

УДК 621.891 (045)

ЗАКОНОМІРНОСТІ ПРИПРАЦЮВАННЯ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ

Кіндрачук М. В., д-р техн. наук; Шевченко О. Л., ст. наук. співроб.; Перро Д. М., Подлесний В. В.

Національний авіаційний університет

int2080@ukr.net

Розглянуто результати досліджень процесу припрацювання сплавів на основі заліза зі структурою евтектичного типу. Запропоновано механізм і методи оптимізації припрацювання вуглецевих сталей і евтектичних сплавів.

Ключові слова: тертя, припрацювання, структура, евтектика, зношування.

The results of research running process iron-based alloys with eutectic structure type. A mechanism and optimization running methods carbon steels and eutectic alloys proposed.

Key words: friction, running process, structure, eutectic, wearing.

Сутність проблеми

Експлуатаційний час будь-якого вузла тертя складається з двох етапів: припрацювання і усталеного процесу. Етап припрацювання незначний за часом загального ресурсу вузла, однак він надзвичайно важливий, оскільки інтенсивність зношування на цьому етапі може багаторазово перевищувати інтенсивність зношування на стаціонарному відрізку.

Цей етап характеризується також нестабільним і низьким рівнем надійності і безпеки, тому допустимі режими експлуатації на ньому зазвичай обмежені.

Важливе завдання — зменшення впливу припрацювання на загальний трибопроцес.

Позитивний вплив евтектичних складових на триботехнічні властивості матеріалів відзначено в працях [1; 2], визначено оптимальний вміст евтектики на усталеному етапі для системи 12X18H9T-TiB₂. У цій статті наводяться результати дослідження впливу евтектик на процес припрацювання в системах 12X18H9T-TiB₂ і Fe-Fe₃C.

Припрацювання — це еволюційний процес зношування, у якому відбувається самочинний перехід трибосистеми від вихідного стану, що задається технологією, до усталеного, котрий визначається самим процесом. Показано [3], що експоненціальний процес переходить у гауссівський адитивного типу (рис. 1):

$$I(t) = (i_0 - i_x)T[1 - \exp(-t/T)] + i_x t.$$

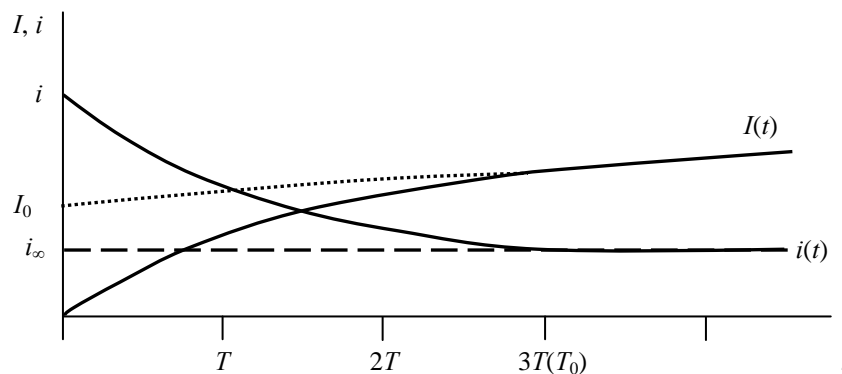


Рис. 1. Зношування $I(t)$ та інтенсивність зношування $i(t)$ на етапі припрацювання

Узагальнена похідна такого процесу, інтенсивність зношування експоненціально переходить від вихідного стану до гауссівського стаціонарного процесу з незмінними середніми і дисперсією

$$i(t) = (i_0 - i_x) \exp(-t/T) + i_x,$$

де $I(t)$ — зношування; $i(t) = dI/dt$ — інтенсивність зношування; i_0 та i_x — початкове і стаціонарне значення інтенсивності зношування; T — інтервал релаксації припрацювання.

Важливими характеристиками процесу є час припрацювання; як оцінку будемо брати $T_0 = 3T$

з точністю до 0,05; I_0 — зношування від процесу припрацювання, що визначали як проекцію лінії усталеного зношування на ординату $t = 0$; i_x — характеристика стаціонарного процесу інтенсивності зношування.

Методика дослідження

Евтектична тонкодіфференційована структура в системі 12X18H9T-TiB₂ формується кристалізацією з рідкої фази в досить широкому діапазоні швидкостей охолодження, від декількох градусів до декількох тисяч градусів за секунду (рис. 2).



