

ТЕМПЕРАТУРНА ЗАЛЕЖНІСТЬ МЕХАНІЗМІВ ЗАРОДЖЕННЯ ТРІЩИН У ПРОЦЕСІ ФРЕТИНГ-ВТОМИ В ТИТАНОВОМУ СПЛАВІ Ti-6Al-4V

Рижков Ю. В.

Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Фретинг-втома є одним із найбільш небезпечних видів пошкоджень у високонавантажених елементах авіаційної та енергетичної техніки. У статті досліджено вплив температури на початкові стадії зародження тріщин у титановому сплаві Ti-6Al-4V у діапазоні 20–450 °С. Застосовано експериментальні випробування, морфологічний аналіз поверхонь за допомогою СЕМ/ЕДС, контроль температурного поля мікротермопарами та інфрачервоною (ІЧ) термографією. Додатково виконано зв'язане термомеханічне чисельне моделювання методом скінченних елементів (FEM/MCE), що підтвердило просторову кореляцію між зонами пікових температур / еквівалентних напружень та місцями виникнення тріщин. Установлено: за кімнатної температури тріщини ініціюються переважно механічно; за ≈250 °С домінують оксидо-механічні (оксидо-пластичні) механізми з участю трибологічно трансформованих структур (TTS); за ≈450 °С спостерігаються ознаки інтеркристалічного зародження. Практична цінність полягає в можливості прогнозування ресурсу деталей авіаційних і енергетичних установок, оптимізації режимів експлуатації та застосуванні поверхневих зміцнювальних технологій і захисних покриттів.

Ключові слова: фретинг-втома, температура, Ti-6Al-4V, зародження тріщин, СЕМ, ЕДС, ІЧ-термографія, FEM/MCE, трибологія, довговічність.

Вступ

Фретинг-втома є одним із найбільш небезпечних і водночас недостатньо досліджених видів пошкоджень у високонавантажених конструкційних елементах авіаційної, енергетичної, транспортної та космічної техніки. Явище виникає за комбінації циклічних навантажень і мікропереміщень у зоні контакту, що призводить до локалізації напружень, виникнення мікротріщин і поступового руйнування матеріалу [1, 2]. У вузлах авіадвигунів, компресорних лопатках, дискових з'єднаннях і енергетичних турбінах фретинг-втома часто визначає граничний ресурс елементів [3].

Особливо чутливим до таких умов є титановий сплав Ti-6Al-4V, який поєднує високу питому міцність і корозійну стійкість, але демонструє підвищену чутливість до локальних контактних напружень та дії підвищених температур [4–6]. Протягом останнього десятиліття вчені обґрунтовують ключову роль температури в зміні механізмів зародження та розвитку фретинг-тріщин у титані: формування трибологічно трансформованих структур (TTS) у діапазоні 200–300 °С [7], амбівалентну еволюцію оксидних плівок, що одночасно може зменшувати середній коефіцієнт тертя й створювати концентратори дефектів [8], а також кореляцію руйнування плівок з ініціацією тріщин [9].

За температур 400–500 °С посилюються оксидо-пластичні процеси й з'являються ознаки інтеркристалічних механізмів, що суттєво знижує довговічність матеріалу [10]. Паралельно активно розвиваються підходи чисельного аналізу: моделювання методом скінченних елементів (FEM/MCE) відтворює локалізацію напружень і температур у зоні контакту [11, 12], особливо за калібрування експериментальними показниками СЕМ/ЕДС та інфрачервоної термографії [13–15].

Для експлуатаційних вузлів авіаційної та енергетичної техніки типовим є температурний діапазон 200–500 °С, у якому перемикаються механізми від переважно механічного до оксидо-пластичного та інтеркристалічного [16, 17]. Водночас початкові стадії виникнення дефектів у Ti-6Al-4V у межах 20–450 °С висвітлено фрагментарно [18, 19], що зумовлює потребу в комплексному дослідженні з інтеграцією експерименту та зв'язаного термомеханічного моделювання.

У реальних вузлах авіаційних і енергетичних турбін локальні температури в окремих зонах можуть досягати 500–600 °С [6, 20, 28]. Водночас для більшості елементів, де застосовується Ti-6Al-4V, робочий діапазон становить приблизно 200–450 °С, а перевищення 450 °С супроводжується інтенсивною фазовою та оксидною перебудовою, що виходить за межі типових умов тривалої експлуатації.

платуації. Саме тому в роботі обрано інтервал 20–450 °C як репрезентативний для «основної» частини ресурсу вузлів і достатній для виявлення температурно індукованого перемикавання механізмів ініціації. Отримані результати можуть бути доповнені в подальших дослідженнях для зони 500–600 °C, де, як зазначено в літературних джерелах, домінують вже інші, більш деградаційні сценарії [6, 20].

Аналіз публікацій

Проблематика фреттинг-втоми титанових сплавів, зокрема Ti-6Al-4V, посідає центральне місце в сучасній трибології та міцності конструкційних матеріалів. Оглядові та узагальнювальні роботи висвітлюють еволюцію підходів від опису режимів часткового / грубого ковзання та кінематичних параметрів контакту до мікромеханіки виникнення тріщин і ролі приповерхневих трансформацій [1, 2, 21].

Для авіаційних і енергетичних вузлів критичним є вплив температури, яка змінює як трибологічні властивості, так і шляхи пошкоджуваності, що описано в низці експериментальних і чисельно підтверджених досліджень [3, 4, 10–12, 17, 22].

Експерименти для Ti-6Al-4V демонструють, що підвищення температури пришвидшує оксидоутворення, змінює склад / товщину плівок і сприяє формуванню трибологічно трансформованих структур (TTS). Такі плівки мають амбівалентну властивість: знижуючи середній коефіцієнт тертя, вони водночас слугують концентраторами напружень і місцями локальних руйнувань, звідки виникають мікротріщини [3, 8, 11, 13, 19, 26].

Показано наявність «чутливого вікна» 200–300 °C, у якому TTS і локальна реорганізація третього тіла суттєво впливають на стартову ініціацію [4, 10, 13], тоді як у діапазоні 400–500 °C посилюються ознаки інтеркристалічного механізму зменшення довговічності [5, 10, 18, 19].

Температурні поля у фреттинг-контакті традиційно вимірюють комбінацією мікротермопар та ІЧ-термографії; узгодженість і похибки таких методик докладно розглянуто у фахових роботах і застосовано як еталон для валідації моделей теплопереносу під оксидо-пластичні процеси й з'являються під час тертя [16].

