

УДК 621.891

М. В. КИНДРАЧУК, І. А. ГУМЕНЮК, О. О. МІКОСЯНЧИК, В. В. ХАРЧЕНКО,
Є. П. КОСТЮК

Національний авіаційний університет, Україна

МЕХАНІЗМ ПРИПРАЦЮВАННЯ В ГЕТЕРОГЕННИХ ЕВТЕКТИЧНИХ СИСТЕМАХ

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: гетерогенна система, припрацювання, евтектика, дисперсність.

Завдання дослідження. 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. У зв'язку з цим зменшення впливу припрацювання на загальний трибопроцес – важливе завдання.

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 роботі 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 при цьому експоненціальний процес переходить у гауссівський адитивного типу (рис. 1):

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

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

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

де $I(t)$ – зношування; $i(t) = dI/dt$ – інтенсивність зношування; i_0 і i_∞ – 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_∞ – характеристика стаціонарного процесу інтенсивності зношування.

Методика дослідження. Евтектична тонкодиференційована 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).

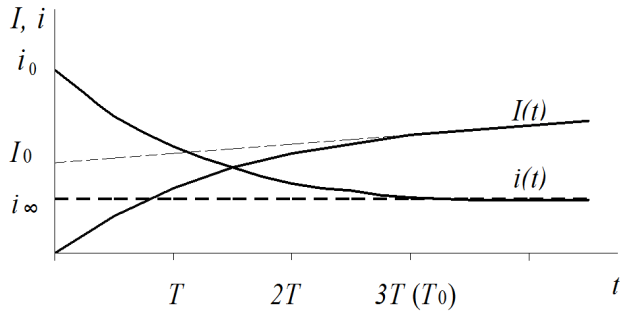


Рис. 1. Знос $I(t)$ та інтенсивність зношування $i(t)$ на етапі припрацювання

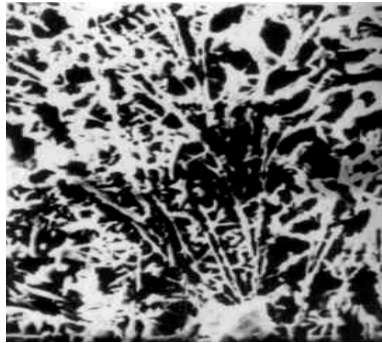


Рис. 2. Мікроструктура евтектичного сплаву системи 12X18H9T–TiB₂, ×900

Литі зразки одержували з рідкої фази в електродуговій печі охолодженням на мідному водоохолоджуваному поді зі швидкістю охолодження 100 °C/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 контртіло використовували аналогічні зразки з жароміцного сплаву ЖСБК. Закінченням 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 припрацювання. 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} :

$$\bar{I}_0 = \sum_i^n I / n ; \sigma_{I_0} = \sqrt{\sum_i^n (I_{0,k} - \bar{I}_0)^2 / n(n-1)} ,$$

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 показано графічно на рис. 3-5.

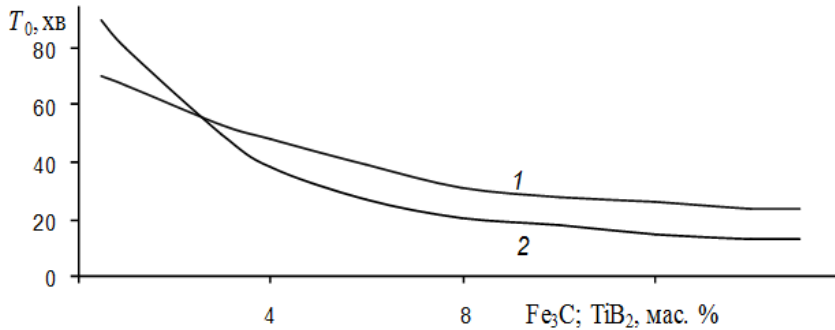


Рис. 3. Час припрацювання T_0 (хв): 1 – у системі 12X18H9T–TiB₂, $\beta_T = \pm 18\%$; 2 – у системі Fe–Fe₃C, $\beta_T = \pm 15\%$