Рис. 2. Мікроструктура евтектичного сплаву системи 12X18H9T–TiB₂, ×900

Литі зразки одержували з рідкої фази в електродуговій печі охолодженням на мідному водоохолоджуваному поді зі швидкістю охолодження 100 °С/с. Евтектика має 13 % дибориду титану; досліджували системи з 0, 4, 8, 13, 15 % TiB₂ у сталі 12X18H9T.

Евтектоїдна структура в системі Fe–Fe₃C формується під час перетворення аустеніту в перліт. Тонка пластинчаста структура перліту утворюється за досить повільного самочинного охолодження за кімнатної температури на повітрі.

Перліт містить 0,8 % С, що відповідає 12 % Fe₃C. Досліджували системи з 0; 3; 6; 12; 16 % Fe₃C. Зразки виготовляли зі стандартних сталей 45 та 78, охолоджених на повітрі відповідного складу, нагрівали до температури повного аустенітного перетворення, потім охолоджували в режимі нормалізації. У результаті одержували тонку феритно-перлітну структуру в доевтектоїдних і перліто-цементитну — в заевтектоїдних сталях.

Випробування в умовах сухого тертя проводили на установці [4]. Досліджували кільцеві зразки розмірами Ø30×Ø40×10 мм за швидкості ковзання 0,2 м/с і навантаження 2,5 МПа. Як констртіло використовували аналогічні зразки з жароміцного сплаву ЖС6К. Завершенням припрацювання вважали момент стабілізації сили тертя, випробування продовжували ще 100 м і вимірювали лінійне зношування. Далі зразок випробували в режимі встановленого тертя 3000 м. Відношення лінійного зношування на цій ділянці до шляху тертя брали як оцінку інтенсивності зношування i_{∞} , а проекцію лінії зношування на ординату $t = 0$ — як оцінку зношування від при-

працювання. Залежно від рівня дисперсії в кожній експериментальній точці проводили від трьох до шести дослідів.

Визначали середнє \bar{I}_0 і середньоквадратичне відхилення середнього σ_{I_0} :

$$\bar{I}_0 = \sum_i^n I / n;$$

$$\sigma_{I_0} = \sqrt{\sum_i^n (I_{ок} - \bar{I}_0)^2 / n(n-1)},$$

де n — кількість дослідів у точці.

Як оцінку дисперсії використовували коефіцієнт варіації, усереднений за всіма експериментальними точками:

$$\beta_{I_0} = \sum_{j=1}^n [(\sigma_{I_0})_j / \bar{I}_0] / n,$$

де n — кількість експериментальних точок.

Результати дослідження та їх обговорення

Результати експерименту графічно показано на рис. 3—5.

Очевидна подібність закономірностей зміни характеристик процесів для обох систем — як на етапі припрацювання, так і в режимі усталеного процесу. Проте на етапі припрацювання розбіжність систем значно істотніша, ніж в умовах усталеного процесу. Також більш диференційований на етапі припрацювання вплив умісту зміцнювальної фази. Це характерно для обох досліджених систем.

Особливо помітний вплив зміцнювальної фази в разі невеликих концентрацій (рис. 3). Час припрацювання в системі Fe–Fe₃C зменшується в 5—6 разів, причому основна частина прискорення припрацювання припадає на діапазон концентрації 0...6 % Fe₃C. У системі 12X18H9T–TiB₂ час припрацювання зменшується в три рази; і ця зміна відбувається більш повільно у всьому дослідженому діапазоні концентрації TiB₂.

Аналогічні закономірності зношування і від процесу припрацювання. При цьому вплив зміцнювальної фази виявляється здебільшого у доевтектичній області (рис. 4).

Кількісно знос від припрацювання в системі 12X18H9T–TiB₂ у всьому діапазоні концентрації зміцнювальної фази в 3—5 разів більший, ніж у системі Fe–Fe₃C. Причому в першій системі знос знижується у всій доевтектичній області, у другій же — здебільшого за концентрацій до 6 %.

Залежність інтенсивності усталеного зношування від концентрації зміцнювальної фази змінюється в набагато меншому діапазоні, ніж це відбувається на етапі припрацювання (рис. 5).

Як і на етапі припрацювання, стабілізація характеристик у системі 12X18H9T–TiB₂ відбувається за концентрації TiB₂ 13 %, а в системі Fe–Fe₃C — за концентрації Fe₃C 6 %.