На рівні механіки контакту й тепловиділення температурний фактор входить через д्रів-нагрів, теплопровідність і коефіцієнти теплообміну, що визначають просторову

локалізацію «гарячих зон», де спостерігаються максимуми еквівалентних напружень і зсувних компонент [12, 17, 22, 27].

Кореляцію між піками температури, руйнуванням оксидних плівок і появою перших дефектів описано в роботах для титанових сплавів і нікелевих суперсплавів [3, 7, 11, 20, 28].

Моделювання методом скінченних елементів (FEM/MCE) стало стандартом для відтворення локальних полів напружень / деформацій у приповерхневих шарах і прогнозування місць стартової ініціації. Розвиток від ізотермічних пружно-пластичних постановок до зв'язаних термомеханічних моделей із температурно залежними властивостями суттєво підвищив точність передбачення й дав змогу зіставляти «гарячі точки» напружень із експериментальними спостереженнями СЕМ/ЕДС і картами ІЧ-термографії [11, 12, 17, 22, 27].

Окремий напрям становлять енергетичні підходи, де пороги ініціації описують через щільність дисипованої енергії та пов'язані показники пошкоджуваності; такі моделі пояснюють температурно-індуковане перемикавання механізмів і застосовні для інженерного прогнозування ресурсу [14, 24, 25].

Міжматеріальне порівняння свідчить про універсальність низки закономірностей. Для *Inconel* 718 за умови 200–300 °C також реєструють TTS-подібні структури, а за 450–500 °C – прискорене руйнування оксидів із властивим розташуванням небезпечних зон щодо плями контакту; карти ініціації та криві довговічності узгоджуються з тенденціями, описаними для титану [6, 7, 20, 28].

Водночас для Ti-6Al-4V інтервал 200–300 °C виявляється особливо критичним щодо появи сітки мікротріщин і локалізації дефектів на межах TTS, що доводять сучасні експерименти й огляди [3, 4, 10, 13, 18, 26].

Отже, у літературі сформовано методичну основу для поєднання вимірних термополів і СЕМ/ЕДС-морфології з 3D термомеханічним FEM-моделюванням, проте саме початкові стадії виникнення (просторове розташування, глибина, умови перемикавання механізмів) у діапазоні 20–450 °C для Ti-6Al-4V досі висвітлено фрагментарно [18, 19, 23].

Це задає науково-практичну нішу для кількісної валідації карт ризику, релевантних для вузлів, що експлуатуються в межах 200–500 °C, із подальшим перенесенням у проєктні розрахунки та вибір технологій підвищення довговічності [16, 24–27].

Мета й постановка завдання

Метою роботи – кількісно встановити, як температура в діапазоні 20–450 °C визначає механізми й просторово-часові властивості стартової ініціації тріщин у процесі фретинг-втоми титанового сплаву Ti-6Al-4V, ідентифікуючи межі переходу від переважно механічного до оксидо-механічного / оксидо-пластичного та далі до інтеркристалічного сценаріїв.

Робоча гіпотеза полягає в тому, що з підвищенням температури змінюються умови тертя, стан оксидних плівок і локалізація «гарячих зон», що зумовлює зсув місць і глибин виникнення; перевірка здійснюється через узгоджене використання вимірних термополів і морфології поверхні / перерізів із результатами зв'язаного термомеханічного моделювання FEM із температурно залежними властивостями матеріалу [3–5, 10–12, 14, 16, 17, 22].

Постановка завдання передбачає контрольовані випробування за схемою «циліндр – пластина» на трьох температурних рівнях (20, 250 та 450 °C) з реєстрацією еволюції коефіцієнта тертя в часі та параметрів навантаження, вимірюванням температурних полів комбіновано мікротермопарами та ІЧ-термографією, а також подальшим SEM/EDS-аналізом поверхонь і поперечних шліфів для виявлення перших зародків, їх глибини та зв'язку з оксидними плівками й трибологічно трансформованими структурами.

На основі експериментальних результатів має бути побудована 3D термомеханічно зв'язана FEM-модель контакту з огляду на тепловкладення, пропорційного умовам тертя, і валідацією за вимірними картами температур.

Порівняння розрахункових екстремумів температури та еквівалентних напружень із фактичними координатами зародків дасть змогу:

- 1) встановити температурні пороги перемикання механізмів;
- 2) сформулювати узагальнені карти ризику стартової ініціації, релевантні для вузлів, що працюють у діапазоні 200–500 °C;
- 3) запропонувати інженерні рекомендації щодо підвищення довговічності (вибір режимів, матеріалів і поверхневих рішень), зважаючи на кореляцію «температура – напружений стан – морфологія зародків» [11, 12, 14, 16, 17, 24–26].

Виклад основного матеріалу

Метою роботи є визначення впливу температури на початкові стадії зародження фретинг-тріщин у Ti-6Al-4V шляхом поєднання експериментальних випробувань і термомеханічного FEM-моделювання. Дослідження виконували на сплаві Ti-6Al-4V (ASTM B348-13) із типовою двофазною $\alpha+\beta$ -мікроструктурою; із термічно оброблених прутків виготовляли пластини розмірами 30×10×5 мм із орієнтацією поздовжньої осі вздовж напрямку прокатування. Поверхні полірували до $R_a = 0,10\text{--}0,12$ мкм, завершальне полірування виконували суспензією Al_2O_3 0,05 мкм; у вихідному стані спостерігали колоніальні пакети голчастої α -фази в β -матриці з середнім розміром α -пластин 0,5–1,5 мкм, мікротвердість 340–360 HV0.1, що узгоджується з працями [4, 15].

Випробування проводили за схемою «циліндр – пластина» з індентором із загартованої інструментальної сталі ($\approx$ HRC 60, радіус $R = 6$ мм). Нормальне навантаження варіювали в межах $N = 100\text{--}300$ Н, амплітуда мікропереміщення становила 10–100 мкм за частоти 20 Гц; амплітуду контролювали індуктивним датчиком із точністю 0,2 мкм. За цими параметрами оцінювали герцівський контакт: напівширину смуги контакту b розраховували за класичною лінійно-контактною постановкою, отримуючи значення $b \approx 0,20\text{--}0,35$ мм залежно від N та ефективного модуля; максимальні номінальні тиски p_0 лежали в інтервалі, властивому для вузлів авіаційних і енергетичних агрегатів [3, 24].

