

Вплив режимів штампування і термообробки заготовок із титанових сплавів на їх механічну оброблюваність

У сучасному авіадвигунобудуванні титанові сплави є безальтернативним матеріалом для виготовлення найвідповідальніших та високонавантажених роторних деталей газотурбінних двигунів, таких як моноколеса (бліски) та диски компресора. Широке використання титанових сплавів зумовлено їхнім унікальним поєднанням високої питомої міцності, жароміцності та виняткової корозійної стійкості. Однак обробка титанових сплавів різанням суттєво ускладнена їх низькою теплопровідністю та модулем пружності, а також високою хімічною активністю за підвищених температур. Це призводить до надвисоких термічних навантажень, пружного відтискання матеріалу та катастрофічного зношування різального інструменту. Практика доводить, що суто інструментального підходу для вирішення цієї проблеми недостатньо, оскільки оброблюваність металу суттєво залежить від його внутрішньої морфології та початкового стану.

У роботі проаналізовано стан питання і основні напрями досліджень щодо впливу технологічної «спадковості» – параметрів штампування та термічної обробки – на мікроструктуру, фазовий склад, рівень залишкових напружень та подальшу оброблюваність титанових сплавів. Наведено результати досліджень щодо оптимізації температурно-швидкісних режимів ізотермічного штампування для формування необхідних типів мікроструктури та запобігання утворенню дефектів. Розглянуто вплив залишкових напружень, отриманих після кування, на деформування тонкостінних деталей під час багатокординатного фрезерування. Крім того, висвітлено інноваційний метод «цифрових відбитків» для контролю якості деталей на основі безперервного аналізу динаміки зусиль різання безпосередньо на верстаті.

У підсумку сформульовано висновки про необхідність інтегрованого підходу до виготовлення аерокосмічних деталей, за якого параметри термомеханічної обробки (ізотермічного штампування) жорстко синхронізуються з майбутньою стратегією механічної обробки для мінімізації геометричних відхилень та забезпечення високих експлуатаційних характеристик виробу.

Ключові слова: титанові сплави; моноколесо; ізотермічне штампування; мікроструктура; оброблюваність; залишкові напруження; багатокординатна обробка; цифрові відбитки.

Актуальність теми. Титанові сплави, завдяки унікальному поєднанню високої питомої міцності, виняткової корозійної стійкості та здатності зберігати високі механічні характеристики за екстремальних температур, є ключовими матеріалами в сучасній авіаційній галузі. Найпоширенішими в цій сфері є двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави, які здатні забезпечити оптимальний баланс експлуатаційних властивостей [23].

Проте незважаючи на значні конструкційні переваги, титанові сплави об'єктивно належать до групи матеріалів, які вкрай важко піддаються механічній обробці різанням. Головний технологічний бар'єр полягає в їхній низькій теплопровідності та температуропровідності: майже все тепло, згенероване під час зняття стружки, не відводиться в тіло деталі, а акумулюється в локальній зоні контакту з інструментом. Низький модуль пружності металу спричиняє його значне пружне відтискання від різця, а висока хімічна спорідненість із матеріалом інструменту за підвищених температур призводить до інтенсивного налипання стружки (особливо під час циклічних навантажень у процесі фрезерування). Усе це генерує значний тиск і термічні напруження на різальній кромці, провокуючи її стрімке зношування та катастрофічне руйнування [15]. Як наслідок, для збереження стабільності процесу швидкість обробки титану доводиться суттєво обмежувати.

Історично шляхи подолання цієї проблеми фокусувалися на вдосконаленні зовнішніх чинників: розробці нових марок інструменту (кераміки, кубічного нітриду бору, багаточастотних зносостійких покриттів) та застосуванні інтенсивних методів змащування й охолодження, зокрема таких прогресивних, як кріогенне охолодження. Однак суто інструментального підходу виявилось недостатньо. Практика та дослідження доводять, що оброблюваність титану фундаментально залежить від його внутрішньої морфології: наявність твердих фаз у ($\alpha+\beta$)-сплавах робить їх абразивними, а здатність титану до дисперсійного тверднення означає, що його опір різанню може кардинально та непередбачувано змінюватися під впливом попередніх нагрівань.