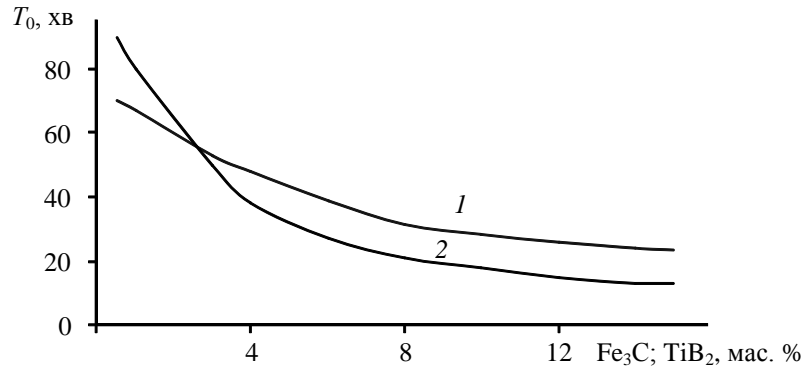


Рис. 3. Час припрацювання T_0 (хв):
1 — у системі 12X18H9T–TiB₂, $\beta_T = \pm 18$ %; 2 — у системі Fe–Fe₃C, $\beta_T = \pm 15$ %

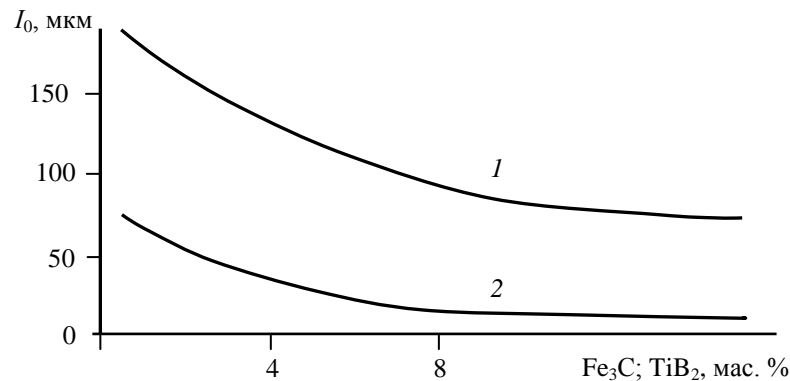


Рис. 4. Зношування I від процесу припрацювання:
1 — у системі 12X18H9T–TiB₂, $\beta_{I0} = \pm 15$ %; 2 — у системі Fe–Fe₃C, $\beta_{I0} = \pm 13$ %

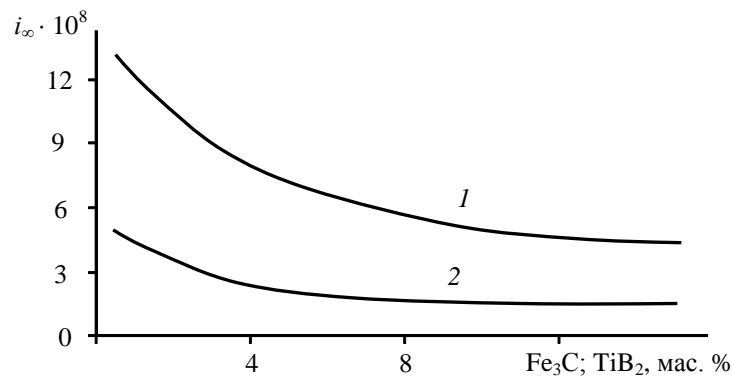


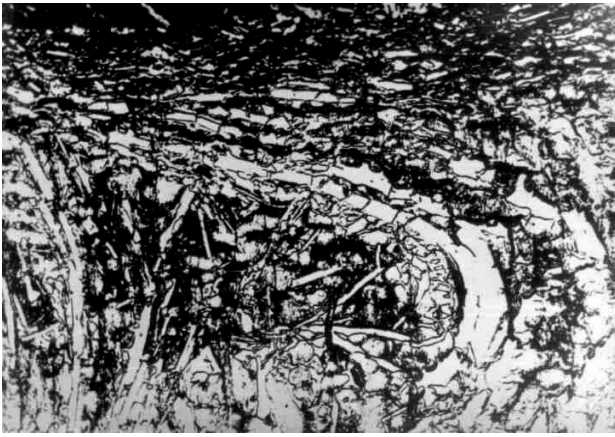
Рис. 5. Інтенсивність зношування:
1 — система 12X18H9T–TiB₂, $\beta_i = \pm 4$ %; 2 — система Fe–Fe₃C (0 % Fe₃C — армо-залізо;
3 % — сталь 25; 6 % — сталь 45; 12 % — У8; 15 % — У12), $\beta_i = \pm 6$ %