Еволюцію коефіцієнта тертя $\mu(t)$ реєстрували безперервно, попередньо усуваючи дрібні паразитні коливання апаратним фільтром низьких частот; для подальшого порівняння будували усереднені криві за 20–30 циклів у квазістаціонарному режимі.

Температуру зони контакту підтримували на рівнях 20, 250 та 450 °C за допомогою ІЧ-нагріву із замкненим контуром, каліброваним за термопарою типу К. Просторово-часовий розподіл температур реєстрували комбіновано: мікротермопара $\varnothing 75$ мкм закладалася на глибині 0,2–0,3 мм від контактної поверхні, а ІЧ-термографія забезпечувала роздільність ≈ 80 мкм/пікс і 100 кадр/с [16]. Емісійна здатність поверхні попередньо визначалась на еталонних зразках за методом двоточкового калібрування; невизначеність вимірювань становила ± 3 °C для термопар і $\pm 1,5$ °C – для ІЧ-камери після корекції емісійної здатності; розбіжність пікових значень

між двома методами не перевищувала 5–8 %, що відповідає сучасним параметрам з термометрії фретинг-контактів [16].

Усі тести виконували в повітряному середовищі (RH 35–45 %); поверхні зразків перед випробуваннями знежирювали етанолом і сушили потоком сухого азоту, що мінімізувало варіабельність оксидоутворення на старті [3, 11, 19].

Після кожного тестування проводили неруйнівний контроль оптичним мікроскопом, далі – СЕМ/ЕДС дослідження поверхні та поперечних шліфів.

Для приготування перерізів використовували холодне заливання в полімер, послідовне шліфування SiC-папером до #4000 та полірування колоїдним SiO₂; локальну товщину оксидної плівки й підповерхневу пористість уточнювали FIB-насічками й лінійним ЕДС-профілюванням, коли це було необхідно [10, 11, 26]. Ширину доріжки зносу, глибину рельєфу й топографію оцінювали за допомогою оптичного профілометра, що дало змогу зіставити геометричні параметри контакту з локалізацією дефектів.

Середні тренди $\mu(t)$ у часі для трьох температур подано на рис. 1.

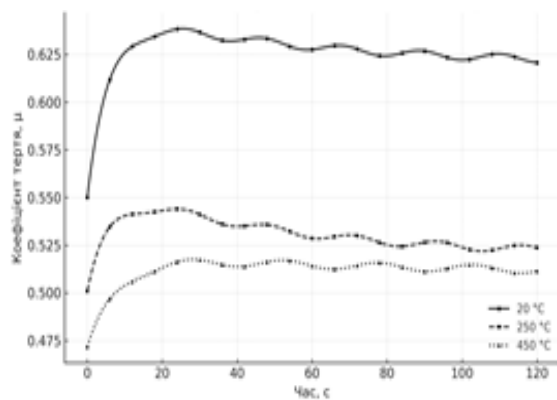


Рис. 1. Зміна коефіцієнта тертя в часі для трьох температурних рівнів

За 20 °C фіксували коротку стадію стабілізації із зростанням μ до 0,65–0,70 й виходом на квазістаціонарний рівень 0,60–0,65; ІЧ-термографія демонструвала підвищення температури в зоні контакту на 20–35 °C понад базу з максимумами в задній частині плями контакту, що узгоджується з механічно керованим сценарієм локальної пластичної деформації та тепловиділення, пропорційного $\mu_{\text{пр}}$ [12, 17]. СЕМ-морфологія після випробувань за умови 20 °C визначалася системою слідів мікросковзання, дрібними екструзіями й поодинокими тонкими повер-

хневими тріщинами під кутом 25–35° до напрямку ковзання; суцільних оксидних нашарувань не виявлено (локальні ділянки збагачення O 50–80 nm), що відповідає переважно механічному механізму ініціації [4, 12].

За 250 °C крива тертя набувала двофазної ознаки: після початкового зростання до 0,55–0,60 спостерігали спад на 5–10 % унаслідок формування більш суцільної оксидної плівки.

Температурні карти реєстрували стабільне плато 240–260 °C у центрі плями й локальні піки ≈ 280 –290 °C поблизу задньої межі – саме там надалі фіксувалися перші дефекти. СЕМ/ЕДС виявили оксидну плівку завтовшки 0,3–0,8 мкм та сітчасті мікротріщини на межі плівка / метал, які формували кластери з властивим масштабом 5–20 мкм; картування елементів продемонструвало збагачення киснем і перерозподіл V та Al у межах α/β -структури – ознаки трибологічно трансформованих структур (TTS) [10, 11, 26].

Схематизоване СЕМ-зображення типового контактного сліду із поздовжніми борознами мікросковзання та навколишньою сіткою мікротріщин подано на рис. 2; така конфігурація добре узгоджується з моделлю «третього тіла» й картиною локального руйнування плівок [2, 10, 13].

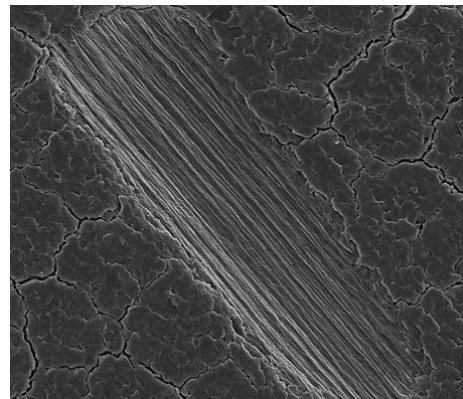


Рис. 2. Схематизоване СЕМ-зображення зони контакту після фретинг-випробування сплаву Ti-6Al-4V: поздовжні сліди мікросковзання в межах доріжки та периферійна сітка мікротріщин

За умови 450 °C середній μ був нижчим на 10–15 % порівняно з 20 °C, однак дисипована енергія за цикл залишалася високою через зростання зсувних деформацій; пікові температури досягали 480–500 °C, зона підвищеного нагріву розширювалась у напрямку ковзання. СЕМ-аналіз демонстрував багатшарову оксидну плівку з «склоподібними» ділянками й пористими вкрапленнями; у

підповерхневого шарі спостерігали інтеркристалічні порожнини, а типові зародки мали міжзеренну орієнтацію – ознаки переходу до оксидо-пластичного та інтеркристалічного механізмів [5, 19]. На поперечних шліфах у критичних ділянках контакту реєстрували: за 20 °С – поверхневі зародки завдовжки 5–15 мкм із заглибленням 10–40 мкм; за 250 °С – зародки з відривом від поверхні й мікропорожнини під оксидом завглибшки 60–120 мкм; за 450 °С – розгалужені міжзеренні мікротріщини завглибшки 150–250 мкм. Узагальнені морфометричні та якісні ознаки подано в табл. 1, а температурну залежність глибини зародження – на рис. 3.