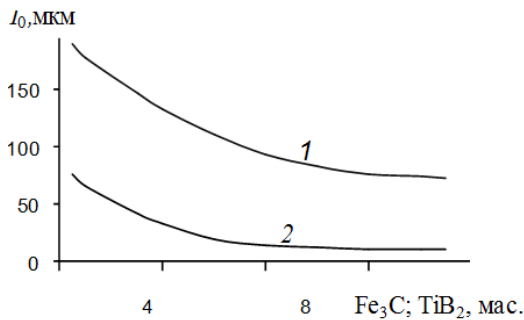


Рис. 4. Знос I від процесу припрацювання: 1 – у системі 12X18H9T–TiB₂, $\beta_{I_0} = \pm 15\%$; 2 – у системі Fe–Fe₃C, $\beta_{I_0} = \pm 13\%$

Очевидна подібність закономірностей зміни характеристик процесів для обох систем – як на етапі припрацювання, так і в режимі усталеного процесу. Однак 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 плавно у всьому дослідженому діапазоні концентрації TiB₂.

Аналогічні закономірності зношування і від процесу припрацювання. При цьому вплив зміцнювальної фази виявляється головним чином у доєвтектичній

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 %.

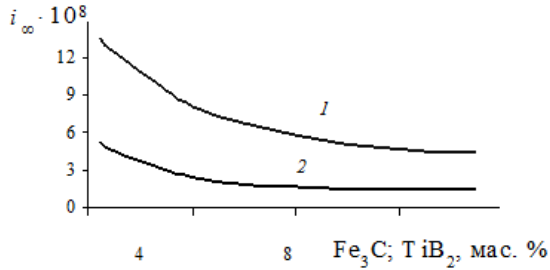


Рис. 5. Інтенсивність зношування: 1 – система 12X18H9T–TiB₂, $\beta_i = \pm 4$ %; 2 – система Fe–Fe₃C (0 % Fe₃C – армо-залізо; 3 % – сталь 25; 6 % – сталь 45; 12 % – У8; 15 % – У12), $\beta_r = \pm 6$ %

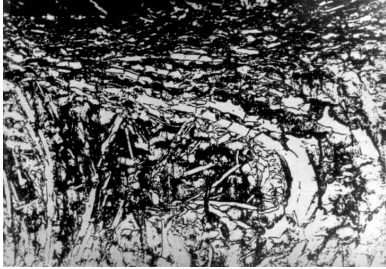
На етапі припрацювання здійснюється еволюційний процес переходу структури поверхневих шарів контактуючих матеріалів від вихідного стану, що задається технологією, до усталеного. При цьому на поверхні формуються трибоструктури, у яких локалізуються деформаційні процеси і фізико-хімічні перетворення. Для 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 поверхневих трибоструктур досліджували методами рентгеноструктурного аналізу.

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

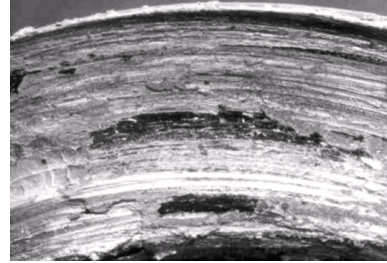
Глибина деформації максимальна в чистих металах, в армо-залізі вона досягає 300 мкм, а в 12X18H9T – 450 мкм. Зі збільшенням вмісту зміцнювальної фази глибина деформації зменшується і досягає в сплавах евтектичного складу 80 ... 100 мкм в обох системах і такою залишається у сплавах заевтектичного складу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

Процес деформації супроводжується диспергуванням мікро- структури і зміцненням матеріалу. У системі Fe–Fe₃C ферито-перлітна структура з розміром зерна 150 ... 200 мкм у вихідному стані перетворюється на поверхні у феритно-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 острі-вці різних діаметрів і товщина мають загальну площу від тридцяти до шістдеся-

ти 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.