На етапі припрацювання здійснюється еволюційний процес переходу структури поверхневих шарів контактуючих матеріалів від вихідного стану, що задається технологією, до усталеного. При цьому на поверхні формуються трибоструктури, у яких локалізуються деформаційні процеси і фізико-хімічні перетворення. Для дослідження макро- і мікроструктури поверхонь і шарів, що прилягають до них, використовували методи оптичної мікроскопії зі збільшенням до тисячі разів, а також вимірювання мікротвердості. Склад продуктів зношування, а також поверхне-

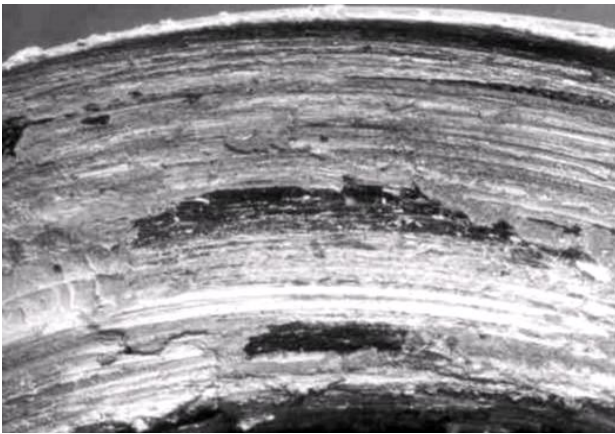
вих трибоструктур досліджували методами рентгеноструктурного аналізу.

В обох системах на етапі припрацювання відбувається деформація матеріалу, максимальне значення її в шарах, що прилягають до поверхні.

Глибина деформації максимальна в чистих металах, в армо-залізі вона досягає 300 мкм, а в 12X18H9T — 450 мкм. Зі збільшенням вмісту зміцнювальної фази глибина деформації зменшується і досягає в сплавах евтектичного складу 80...100 мкм в обох системах і такою залишається у сплавах заевтектичного складу (рис. 6, а).



а



б

Рис. 6. Мікроструктура евтектичного сплаву після тертя:

а — приповерхневий шар, $\times 750$;
б — поверхня тертя, $\times 100$

Процес деформації супроводжується диспергуванням мікроструктури і зміцненням матеріалу. У системі Fe—Fe₃C ферито-перлітна структура з розміром зерна 150...200 мкм у вихідному стані перетворюється на поверхні у ферито-цементитну суміш з елементами структури, меншими за 1 мкм. При цьому мікро- твердість збільшується від $H_{\mu} = 2,4$ ГПа до $H_{\mu} = 6$ ГПа за вмісту Fe₃C до 6 % і до $H_{\mu} = 8,5$ ГПа в системах із вмістом Fe₃C понад 6 %.

У системі 12X18H9T—TiB₂ у поверхневих шарах також формується високодисперсна суміш; мікротвердість чистої сталі зростає від $H_{\mu} = 4,2$ ГПа до $H_{\mu} = 8,5$ ГПа, а в евтектичних і заевтектичних сплавах до $H_{\mu} = 11$ –12 ГПа.

Максимально зміцнені ділянки не утворюють на поверхні тертя суцільного рівномірного шару, а «острівці» різних діаметрів і товщина мають загальну площу від тридцяти до шістдесяти відсотків поверхні тертя.

Вони чергуються з ділянками, утвореними шарами ультрадисперсних оксидів, що характеризуються надлишковою вільною енергією і тому мають досить міцний зв'язок між частинками та з поверхнею металу. Ці шари сприймають

певну частину зовнішнього навантаження, підвищуючи несучу здатність і зменшуючи знос. У звичайних умовах процес окиснювання в системі Fe—Fe₃C досягає помітної швидкості за температури понад 600 °С, а в системі 12X18H9T — відповідно понад 800 °С.

В умовах обмінного процесу під час тертя розірвані зв'язки активно взаємодіють з киснем повітря й окислювання відбувається вже за кімнатних температур (рис. 6, б).

Оксиди, що утворюються в контакті, перебувають в ультрадисперсному аморфізованому стані, не мають абразивних властивостей, а виконують функцію твердого мастила.

У системі Fe—Fe₃C утворюються оксиди Fe₃O₄ і Fe₂O₃, властивості яких не змінюються до температур 700 °С, що і визначає сталість коефіцієнта тертя в широкому температурному діапазоні.

Вміст оксидів у продуктах зношування збільшується, а металу, відповідно, зменшується в процесі припрацювання. На етапі усталеного процесу зношування відбувається у вигляді оксидів з невеликим вмістом високодисперсних металевих частинок.

У системі 12X18H9T—TiB₂ швидкість утворення оксидів значно нижча, а мастильні властивості суміші FeO, Cr₂O₃, B₂O₃, TiO₂ гірші, тому процес припрацювання цієї системи більш тривалий, а знос вищий як на етапі припрацювання, так і в умовах усталеного процесу. При цьому вміст металу в продуктах зношування значно вищий порівняно із системою Fe—Fe₃C.