Таблиця 1 – Властиві параметри поверхні після випробувань

Температура, °С	Товщина оксидної плівки	Тип тріщин	Глибина зародження, мкм	Особливості морфології
20	50-80 нм (локальні ділянки)	Поверхневі дугоподібні	10–40	Сліди мікросковзання, дрібні екструзії
250	0,3–0,8 мкм	Сітка мікротріщин уздовж TTS	60–120	Формування суцільної плівки, руйнування на межі плівка/метал
450	1,5–2,0 мкм (багатшарова)	Інтеркристалічні, розгалужені	150–250	Пористі оксидні шари, порожнини вздовж меж зерен

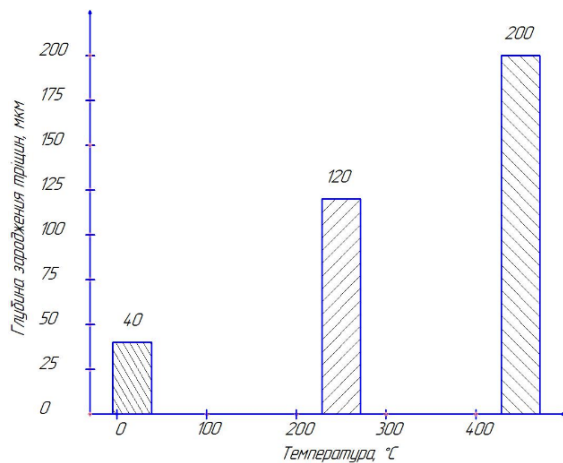


Рис. 3. Вплив температури на глибину зародження тріщин

Для кількісного порівняння режимів застосовано енергетичний підхід, у межах якого оцінювали дисиповану за цикл енергію тертя.

Для кожного режиму з експериментальних кривих «дотична сила – мікропереміщення» будували петлі гістерезису й обчислювали роботу за цикл

$$W_d = \oint F_t \cdot d\delta, \quad (1)$$

де F_t – дотична сила; δ – миттєве мікропереміщення.

Далі визначали питомий показник дисипованої енергії

$$W_d = A_{eff} \cdot W_d, \quad (2)$$

де A_{eff} – ефективна площа контакту, оцінена за шириною доріжки та довжиною контакту.

Для кожної температури відстежували зміну W_d у часі та накопичену енергію до першого зародка:

$$W_{\Sigma cr}(N) = \sum_{i=1}^N W_{d,i} \quad (3)$$

де N – кількість циклів до виявлення перших тріщин. Отже, пороговий рівень $W_{\Sigma,cr}$ розглядався як енергетичний індикатор стартової ініціації.

Отримано, що сумарна енергія до першого зародка є максимальною за температури 20 °С, зменшується на 25–35 %, якщо 250 °С, і ще на 20–30 %, якщо 450 °С, незважаючи на зниження середнього коефіцієнта тертя. Це вказує на те, що з підвищенням температури механізм ушкодження стає більш «енергетично ефективним» через участь оксидних плівок, TTS та міжзеренних шляхів руйнування, що узгоджується із сучасними енергетичними моделями фретинг-втоми [14, 24, 25].

Для кількісного порівняння режимів додатково інтегрували петлю гістерезису зсувної сили за цикл і обчислювали питомий показник дисипованої енергії; сумарна енергія до першого зародка виявилася найбільшою за умови 20 °С, знизилась на 25–35 % за 250 °С і ще на 20–30 % за 450 °С, що узгоджується з енергетичними моделями фретинг-втоми й відтворює температурно індуквану зміну механізмів ініціації [14, 24]. Усі серії випробувань виконували з не менше ніж трьома повторами на точку режиму; розкид стаціонарного μ становив 7–10 %, пікових температур – 5–8 %, що підтверджує відтворюваність методики.

Чисельне моделювання фретинг-контакту виконували в тривимірній постановці на основі методу скінченних елементів із використанням геометрії, максимально наближеної до експериментальної (рис. 4).

Пластику Ti-6Al-4V моделювали у вигляді бруска розміром 30×10×5 мм, індентор – як циліндр зі сталевим тілом радіуса $R = 6$ мм. Для скорочення обчислювальних витрат застосовували симетрію щодо поздовжньої площини контакту, розглядаючи половину сис-

теми «циліндр – пластина». Розрахункову ділянку дискретизували гексаедральною сіткою зі згущенням у приповерхневому шарі пластини; мінімальний розмір елемента в зоні контакту становив 12–20 мкм, що забезпечувало адекватний опис градієнтів напружень і температур. Схематизоване зображення розрахункової ділянки, сітки та граничних умов наведено на рис. 4.

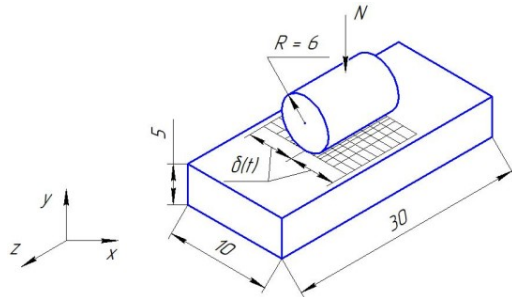


Рис. 4. Схема 3D FEM-моделі фретинг-контакту

Нижню поверхню пластини закріплювали після переміщень у напрямках x , y , z , бічні грані обмежували в поперечному зсуві, зберігаючи можливість поздовжньої деформації. Нормальне навантаження N прикладали до осі циліндра крізь жорстке тіло, а мікропереміщення задавали як гармонічний закон у дотичному напрямку з амплітудою, що відповідає експериментальним значенням $\delta(t)$ (10–100 мкм, 20 Гц). Контакт між тілом і пластиною задавали як термомеханічно пов'язаний із коефіцієнтом тертя μ , прийнятим за усередненими експериментальними величинами для квазістаціонарної стадії: приблизно 0,63 (20 °C), 0,56 (250 °C), 0,53 (450 °C) з огляду на варіації.