З огляду на це, сьогодні увага науковців зміщується до першопричин – початкового стану матеріалу. Умови термомеханічного формування вихідної заготовки, її локальний фазовий склад, розмір зерна та рівень внутрішніх залишкових напружень після штампування безпосередньо визначають, як метал поводитиметься в процесі механічної обробки.

Штампування титанових сплавів є одним із найскладніших процесів у галузі обробки металів тиском через надзвичайно вузьке «технологічне вікно» [14] та специфічні фізико-хімічні властивості цього металу [20]. Основна проблема полягає в тому, що титан вимагає точного контролю температури деформування: навіть незначне перевищення температури поліморфного β -перетворення призводить до незворотного огрублення мікроструктури, що критично знижує втомну міцність та пластичність готової деталі. Водночас низька теплопровідність титану спричиняє швидке охолодження поверхневих шарів заготовки під час контакту зі штампом, що створює градієнт твердості та провокує утворення поверхневих тріщин. Це змушує виробників використовувати високовартісні методи ізотермічного штампування, за яких інструмент нагрівають до температур, близьких до температури самої заготовки, що вимагає застосування спеціальних жароміцних сплавів для виготовлення штамів.

Висока хімічна активність титану за температур деформування створює додаткові технологічні виклики, зокрема схильність металу до інтенсивного налипання на робочі поверхні інструменту. Це призводить до передчасного зношування штамів та погіршення якості поверхні поковок, що вимагає використання складних склоподібних мастил та захисних покриттів, які водночас виконують роль теплоізоляторів. Крім того, через високу міцність матеріалу навіть у нагрітому стані для деформування титанових заготовок необхідні потужні преси зі значними номінальними зусиллями, що суттєво здорожчує виробничий процес та обмежує складність геометричних форм, які можна отримати за один перехід.

Ще однією фундаментальною проблемою є виражена мікроструктурна неоднорідність і текстурованість, що виникають внаслідок нерівномірної деформації за об'ємом масивної заготовки. У процесі штампування в деталі формуються зони з різною орієнтацією зерен та внутрішніми напруженнями, які неможливо повністю усунути навіть подальшою термообробкою. Така «структурна спадковість» стає причиною значного жолоблення та деформацій деталі під час подальшої механічної обробки на 5-осьових верстатах, коли видалення кожного шару металу порушує нестійку внутрішню рівновагу напружень, закладену ще на етапі штампування. Таким чином, отримання якісної титанової деталі вимагає інтегрованого підходу, за якого параметри штампування жорстко синхронізуються з майбутньою стратегією механічної обробки.

Аналіз останніх досліджень та публікацій, на які спирається автор. Питанням оптимізації параметрів ізотермічного та гарячого штампування (температури, швидкості деформування) та їхньому впливу на еволюцію мікроструктури жароміцних титанових сплавів присвячені роботи Х.Үю та ін. [1], Ү.Сен та ін. [2, 5, 6]. Фізичному та комп'ютерному моделюванню процесів багатоосевого кування та термомеханічної підготовки заготовок для дисків компресора приділено увагу в дослідженнях [4, 9].

Вплив різних режимів термічної обробки (відпалу, гартування зі старінням) на мікроструктуру та, як наслідок, на оброблюваність металів різанням (зусилля, температуру в зоні різання, зношування інструменту) для двофазних і псевдо- β -титанових сплавів детально висвітлено у працях [10, 16, 22].

Дослідженню проблеми технологічної спадковості, зокрема формування залишкових напружень під час кування та їхнього критичного впливу на просторове жолоблення тонкостінних деталей під час багатокоординатного фрезерування і точіння, присвячені роботи [11, 12].

Взаємозв'язок між мікроструктурою, кристалографічною текстурою та експлуатаційними властивостями (опором втомі, в'язкістю руйнування), зокрема для деталей, отриманих адитивними методами, ґрунтовно розглянуто в дослідженнях [17, 18, 21].