а



б

Рис. 6. Мікроструктура евтектичного сплаву після тертя:
а – приповерхневий шар, $\times 750$; б – поверхня тертя, $\times 100$

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 умістом 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 феритно-цементитну суміш. При цьому час припрацювання і величина зносу, залежно від умісту вуглецю, зменшуються в 2 – 4 рази, зносостійкість на стаціонарному відрізьку зношування підвищується на 25 ... 100 %.

Відомо [5], що розмір елементів структури гетерогенних систем зменшується з ростом швидкості охолодження розплаву. Тому для дослідження впливу дисперсності на трибологічні властивості сплаву 12X18H9T отримували евтектики наплавленням струмами високої частоти (СВЧ), плазмою і лазером (рис. 7).

Швидкість охолодження і дисперсність ростуть в цьому ряду.

Результати експерименту показують, що при рівному вмісті TiB_2 триботехнічні характеристики поліпшуються із зростанням дисперсності. Інтенсивність зношування лазерних покриттів у три рази менше, а коефіцієнт тертя - в півтора порівнянні з литими сплавами.

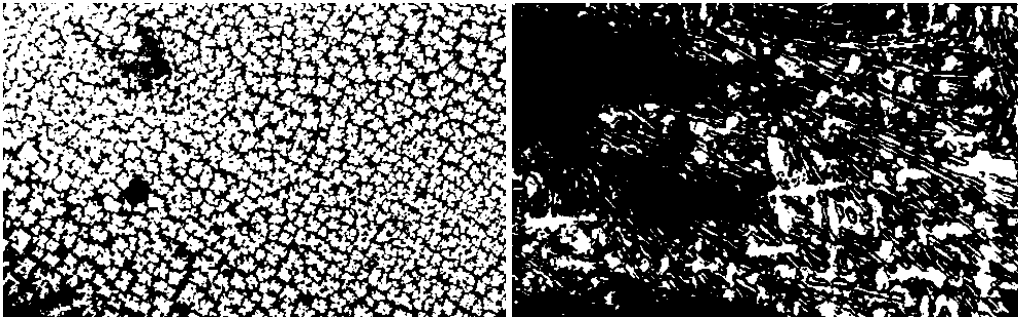


Рис. 7. Мікроструктура евтектичних сплавів, ($\times 500$):
a – наплавлення променем лазера; *б* – наплавлення СВЧ

Встановлений зв'язок триботехнічних характеристик визначається властивостями структур, що самоутворюються в контакті. Обмін зв'язків при відносному русі контактуючих поверхонь обов'язково супроводжується перенесенням речовини. При координаційній числі ГЦК кристалічної ґраток, рівному дванадцяти, поверхневі атоми мають із основою від 1 до 11 зв'язків, відповідно від 11 до 1 обірваних зв'язків, які формують надлишкову поверхневу енергію.

При зближенні твердих тіл і створенні навантаження зв'язки вступають у взаємодію з атомами контртіла, їх надлишкова енергія перетворюється в тепло, а штовхуючі сили зв'язків, що виникають компенсують зовнішнє навантаження. У трибологічному контакті, так само як і усередині твердого тіла, поверхневий атом може мати від 1 до 11 зв'язків з атомами контртіла. Якщо кількість зв'язків з контртілом перевищує кількість зв'язків з основою, то при відносному русі поверхонь цей атом переноситься на контртіло. Таким чином, в процесі ковзання відбувається постійне перенесення атомів з однієї поверхні на іншу. Енергія перенесених атомів порівнянна з енергією при температурі плавлення.