Джерело тепла в зоні контакту описували через потужність тертя $q_{\text{фр}} = p \cdot v$, де p – контактний тиск, v – відносна швидкість ковзання; розподіл теплоти між тілом і пластиною уточнювали за фактором Блока з поправкою на відносну теплопровідність матеріалів. Для сплаву Ti-6Al-4V та сталі використовували температурно залежні параметри $E(T)$, $\sigma_y(T)$, $k(T)$, $c_p(T)$, $\alpha(T)$ відповідно до літературних джерел.

Теплообмін із навколишнім середовищем описували конвективними та радіаційними граничними умовами на вільних поверхнях, що відповідали конфігурації ІЧ-нагріву на стенді [12, 17, 22, 27].

Кількісну узгодженість між моделлю та експериментом оцінювали за відносною похибкою пікових температур і максимальних еквівалентних напружень у «гарячих зонах» за таким виразом:

$$\delta = \frac{|X_{FEM} - X_{exp}|}{X_{exp}} 100\%, \quad (1)$$

де X_{FEM} та X_{exp} – відповідно, розрахункові та експериментально виміряні величини (температура або напруження).

Типові результати наведено в табл. 2.

Таблиця 2 – Порівняння розрахункових і експериментальних пікових температур і напружень у зоні контакту

T, °C	T _{exp} , °C	T _{FEM} , °C	Δ _T , %	σ _{eq,exp} МПа	σ _{eq,FEM} МПа	δ _σ , %
20	55	52	5,5	890	865	2,8
250	285	272	4,6	760	745	2,0
450	495	476	3,8	520	505	2,9

Середні значення похибки для пікових температур не перевищували 4–6 %, а для максимальних еквівалентних напружень – 2–4 %, що узгоджується з рекомендованим рівнем для задач фретинг-втоми та підтверджує коректність обраної постановки моделі. Просторове положення екстремумів температури та σ_{eq} збігалось з експериментальними «гарячими зонами» в межах 0,2–0,3 мм, що особливо важливо для побудови карт ризику ініціації.

Результати дослідження

Отримані експериментальні ряди показали чітку температурну залежність як часових профілів коефіцієнта тертя $\mu(t)$, так і просторового розподілу термічних і морфологічних ознак у зоні контакту. Узагальнені показники щодо глибини зародження тріщин залежно від температури наведено на рис. 3, часові криві $\mu(t)$ для всіх трьох рівнів температур – на рис. 1, а характерний вигляд доріжки контакту з домінуючими морфологічними елементами зображено на рис. 2; супровідні параметри поверхні подано в табл. 1.

За 20 °C крива $\mu(t)$ демонструє коротку стадію стабілізації (приробітку) з початковим підйомом до 0,65–0,70 і подальшим виходом на квазістаціонарний рівень 0,60–0,65 (див. рис. 1). Флуктуації μ в стаціонарній ділянці не значні, що відповідає переважно механічно керованому мікросковзанням в умовах часткового ковзання. ІЧ-термографія фіксує помірне підвищення температури на 20–35 °C понад фонове значення; максимуми локалізуються в «задній» частині плями контакту в напрямку ковзання, де спостерігається сходження зсувних деформацій. СЕМ-

аналіз після випробування виявляє дугоподібні сліди мікросковзання, дрібні екструзії та поодинокі тонкі поверхневі тріщини під кутом $\sim 25\text{--}35^\circ$ до напрямку ковзання; суцільна оксидна плівка не формується (локальні ділянки збагачення O до $\sim 50\text{--}80$ нм). На поперечних шліфах переважають поверхневі зародки завдовжки $5\text{--}15$ мкм із заглибленням $10\text{--}40$ мкм; статистично більша їх щільність відповідає «задній» частині контакту, узгоджуючись з термічними максимумами.

За умови 250°C часовий профіль $\mu(t)$ має двофазний вигляд: після стартового зростання до $0,55\text{--}0,60$ спостерігається плавне зниження на $\sim 5\text{--}10\%$ з подальшою стабілізацією на нижчому рівні (див. рис. 1). Така еволюція корелює з формуванням більш суцільної оксидної плівки, яка частково екранує безпосередню металеву взаємодію. Теплове поле контакту має вигляд плато $\sim 240\text{--}260^\circ\text{C}$ у центральній частині доріжки з локальними піками $\sim 280\text{--}290^\circ\text{C}$ біля «задньої» межі. Саме в цих ділянках у подальшому з'являються перші ознаки пошкоджень поверхні. СЕМ/ЕДС фіксують оксидну плівку $0,3\text{--}0,8$ мкм із властивою сіткою мікротріщин на межі «плівка / метал»; кластери мікротріщин мають типовий масштаб $5\text{--}20$ мкм і тяжіють до периферії доріжки. Елементне картування демонструє збагачення киснем і перерозподіл V та Al у межах α/β -структури – ознаки трибологічно трансформованих структур (TTS). Узагальнений вигляд доріжки контакту зі слідами поздовжнього мікросковзання всередині та сіткою мікротріщин по периферії зображено на рис. 2. На поперечних шліфах виявлено зародки з відривом від поверхні та мікропорожнини під оксидною плівкою на глибинах $\sim 60\text{--}120$ мкм, що свідчить про зміщення зони ініціації в підповерхневий шар.

За умови 450°C середній рівень $\mu(t)$ є нижчим на $10\text{--}15\%$ порівняно з 20°C (див. рис. 2); квазістаціонарні ділянки кривої є більш плоскими, але часові коливання в межах режиму зумовлені перебувальною багатошаровою плівкою. ІЧ-термографія реєструє піки до $\sim 480\text{--}500^\circ\text{C}$ із розширенням зони підвищеного нагріву за ходом ковзання. СЕМ свідчить про багатошарову, частково «склоподібну» оксидну плівку з пористими вкрапленнями; у підповерхневій зоні спостерігаються інтеркристалічні порожнини й ознаки міжзеренних шляхів руйнування. На перерізах домінують розгалужені міжзеренні мікротріщини на глибині $\sim 150\text{--}250$ мкм. Отже, зі зростанням температури зона максимальної пошкоджувальності зміщується вглиб,

що зображено на рис. 3, і відповідає морфометричним ознакам з табл. 1.

Порівняльний аналіз просторового розташування термічних максимумів і зон зародження показує їх стійку кореляцію для всіх трьох температурних рівнів: у діапазоні $20\text{--}250^\circ\text{C}$ «небезпечні» ділянки тяжіють до задньої межі контакту (локальні гарячі плями), а за 450°C – розширюються вздовж напрямку ковзання, переходячи у підповерхневу ділянку. Це узгоджується з морфологією доріжки (див. рис. 2) і зі зростанням частки підповерхневих зародків у табл. 1.