Окремим перспективним напрямом є впровадження систем інтелектуального моніторингу. Розробці методу «цифрових відбитків» мікроструктури на основі безперервного аналізу динаміки зусиль різання безпосередньо на верстаті з ЧПК присвячені роботи [7, 8].

Водночас, незважаючи на значну кількість напрацювань, питання глибокої синхронізації параметрів ізотермічного штампування зі стратегіями подальшої механічної обробки складнопрофільних деталей типу «моноколесо» потребує додаткових комплексних досліджень.

Викладення основного матеріалу. Процес штампування або кування є визначальним етапом, що закладає «технологічну спадковість» для всієї подальшої механічної обробки моноколеса [13]. Під час гарячого пластичного деформування титанових сплавів, таких як Ti-6Al-4V (BT6), у заготовці формуються інтенсивні поля залишкових напружень, які розподіляються нерівномірно: напруження розтягу в серцевині та напруження стиску біля поверхні. Ці внутрішні сили на початкових етапах фрезерування зумовлюють до 90 % усіх геометричних відхилень, оскільки видалення масивних шарів припуску на верстаті порушує напружений стан заготовки. Це призводить до миттєвої релаксації пружної енергії та жолоблення тонких стінок лопаток, яке без належного попереднього відпалу може сягати 400 мкм і більше.

Крім того, штампування створює макроскопічну неоднорідність структури, залишаючи зони підвищеної жорсткості або локального зміцнення, які безпосередньо впливають на процес різання. Лише

завдяки глибокому розумінню мікроструктурного стану заготовки, отриманого після штампування, можна побудувати таку стратегію фрезерування, де черговість зняття шарів і траєкторія інструменту дозволять мінімізувати вплив внутрішніх напружень, забезпечуючи стабільність розмірів і високу якість фінішної поверхні моноколіс.

Згідно з дослідженнями [3], характеристики титанових сплавів визначаються відносними пропорціями α - та β -фаз, їхньою морфологією та легуванням. Додавання різних стабілізаторів (алюміній, кисень – для α -фази; молібден, ванадій, хром, залізо – для β -фази) дозволяє керувати температурою поліморфного перетворення та кінцевими властивостями матеріалу.

α -фаза та α -сплави забезпечують високотемпературну стійкість. У статті [3] зазначається, що кристалічна ґратка α -фази (гексагональна щільнопакована) має щільне розташування атомів та вкрай обмежену кількість систем ковзання. Це робить її складною для пластичного деформування за кімнатної температури, але наділяє феноменальною жароміцністю та опором повзучості. Саме тому сплави, призначені для роботи за високих температур (наприклад, у гарячих каскадах компресора) зазвичай належать до α -сплавів.

β -фаза та β -сплави забезпечують пластичність та міцність. На протигагу α -фазі, β -фаза (об'ємноцентрована кубічна) має велику кількість систем ковзання, що робить її здатною до легкого пластичного деформування. Вона слугує первинною матрицею для високоміцних титанових сплавів. β -сплави мають високу прогартуваність і здатні досягати надвисоких показників міцності після термічної обробки.

Двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави належать до найпоширенішого класу титанових сплавів, які використовують для виготовлення роторних деталей авіаційних двигунів (наприклад, BT6, BT9). Змінюючи технологію штампування, у цих сплавах можна сформувати чотири основні типи мікроструктур, кожна з яких має свої переваги:

1. *Рівноосна (глобулярна)*: формується під час деформування в ($\alpha+\beta$)-області і забезпечує відмінну пластичність та ударну в'язкість;
2. *Бімодальна*: суміш глобулярної α -фази та пластинчастої матриці забезпечує оптимальний баланс міцності за кімнатної температури та пластичності;
3. *Корзинчаста (від англ. basketweave)*: формується під час штампуванні в β -області. Переплетення α -пластини гарантує високу в'язкість руйнування та опір повзучості;
4. *Пластинчаста*: утворюється внаслідок нагрівання вище температури β -перетворення. Характеризується високою тривалою міцністю, але низькою пластичністю.