Збільшення концентрації зміцнювальної фази в обох системах сприяє максимальному зміцненню і подрібненню структури, зменшенню деформації, ініціює фізико-хімічні перетворення в контакті й активізує процес припрацювання.

Для оптимізації процесу припрацювання етап диспергування і зміцнення вуглецевих сталей здійснюють гартуванням і наступним відпуском, отримуючи при цьому високодисперсну ферито-цементитну суміш.

При цьому час припрацювання і величина зносу, залежно від вмісту вуглецю, зменшуються в 2—4 рази, зносостійкість на стаціонарному відрізу зношування підвищується на 25...100 %.

Тонкодиференційовану структуру евтектичних сплавів отримують лазерною обробкою в режимі оплавлення [5].

Оброблений поверхневий шар має мікротвердість 1,1...1,2 ГПа, він слабо протравлюється (рис. 7).

Унаслідок лазерного впливу час припрацювання скорочується в 2 рази, величина зносу зменшується в 2,5—3 рази, зносостійкість на стаціонарному відрізу зношування підвищується на 50 %.

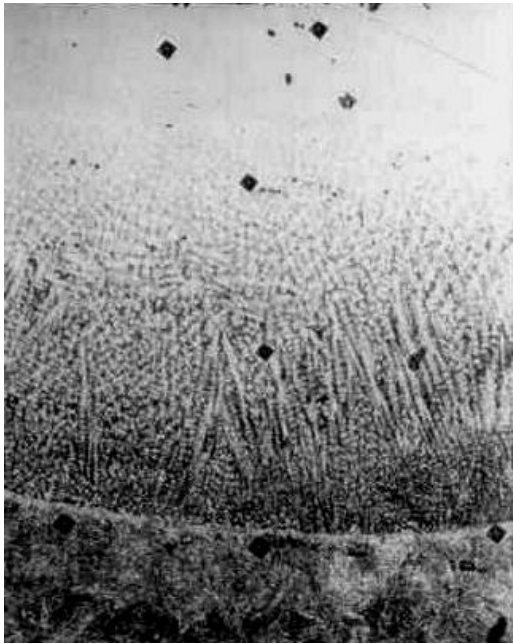


Рис. 7. Мікроструктура оплавленого лазером евтектичного покриття (основа сталь У8), $\times 500$

Висновки

У процесі припрацювання в обох системах евтектичного типу Fe—Fe₃C і 12X18H9T відбувається самочинний перехід структури від вихідного стану, що задається технологією, до усталеного. При цьому відбуваються деформація, диспергування структури, підвищується твердість і утворюються вторинні структури.

Величиною зношування та тривалістю припрацювання можна управляти фазовим складом і

твердістю сплавів, кількістю і дисперсністю зміцнювальних сполук.

Так, для сплавів системи Fe—Fe₃C, що піддаються гартуванню, можна рекомендувати гартування та наступний відпуск з утворенням дисперсної ферито-цементитної суміші. В евтектичних сплавах типу 12X18H9T—TiB₂ диспергування структури можна здійснювати обробкою концентрованими джерелами енергії.

ЛІТЕРАТУРА

1. Кіндрачук М. В. Термодинаміка окиснення і трибологічна оцінка евтектичних покриттів / М. В. Кіндрачук // ФХММ. — 1995. — №2. — С. 117 — 120.
2. Кіндрачук М. В. Структура та триботехнічні властивості дискретно оплавлених лазером плазмових покриттів / М. В. Кіндрачук, О. І. Дудка, В. М. Писаренко // Металознавство та обробка металів. — 1997. — №1. — С. 25 — 29.
3. Кульгавый Э. А. Триботехнические характеристики и их применение / Э. А. Кульгавый // Проблемы трибологии. — 2003. — №3. — С. 51 — 61.
4. Голего Н. Н. Установка для исследования процессов трения и изнашивания / Н. Н. Голего, Э. А. Кульгавый, В. В. Малышкин // Вопросы повышения надежности и долговечности узлов трения авиационной техники. — 1971. — Вып. 2. — С. 37 — 40.
5. Кіндрачук М. В. Формування зносостійких евтектичних покриттів концентрованими джерелами енергії / М. В. Кіндрачук, О. І. Дудка, Ю. Г. Сухенко, В. С. Черненко; за ред. М. В. Кіндрачука. — К. : ІЗМН, 1997. — 119 с.

Стаття надійшла до редакції 12.04.10.