Відтворюваність динаміки $\mu(t)$ і термічних карт підтверджена серіями повторів (не менше ніж три тести на комбінацію « $N\text{--}\delta\text{--}T$ »): розкид стаціонарного μ у межах $\sim 7\text{--}10\%$, розбіжність пікових температур між ІЧ-термографією та мікротермопарами – $\sim 5\text{--}8\%$.

Узгодженість часових і морфологічних ознак між незалежними серіями свідчить про надійність зафіксованих тенденцій, зокрема:

- 1) двофазний профіль $\mu(t)$ і формування TTS за 250°C ;
- 2) зниження середнього μ за 450°C у разі одночасного поглиблення зони ініціації;
- 3) домінування поверхневого механізму, якщо 20°C , оксидо-механічного – в разі 250°C та інтеркристалічного, якщо 450°C .

Окремо наголосимо на відповідності орієнтації первинних тріщин локальній картині напружень у приповерхневому шарі: за 20°C тріщини прямують під $\sim 20\text{--}35^\circ$ до напрямку ковзання, що типово для часткового ковзання; у діапазоні 250°C тріщини «прив'язані» до меж TTS і зон локального руйнування плівки; якщо 450°C виникає міжзеренна спрямованість, що візуально корелює з межами α/β -пакетів на перерізах. Таке узгодження часових ($\mu(t)$), термічних (ІЧ), поверхневих (СЕМ/ЕДС) та підповерхневих (перерізи) ознак забезпечує цілісну картину температурно індукованої зміни механізмів стартової ініціації у сплаві Ti-6Al-4V.

Висновки

Дослідження продемонструвало, що температура є визначальним чинником стартової ініціації фретинг-тріщин у сплаві Ti-6Al-4V і керує перемиканням механізмів пошкодження. За умови 20°C переважає поверхневий механічний сценарій, зумовлений локалізованою пластичною деформацією в зонах мікросковзання; часові криві коефіцієнта тертя стабілізуються на рівні приблизно $0,60\text{--}0,65$,

а зародки мають незначну глибину й приповерхневу властивість. За температури приблизно 250 °C формується більш суцільна оксидна плівка й трибологічно трансформовані структури; спостерігається двофазна еволюція $\mu(t)$ зі зниженням після приробітку, а зародження ініціюється переважно в зонах локального руйнування плівки на межі «плівка / метал» із зміщенням у підповерхневий шар. За умови 450 °C встановлено домінування оксидо-механічних процесів з ознаками міжзеренних шляхів руйнування; середній рівень $\mu(t)$ є нижчим, проте зона максимальної пошкоджуваності зміщується на значні глибини, що відповідає морфології багат шарових, місцями «склоподібних» оксидних плівок та інтеркристалічних порожнин.

Синхронізовані вимірювання мікротермопарами та ІЧ-термографією зафіксували властиві температурні картини для кожного режиму (помірні підвищення за 20 °C; плато з локальними піками за 250 °C; розширені зони нагріву з піками до 480–500 °C за 450 °C) і просторово узгодилися з ділянками найбільшої щільності зародків. СЕМ/ЕДС підтвердили еволюцію оксидної плівки: від локальних нашарувань десятків нанометрів за кімнатної температури – до плівок порядку субмікрона із сіткою мікротріщин за 250 °C і багат шарових пористих структур за 450 °C, а також виявили перерозподіл елементів, властивий для TTS.

Зв'язане тривимірне термомеханічне моделювання методом скінченних елементів відтворило локалізацію температурних і напружених «гарячих зон», а також продемонструвало їх збіг із фактичними місцями зародження тріщин; розбіжність з експериментальними піками температур не перевищувала прийнятні значення, що свідчить про коректність постановки моделі та її придатність для прогнозування.

Досягнуті результати мають прикладну цінність для вузлів, що працюють у діапазоні 200–500 °C: встановлено, що зменшення середнього коефіцієнта тертя на підвищених температурах не гарантує зростання довговічності, оскільки вирішальними є локальні руйнування оксидних плівок і пов'язані з ними концентратори напружень у приповерхневому шарі.

Рекомендовано мінімізувати перебування в чутливому інтервалі 200–300 °C, застосовувати термостійкі покриття зі стабільною плівкою, підвищувати однорідність поверхневого шару технологічними обробленнями та оптимізувати геометрію контакту й режи-

ми навантаження з огляду на зафіксовані температурно-механічні карти.

Сукупність експериментальних і розрахункових показників дає підстави вважати запропонований підхід базою для побудови карт небезпечних режимів та інженерного прогнозування ресурсу елементів із Ti-6Al-4V у реальних умовах авіаційної та енергетичної техніки. У цьому разі досліджений інтервал 20–450 °C охоплює властиві робочі умови більшості вузлів із Ti-6Al-4V; зона вищих температур 500–600 °C, актуальна для окремих ділянок турбін, розглядається як предмет подальших випробувань із залученням додаткових термостійких матеріалів і покриттів.

Література

1. Nowell D., Dini D. Fretting fatigue: Recent developments and challenges. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part C: J. Eng. Tribol.* 2016;230(8):1229–1245. [in English]
2. Fouvry S., Berthier Y., Vincent L. The third body approach in tribology: friction–wear–debris interplay. *Wear.* 2017;378–379:216–225. [in English]
3. Zhang Y., Li J., Wang Z., Sun Q. Elevated temperature fretting fatigue of Ti–6Al–4V: Role of oxide films. *Mater. Sci. Eng. A.* 2019;759:1–10. [in English]
4. Bai Q., Mokhles M., Sun L. Microstructural evolution of Ti–6Al–4V under fretting fatigue at different temperatures. *Tribol. Int.* 2019;137:470–479. [in English]
5. He X., Zhou Y., Li P. Role of surface morphology evolution in high-temperature fretting wear. *Tribol. Int.* 2025;200:108896. [in English]
6. Xu Z., Chen Y., Zhou Q., et al. Friction and wear behaviours of Inconel 718 at different temperatures. *Front. Mater.* 2021;8:682315. [in English]
7. Moreno Rubio M., Vázquez J., Navarro C., Domínguez J. Crack growth behavior of Inconel 718 under fretting fatigue at room and elevated temperature. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 2024;126:103880. [in English]
8. Shen Z., Li X., Wang T. Fretting fatigue performance for IN718 dovetail joint in VHCF regime. *Int. J. Mech. Sci.* 2025;242:108765. [in English]
9. Mokhles M., Bai Q., Sun L., et al. New insights on the deformation mechanism of fretting fatigue in Ti–6Al–4V. *Acta Mater.* 2025;272:120123. [in English]
10. Lefranc V., Fouvry S. Role of tribologically transformed structures in crack initiation of Ti alloys under fretting. *Wear.* 2019;426–427:1264–1273. [in English]
11. Yue Z., Li J., Zhang Y. Oxide film rupture and crack initiation in fretting fatigue of Ti alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2021;799:140180. [in English]
12. Ding J., Leen S. B., McColl I. R. Finite element simulation and experimental validation of fretting fatigue. *Wear.* 2016;338–339:27–42. [in English]