У процесі переносу активні атоми взаємодіють з молекулами повітря O_2 . При цьому існує ймовірність того, що високоенергетичний атом перенесеної речовини розщеплює молекули кисню утворюючи оксид.

Молекули, що утворилися надзвичайно активні; зменшуючи надлишкову вільну енергію вони взаємодіють із поверхнями й між собою, утворюючи кластери. В умовах флюктуючих силових і температурних полів відбувається подальший синтез, у процесі якого кластери об'єднуються в ультрадисперсні частинки. У нерівноважних умовах трибологічного контакту, у потоках енергії й речовин молекули, кластери і ультрадисперсні частинки окислів утворюють трибологічні структури дисипативного типу. Рушійною силою активної речовини в трибоструктурі є прагнення вільної енергії до мінімуму.

У трибологічній системі $12\text{X}18\text{H}9\text{T} + \text{TiB}_2$ - повітря – ЖС-6К трибологічну структуру формують окисли: Ti_2O_3 , TiO , TiO_2 , Cr_2O_3 , V_2O_5 , FeO , Fe_2O_3 , WO , MoO_2 [1].

Оксиди майже всіх елементів, що входять в трибосистему, а також високодисперсні частки сталі $12\text{X}18\text{H}9\text{T}$ і сплаву ЖС-6К спостерігалися в складі продуктів зношування.

Еволюційний процес формування трибоструктур починається з утворення зародків на включеннях TiB_2 , а потім поширюється по поверхні сплаву, поки не досягає стаціонарного стану.

У стаціонарному стані відбувається періодичне скидання частини трибоструктури у вигляді окислів, виникає безпосередній контакт виступаючих металевих ділянок та когезійне відділення високодисперсних частинок. У цей же час відбувається інтенсивне утворення окислів, поповнення і зростання трибоструктури й чергове скидання продуктів зношування.

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 зносу 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 феритно-цементитної суміші. В евтектичних сплавах типу 12X18H9T-TiB₂ диспергування структури можна здійснювати обробкою концентрованими джерелами енергії.

Список літератури

1. Кіндрачук М. В. Термодинаміка окислення 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. Трибологічні властивості плазмових покриттів з дисперсною структурою / М. В. Кіндрачук, Н. В. Іщук, В. В. Постернак // Проблемы трибологии. – 2003. – № 1. – С. 77 – 80.

*M. V. KINDRACHUK,**I. A. HUMENIUK,**O. O. MIKOSIANCHYK,**V. V. KHARCHENKO, Ye. P. KOSTIUK*

WEARING IN MECHANISV IN HETEROGENOUS EUTECTICUM SYSTEMS

The tribological system with diphasic heterogeneous alloy 1X18H9T-TiB₂ have been investigated. It is set that tribotechnical descriptions depend on properties of self-generated in the contact of tribostructures. Tribostructure arise up as a result a multy stage synthesis, the most favorable conditions for their forming and functioning are eutectic compositions in the highly dispersion state.

Keywords: heteroqeneous system, wearingq – in, eutecticum, deqree of dispersion.

Кіндрачук Мирослав Васильович – д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет, пр. Космонавта Комарова, 1, м. Київ, Україна, 03058, тел./факс: +38 044 406 77 73, E-mail: Kindrachuk@ukr.net.

Гуменюк Ігор Анатолійович – пошукач кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет, пр. Космонавта Комарова, 1, м. Київ, Україна, 03058.

Мікосянчик Оксана Олександрівна – канд. техн. наук, доцент кафедри безпеки життєдіяльності, Національний авіаційний університет, пр. Космонавта Комарова, 1, м. Київ, Україна, 03058, тел.: +38 044 406 78 91.

Харченко Володимир Володимирович – студент, Національний авіаційний університет, пр. Космонавта Комарова, 1, м. Київ, Україна, 03058.

Костюк Євгеній Павлович – студент, Національний авіаційний університет, пр. Космонавта Комарова, 1, м. Київ, Україна, 03058.