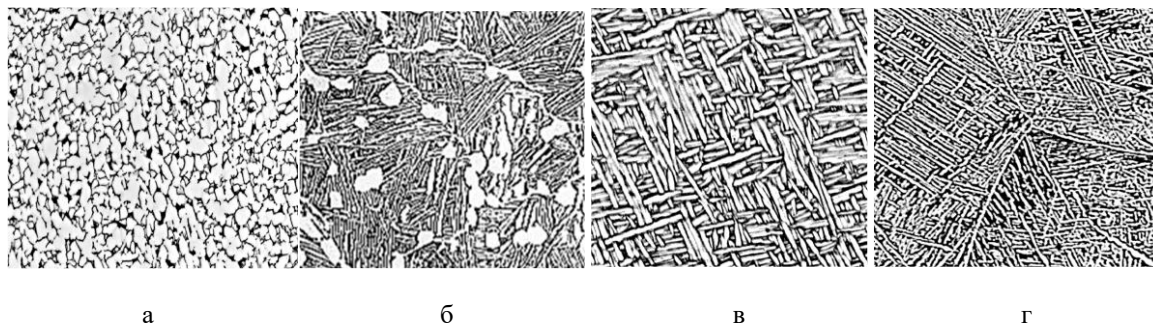


Рис. 1. Типи мікроструктури двофазних титанових сплавів: а – рівноосна; б – бімодальна; в – корзинчаста; г – пластинчаста [3]

Ізотермічне штампування – це передова термомеханічна технологія, розроблена спеціально для обробки чутливих до температури та важкодеформованих матеріалів, таких як титанові сплави [19]. Її фундаментальна відмінність від традиційного кування полягає в тому, що і штампове оснащення, і сама заготовку нагрівають до абсолютно однакової температури та підтримують в такому стані протягом усього процесу деформування. Це повністю усуває ефект охолодження поверхневих шарів металу внаслідок контакту з холодним інструментом, що за звичайних умов призводить до нерівномірної течії матеріалу та виникнення макродефектів. Завдяки квазістатичним температурним умовам метал набуває високої пластичності, що дозволяє деформувати його на наднизьких швидкостях (від 0,01 до 0,0001 с⁻¹) і уникати локального перегрівання та утворення адіабатичних смуг зсуву.

Головна перевага цієї технології полягає у можливості одержувати деталі надскладної просторової форми, максимально наближені до остаточних розмірів, що зменшує обсяг подальшої механічної обробки та заощаджує до 60 % дороговартісного матеріалу. Крім того, ізотермічні умови та низькі швидкості деформування значно знижують опір металу деформуванню, дозволяючи використовувати преси меншої потужності для штампування великогабаритних деталей. На мікроструктурному рівні такий процес

забезпечує ідеально рівномірну динамічну рекристалізацію: грубі литі або пластинчасті структури перетворюються на дрібне, однорідне рівноосне зерно. Це мінімізує внутрішні залишкові напруження, що є критично важливим для запобігання геометричному жолобленню тонкостінних елементів під час їхнього подальшого фрезерування на верстатах з ЧПК.

Сьогодні ізотермічне та близьке до ізотермічного (гарячештампове) кування є безальтернативним стандартом для серійного виробництва найвідповідальніших роторних деталей газотурбінних авіадвигунів, зокрема масивних дисків компресора та заготовок для суцільнофрезерованих моноколів (блісків). Окремим інноваційним напрямом є багатоосьове ізотермічне штампування, яке дозволяє подрібнювати зерно титанових сплавів до субмікронних розмірів. Сформована в такий спосіб ультрадрібнозерниста структура надає матеріалу властивостей надпластичності, відкриваючи шлях до формування складних аерокосмічних конструкцій із безпрецедентним рівнем втомної міцності та надійності.

Вплив технологічних параметрів ізотермічного штампування (температури, швидкості деформування та коефіцієнта тертя) на еволюцію мікроструктури, напружено-деформований стан та зусилля деформування досліджено в роботі X.Yu та ін. [1]. Дослідження проведено на прикладі жароміцного двофазного ($\alpha+\beta$)-титанового сплаву TC11 (Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si), вітчизняним аналогом якого є високолегований сплав ВТ9. Цей матеріал широко застосовують для виготовлення найнавантажених деталей газотурбінних двигунів, зокрема дисків компресора та моноколів.