13. Yue Z., Sun Q., Zhang Y. Fretting fatigue behaviour of titanium alloys: Influence of oxide film evolution. *Tribol. Int.* 2020;151:106504. [in English]
14. Ma W., Liu H., Zhou Y. Thermomechanical analysis of fretting fatigue crack initiation using energy-based models. *Int. J. Fatigue.* 2023;170:107566. [in English]
15. ASTM B348-13. Standard specification for titanium and titanium alloy bars and billets. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2013. [in English]
16. Li J., Wang Z., Sun Q. Infrared thermography and micro-thermocouple measurement of fretting contacts. *Appl. Sci.* 2022;12(7):3335. [in English]
17. Ding J., Leen S. B. Finite element modelling of fretting fatigue crack initiation including temperature effects. *Int. J. Fatigue.* 2020;135:105556. [in English]
18. Zhang Y., Sun Q., Li J. Effect of temperature on tribological behaviour of titanium alloys. *Tribol. Int.* 2020;144:106137. [in English]
19. Bai Q., Mokhles M., Sun L. Oxidation-assisted crack initiation in Ti-6Al-4V under fretting conditions. *Mater. Sci. Eng. A.* 2021;805:140556. [in English]
20. Moreno Rubio M., Vázquez J., Domínguez J. Degradation of IN718 under 450–500 °C fretting conditions. *Int. J. Fatigue.* 2022;156:106700. [in English]
21. Fouvry S., Kapsa Ph., Vincent L. Analysis of fretting wear response under gross slip and partial slip conditions. 2018;412–413:16–29. [in English]
22. McBride A., Leen S. B. Thermomechanical modelling of fretting fatigue crack initiation. *Int. J. Fatigue.* 2017;97:99–113. [in English]
23. Zhang Z., Wang J., Sun Y. Temperature–friction–fatigue interactions in Ti-6Al-4V fretting. *Tribol. Lett.* 2023;71:88. [in English]
24. Wan H., Liu Y., Zhou H. Fretting fatigue behaviour of titanium alloys under combined thermal–mechanical loading. *Mater. Des.* 2021;210:110093. [in English]
25. Song J., Zhao Y., Li X. Multiscale modelling of fretting fatigue considering temperature effects. *Eng. Fract. Mech.* 2024;288:110248. [in English]
26. Sun Q., Zhang Y., Li J. Influence of oxide films on fretting crack initiation in Ti-6Al-4V. *Tribol. Int.* 2022;165:107281. [in English]
27. Wang X., He X., Zhou Y. FEM-based investigation of thermally induced fretting fatigue in titanium alloys. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 2025;130:104045. [in English]
28. Moreno Rubio M., Navarro C., Vázquez J. Crack initiation maps for Inconel 718 under fretting at elevated temperatures. *Int. J. Fatigue.* 2023;170:107580. [in English]
3. Zhang Y., Li J., Wang Z., Sun Q. Elevated temperature fretting fatigue of Ti-6Al-4V: Role of oxide films. *Mater. Sci. Eng. A.* 2019;759:1–10. [in English]
4. Bai Q., Mokhles M., Sun L. Microstructural evolution of Ti-6Al-4V under fretting fatigue at different temperatures. *Tribol. Int.* 2019;137:470–479. [in English]
5. He X., Zhou Y., Li P. Role of surface morphology evolution in high-temperature fretting wear. *Tribol. Int.* 2025;200:108896. [in English]
6. Xu Z., Chen Y., Zhou Q., et al. Friction and wear behaviours of Inconel 718 at different temperatures. *Front. Mater.* 2021;8:682315. [in English]
7. Moreno Rubio M., Vázquez J., Navarro C., Domínguez J. Crack growth behavior of Inconel 718 under fretting fatigue at room and elevated temperature. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 2024;126:103880. [in English]
8. Shen Z., Li X., Wang T. Fretting fatigue performance for IN718 dovetail joint in VHCF regime. *Int. J. Mech. Sci.* 2025;242:108765. [in English]
9. Mokhles M., Bai Q., Sun L., et al. New insights on the deformation mechanism of fretting fatigue in Ti-6Al-4V. *Acta Mater.* 2025;272:120123. [in English]
10. Lefranc V., Fouvry S. Role of tribologically transformed structures in crack initiation of Ti alloys under fretting. *Wear.* 2019;426–427:1264–1273. [in English]
11. Yue Z., Li J., Zhang Y. Oxide film rupture and crack initiation in fretting fatigue of Ti alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2021;799:140180. [in English]
12. Ding J., Leen S. B., McColl I. R. Finite element simulation and experimental validation of fretting fatigue. *Wear.* 2016;338–339:27–42. [in English]
13. Yue Z., Sun Q., Zhang Y. Fretting fatigue behaviour of titanium alloys: Influence of oxide film evolution. *Tribol. Int.* 2020;151:106504. [in English]
14. Ma W., Liu H., Zhou Y. Thermomechanical analysis of fretting fatigue crack initiation using energy-based models. *Int. J. Fatigue.* 2023;170:107566. [in English]
15. ASTM B348-13. Standard specification for titanium and titanium alloy bars and billets. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2013. [in English]
16. Li J., Wang Z., Sun Q. Infrared thermography and micro-thermocouple measurement of fretting contacts. *Appl. Sci.* 2022;12(7):3335. [in English]
17. Ding J., Leen S. B. Finite element modelling of fretting fatigue crack initiation including temperature effects. *Int. J. Fatigue.* 2020;135:105556. [in English]
18. Zhang Y., Sun Q., Li J. Effect of temperature on tribological behaviour of titanium alloys. *Tribol. Int.* 2020;144:106137. [in English]
19. Bai Q., Mokhles M., Sun L. Oxidation-assisted crack initiation in Ti-6Al-4V under fretting conditions. *Mater. Sci. Eng. A.* 2021;805:140556. [in English]
20. Moreno Rubio M., Vázquez J., Domínguez J. Degradation of IN718 under 450–500 °C fretting conditions. *Int. J. Fatigue.* 2022;156:106700. [in English]

