одержаної гарячим пресуванням при температурі 1200 °С і витримці 20 хв, зусиллям $P \approx 50$ Н притискався до контртіла з сталі 65Г. Тертя здійснювали при трьох швидкостях: 5, 10 і 15 м/с, шлях тертя складав 2 та 25 км. Зносостійкість оцінювали за коефіцієнтом тертя та втратою маси зразка на кілометр шляху. Одержані результати представлено в табл. 4 в порівнянні з контрольним зразком, яким в даному випробуванні був твердий сплав ВК8.

Результати випробувань (табл. 4) показали, що отримана хромова карбідосталь має досить високі триботехнічні характеристики, що перевищують по досліджуваним показникам твердий сплав ВК8. А коефіцієнти тертя карбідосталі на основі нержавіючої сталі X18H15 з 30% Cr₂C₃ та добавкою 5% MoS₂, що виконує роль твердої змазки, одержаної спіканням у вакуумі при 1220—1240 °С в роботі [5], складали 0,35—0,41.

Т а б л и ц я 4. Триботехнічні характеристики хромової карбідосталі, одержаної гарячим пресуванням при $T = 120\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 20\text{ хв}$

| Матеріал | Швидкість v , м/с | Шлях тертя l , км | Коефіцієнт тертя | Втрата маси, $\cdot 10^{-3}$ г/км |
|----------------------|---------------------|---------------------|------------------|-----------------------------------|
| Хромова карбідосталь | 5 | 2 | 0,36 | 0,875 |
| | 10 | 2 | 0,33 | 1,475 |
| | 15 | 25 | 0,32 | 0,556 |
| ВК8 | 15 | 25 | 0,36 | 0,575 |

Із зростанням швидкості обертання швидше відбувається приробітка пари і коефіцієнт тертя зменшується. При збільшенні шляху тертя також знижуються втрати маси в розрахунку на кілометр. В одержаній карбідосталі роль твердої змазки може виконувати графіт, що залишився в структурі та потрапив в зону тертя в процесі зношування матеріалу. При більш жорстких режимах тертя (високих швидкостях обертання) може також відбуватись деформаційне $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення матриці і додаткове зміцнення матеріалу, що підвищує його триботехнічні властивості.

Висновки

Одержано за простою технологією новий дешевий матеріал типу карбідосталі з високими зносостійкими властивостями. Карбідосталь має оптимальне співвідношення карбідної та металевої складових для отримання матрично-наповненої, а не карбідно-каркасної мікроструктури з рівномірним розподіленням дрібних карбідів, що забезпечує шаржування поверхні та знижує долю крихкого руйнування у зоні тертя. Цей матеріал характеризується відносно невисокою твердістю після одержання, що робить можливою його механічну обробку. В той же час він допускає термообробку з метою підвищення властивостей за рахунок карбідних та фазових перетворень.

Найбільш оптимальним режимом одержання хромової карбідосталі є гаряче пресування при температурі $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ з витримкою 15—20 хв, оскільки при більш високих температурах можлива поява великої кількості рідкої фази. Проте вказана температура та витримка не забезпечують в процесі отримання врівноваженого стану матеріалу, про що свідчать структурні дослідження. Тому для даного матеріалу необхідний дифузійний відпал, режим якого (температура і час) потребує уточнення та додаткових досліджень, так само як і кінцева зміцнююча термообробка — гартування з відпуском.

1. *Гуревич Ю. Г.* Карбидостали / Ю. Г. Гуревич, В. К. Нарва, Н. Р. Фраге. — М. : Металлургия, 1988. — 144 с.
2. *Шевченко О. М.* Карбидостали. Види и способы их получения (Обзор) // Современные проблемы физического материаловедения. — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2011. — Вып. 20. — С. 51—64.
3. *Драчинский А. С.* Структура и свойства высокопрочных композиционных материалов на основе стареющих железоникелевых сталей / [А. С. Драчинский, В. А. Маслюк, Ю. І. Самсонов, Г. Ф. Саржан, О. М. Шевченко] // Порошковая металлургия. — 2007. — № 7/8. — С. 28—34.
4. *Шевченко О. М.* Получение новых износостойких композиционных материалов типа карбидостали / [О. М. Шевченко, Е. И. Буженец, Н. Г. Палагута и др.] // Тез. докл. VI Междунар. конф. "Материалы и покрытия в

экстремальных условиях", 20—24 сентября 2010 г., Понизовка, АР Крым, Украина. — С. 176.

5. *Маслюк В. А.* Стойкие к износу и коррозии материалы типа карбидосталей с различными матрицами / В. А. Маслюк, С. Г. Напара-Волгина // Порошковая металлургия. — 1999. — № 9/10. — С. 108—114.
6. *Маслюк В. А.* Горячештампованные износостойкие порошковые материалы на основе нержавеющей сталей аустенитного класса / [В. А. Маслюк, С. Г. Напара-Волгина, Л. Н. Орлова и др.] // Там же. — 2006. — № 1/2. — С. 26—35.
7. *Власюк Р. З.* Растворение карбида Cr_3C_2 в железной матрице / [Р. З. Власюк, В. Б. Деймонтович, А. А. Мамонова, И. Д. Радомысльский] // Там же. — 1981. — № 10. — С. 26—30.
8. *Яковенко Р. В.* Растворение карбида хрома Cr_3C_2 в стали X17H2 при спекании / [Р. В. Яковенко, В. А. Маслюк, А. Н. Грипачевский, В. Б. Деймонтович] // Там же. — 2011. — № 3/4. — С. 75—83.
9. *Клименко В. Н.* Спекание, структурообразование и свойства порошковых материалов системы карбид хрома—железо / В. Н. Клименко, В. А. Маслюк, Ю. В. Самброс // Там же. — 1986. — № 8. — С. 39—44.

Создание хромовой карбидостали с повышенной износостойкостью

О. М. Шевченко, Е. И. Буженец, Г. А. Максимова,
Г. М. Молчановская

Получен новый тип износостойкого материала — карбидосталь с карбидами хрома по простой технологии. Исследованы особенности структурообразования в ходе горячего прессования и термообработки, обусловленные одновременными процессами деформации, диффузии и синтеза карбидов.

Ключевые слова: карбидосталь, карбиды хрома.

Creation of chromium carbide steel with increased wear-resistance

O. M. Shevchenko, E. I. Buzhenets, G. A. Maksimova,
G. M. Molchanovskaya

The new type of wearproof material — carbide steel with the chromium carbides is obtained by simple technology. The features of structure formation at hot-pressing and heat treatments were investigated, that occur due to the simultaneous processes of deformation, diffusion and carbides synthesis.

Keywords: carbide steel, chromium carbides.