Для визначення точних реологічних властивостей матеріалу автори провели серію експериментів на термомеханічному симуляторі Gleeble-3500. Зразки піддавали стисканню за температур 870–1050 °C зі швидкостями деформування 0,001–10 с⁻¹. Геометрична модель (рис. 2, а), та одержані дані, разом із теплофізичними параметрами (розрахованими у програмному комплексі JMatPro), імпортували в систему скінченно-елементного моделювання DEFORM-3D (рис. 2, б). У цьому середовищі моделювали процес формування частини диска компресора. Додатково, для прогнозування розміру зерна та фазових перетворень застосували метод клітинних автоматів (Cellular Automata). Моделювання штампування диска здійснювали за температур 900, 930 та 960 °C, швидкостей переміщення штампа 0,01–0,2 мм/с та коефіцієнтів тертя 0,3–0,7.

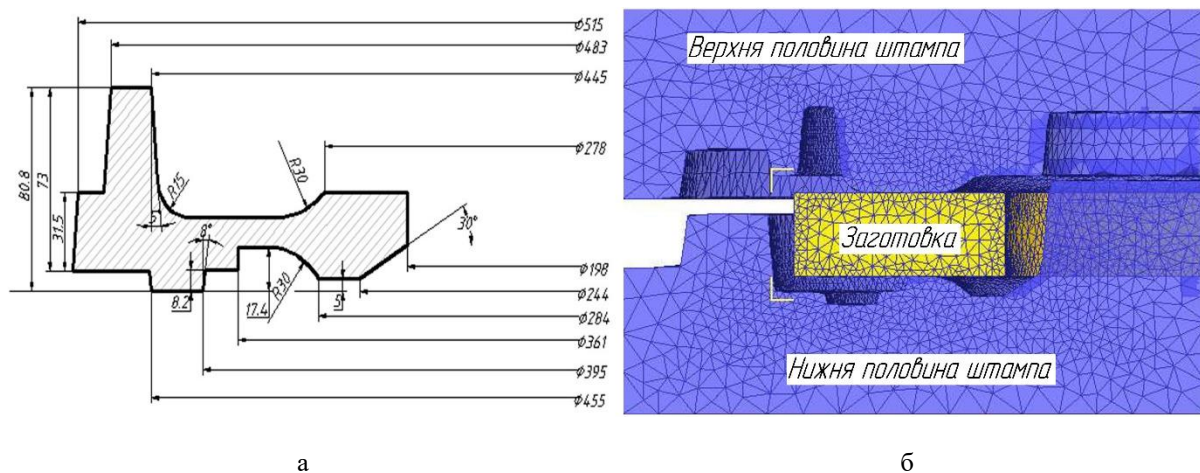


Рис. 2. Креслення диска компресора з титанового сплаву TC11 (а) та схематичне зображення скінченно-елементної моделі штампа і заготовки (б) [1]

Аналіз кривих течії показав, що на початковому етапі стиснення відбувається деформаційне зміцнення (зростання напружень), після чого щільність дислокацій досягає критичного значення і починаються процеси динамічного повернення та динамічної рекристалізації, що призводить до пом'якшення металу та зниження зусилля. Моделювання на рівні макроструктури виявило чіткі закономірності:

- підвищення температури штампування до 960 °C суттєво зменшує максимальні еквівалентні напруження у поковці (зі 169 МПа за 900 °C до 130 МПа за 960 °C) та забезпечує найрівномірніший розподіл деформацій за перерізом диска (рис. 3, а);
- збільшення швидкості переміщення штампа призводить до різкого зростання напружень (від 51 МПа за швидкості 0,01 мм/с до 121 МПа за 0,2 мм/с) та вкрай нерівномірної деформації (рис. 3, б);
- значення коефіцієнта тертя мінімально позначається на зусиллі штампування під час першого етапу. Але на другому етапі, коли відбувається заповнення порожнини штампа, спостерігається чітка тенденція: зменшення коефіцієнта тертя призводить до відповідного зниження навантаження на інструмент (рис. 3, в);