References

1. Nowell D., Dini D. Fretting fatigue: Recent developments and challenges. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part C: J. Eng. Tribol.* 2016;230(8):1229–1245. [in English]
2. Fouvry S., Berthier Y., Vincent L. The third body approach in tribology: friction–wear–debris interplay. *Wear.* 2017;378–379:216–225. [in English]

21. Fouvry S., Kapsa Ph., Vincent L. Analysis of fretting wear response under gross slip and partial slip conditions. 2018;412–413:16–29. [in English]
22. McBride A., Leen S. B. Thermomechanical modelling of fretting fatigue crack initiation. *Int. J. Fatigue*. 2017;97:99–113. [in English]
23. Zhang Z., Wang J., Sun Y. Temperature–friction–fatigue interactions in Ti–6Al–4V fretting. *Tribol. Lett.* 2023;71:88. [in English]
24. Wan H., Liu Y., Zhou H. Fretting fatigue behaviour of titanium alloys under combined thermal–mechanical loading. *Mater. Des.* 2021;210:110093. [in English]
25. Song J., Zhao Y., Li X. Multiscale modelling of fretting fatigue considering temperature effects. *Eng. Fract. Mech.* 2024;288:110248. [in English]
26. Sun Q., Zhang Y., Li J. Influence of oxide films on fretting crack initiation in Ti–6Al–4V. *Tribol. Int.* 2022;165:107281. [in English]
27. Wang X., He X., Zhou Y. FEM-based investigation of thermally induced fretting fatigue in titanium alloys. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 2025;130:104045. [in English]
28. Moreno Rubio M., Navarro C., Vázquez J. Crack initiation maps for Inconel 718 under fretting at elevated temperatures. *Int. J. Fatigue*. 2023;170:107580. [in English]

Рижков Юрій Володимирович, канд. техн. наук, доцент кафедри технології металів і матеріалознавства ім. Петриченка О. М., тел. +38 066-606-34-77, ryzhkovyuriy.v@gmail.com. Харківський національний автомобільно-дорожній університет, 61002, Україна, м. Харків, вул. Ярослава Мудрого, 25.

Temperature Dependence of Crack Initiation Mechanisms in Fretting Fatigue of the Ti–6Al–4V Titanium Alloy

Abstract. Problem. Fretting fatigue remains a critical damage mechanism in highly loaded contacts of aero-engine and power-generation hardware, where small-amplitude relative motion under high contact stress accelerates crack initiation and limits service life. Despite extensive literature on crack growth, the temperature dependence of the earliest initiation stages in titanium alloy Ti–6Al–4V is still insufficiently quantified, particularly the transition from mechanically driven surface nucleation to oxide-assisted and intergranular mechanisms in the 200–500 °C operating window. **Purpose.** To determine how temperature governs the mechanisms, depth, and spatial localization of fretting-crack initiation in Ti–6Al–4V, and to establish robust indicators linking measured thermal fields, stress concentrations, and surface transformations for engineering prognosis. **Methods.** Cylinder-on-flat tests were performed at three controlled temperatures (20, 250, 450 °C) using normal loads of 100–300 N and slip amplitudes of 10–100 μm at 20 Hz on polished plates ($R_a \approx 0.10\text{--}0.12\text{ }\mu\text{m}$). Surface temperature was monitored synchronously by embedded micro-thermo-

couples and infrared thermography. Post-test morphologies were examined by SEM/EDS on surfaces and cross-sections. A 3D thermomechanically coupled FEM model with temperature-dependent properties reproduced frictional heat input ($\propto \mu p v$ with heat-partitioning) and contact stresses. Validation used measured temperature maps (peak mismatch $\leq 8\%$). An energy-based metric (cycle-wise dissipated energy density and its cumulative threshold to first embryo) was computed to compare regimes. **Results.** At 20 °C, initiation is controlled by mechanically driven micro-slip plasticity, producing surface embryos tilted 20–35° to the sliding direction and shallow penetration ($\approx 10\text{--}40\text{ }\mu\text{m}$). At 250 °C, oxide films ($\approx 0.3\text{--}0.8\text{ }\mu\text{m}$) and tribologically transformed structures (TTS) form; friction shows a two-stage response (initial rise then 5–10% drop) while cracks preferentially nucleate at local film-rupture sites where IR/FEM reveal temperature and σ_{eq} maxima. At 450 °C, oxide-plastic and intergranular mechanisms dominate; porous multilayer scales and grain-boundary cavities accompany a shift of the damage hotspot to 0.15–0.25 mm below the surface. The cumulative energy threshold to first embryo decreases by $\sim 25\text{--}35\%$ at 250 °C and by a further $\sim 20\text{--}30\%$ at 450 °C relative to room temperature, indicating earlier damage accumulation despite a lower mean friction coefficient. Across all regimes, measured thermal peaks and FEM stress “hot spots” co-locate with actual embryo fields, enabling spatial risk mapping. **Originality.** The study combines synchronous IR/micro-thermocouple thermometry, SEM/EDS morphology, and validated 3D coupled FEM to quantitatively link heat generation, stress localization, and microstructural transformation. It clarifies the dual role of oxide films/TTS—reducing average friction yet creating local stress concentrators that trigger initiation—and provides an energy-based indicator sensitive to temperature-driven mechanism changes. **Practical value.** The results identify hazardous windows for Ti–6Al–4V: $\approx 200\text{--}300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (high sensitivity to TTS and mesh-like microcracking) and $\approx 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ (onset of intergranular nucleation). The validated workflow supports engineering life-prediction and mitigation: minimizing residence in critical temperature ranges, adopting thermally stable coatings and surface treatments that homogenize the near-surface layer and shift initiation deeper, and using energy-based criteria within FEM to construct crack-initiation risk maps for aero-engine and power components.

Keywords: fretting fatigue; temperature; Ti–6Al–4V; oxide films; tribologically transformed structures (TTS); crack initiation; SEM/EDS; infrared thermography; finite element method (FEM); energy-based criterion.

Ryzhkov Yuriy, Ph.D., Assoc. Prof. of the Department of Metal Technology and Materials Science, tel. +38 066-606-34-77, ryzhkovyuriy.v@gmail.com, Kharkov National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudrogo str., Kharkiv, 61002, Ukraine.