– моделювання методом клітинних автоматів показало, що за високої швидкості (0,1 мм/с) динамічна рекристалізація не встигає відбутися у всьому об'ємі, залишаючи ділянки з витягнутими нерекристалізованими зернами. За надто повільного деформування (0,001 мм/с) зерна встигають надмірно вирости, що погіршує механічні властивості. Найкращий результат фіксується за швидкості 0,01 мм/с, коли формується дрібнозерниста, рівноосна (глобулярна) структура в усьому об'ємі.

За результатами роботи автори встановили оптимальні параметри ізотермічного штампування для сплаву TC11: температура 960 °С, швидкість 0,01 мм/с та коефіцієнт тертя матриці 0,3.

Комплексне дослідження впливу параметрів ізотермічного штампування на формування мікроструктури і механічних властивостей тонкостінних лопаток компресора авіаційного двигуна зі змінним перерізом проведено у роботі Y.Chen та ін. [2]. Експерименти виконано на високоміцному мартенситному двофазному ($\alpha+\beta$)-титановому сплаві TC6 (Ti-6Al-2.5Mo-1.5Cr-0.5Fe-0.3Si), точним вітчизняним аналогом якого є жароміцний авіаційний сплав ВТЗ-1. Цей матеріал містить α -стабілізатор (Al) та β -стабілізатори (Mo, Cr, Fe, Si), що дає йому змогу тривалий час працювати за температур 400–450 °С. Сплав є одним із базових для виготовлення найнавантажених роторних деталей двигуна, зокрема суцільнофрезерованих моноколів та лопаток компресора.

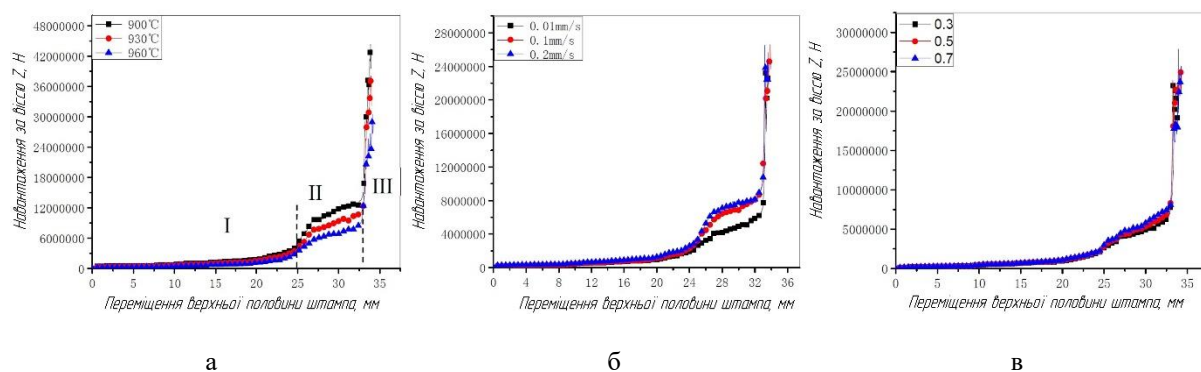


Рис. 3. Залежності навантаження на верхню половину штамп від його переміщення за різних умов деформування: а – різні температури; б – різні швидкості; в – різні коефіцієнти тертя штамп [1]

Виготовлення складнопрофільних лопаток зі змінним перерізом традиційними методами штампування часто призводить до неповного заповнення форми та суттєвої структурної неоднорідності. Щоб вирішити цю проблему, автори застосували метод «зворотного проектування» у середовищі DEFORM-3D для оптимізації форми попередньої заготовки на основі аналізу об'ємного розподілу металу. Практичні експерименти з ізотермічного штампування проводили на спеціалізованому гідравлічному пресі номінальним зусиллям 2000 тонн. Було досліджено широкий діапазон технологічних режимів: температури (850–960 °С), час витримки (60–120 хв), швидкості деформації (0,01–0,5 мм/с) та ступені обтиснення (25–50 %).

Експериментально доведено, що температура ізотермічного штампування є визначальним чинником для фазового складу [5]: з її підвищенням до 960 °С частка первинної глобулярної α -фази стрімко зменшується (падає значно нижче 30 %). Автори встановили, що для сплаву TC6 оптимальна температура штампування має бути на 45–75 °С нижче температури поліморфного β -перетворення, яка для цього сплаву становить 1005 °С.

Впровадження визначених режимів (штампування за температури 955 °С, швидкість переміщення штамп 0,1 мм/с, ступінь деформування 30–50 % з подальшим подвійним відпалом) дало змогу виготовити бездефектні тонкостінні лопатки компресора з ідеальним заповненням форми та високою точністю розмірів. Сформована мікроструктура відзначалася рівномірним розподілом 63 % первинної α -фази.

На відміну від багатьох робіт, де параметри добирають емпірично, автори [5] застосували математичний підхід на базі термомеханічного симулятора ThermoMaster-Z. Зразки сплаву TC6 після попереднього відпалу за температур 870 і 650 °С піддавали ізотермічному стисненню зі ступенем деформування 50 % у дуже широкому діапазоні умов: температури варіювалися від 800 °С до 1040 °С із кроком 30 °С, а швидкості деформування – від наднизьких (0,001 с⁻¹) до екстремально високих (50,0 с⁻¹).

Для фіксації сформованої під час стиснення мікроструктури зразки миттєво охолоджували азотом зі швидкістю 30 °С/с. Згідно з результатами дослідження, у двофазній ($\alpha+\beta$)-області (800–950 °С) енергія активації деформації є надзвичайно високою і досягає 472,76 кДж/моль. Це означає, що присутність жорсткої первинної α -фази чинить значний опір руху дислокацій, потребуючи великих механічних зусиль для формозміни. В однофазній β -області (980–1040 °С) енергія активації різко падає майже вдвічі – до

267,49 кДж/моль. Кристалічна ґратка стає значно податливішою, а рівень стабільного напруження течії перестає бути чутливим до подальшого підвищення температури.

Дослідження виявило три небезпечні (нестабільні) зони, у яких штампування сплаву ТС6 призведе до високого ризику утворення макроскопічних тріщин, локалізації деформації та зародження смуг адіабатичного зсуву:

- температури 830–880 °С за дуже високих швидкостей деформації 10,0–100,0 с⁻¹;
- температури 940–970 °С за середніх швидкостей 0,040–0,251 с⁻¹;
- температури 980–1040 °С (однофазна β-область) за швидкостей 0,025–1,585 с⁻¹.

Виготовлення високонавантаженого диска компресора високого тиску з жароміцного псевдо-α-титанового сплаву LT26A (Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si) розглянуто в дослідженні [4]. За своїм хімічним складом цей матеріал є точним аналогом відомого британського авіаційного сплаву ІМІ 685. У системі вітчизняних марок він не має абсолютного хімічного двійника, проте за своїм структурним класом та експлуатаційними характеристиками його найближчими та найсучаснішими функціональними аналогами є жароміцні сплави ВТ18У та ВТ25У, а також менш легований ВТ9. Для забезпечення максимальної в'язкості руйнування та опору повзучості такі сплави зазвичай проходять гартування в β-області, набуваючи дуже міцну, але жорстку пластинчасту структуру у вигляді «корзинчастого сплетіння» [3], яка вкрай погано піддається деформуванню під час виготовлення складнопрофільних деталей. Під час інтенсивного стискання пластинчаста структура схильна до своєрідного різкого розм'якшення та утворення локальних смуг зсуву, через що метал починає текти нестабільно. Якби маточину та тонке полотно диска штампували безпосередньо з такої заготовки, різні зони отримали б різний ступінь деформування. Це неминуче призвело б до фатальної неоднорідності матеріалу у готовому виробі. Крім того, традиційне кування з холодними бойками миттєво охолодило б поверхню гарячого титану, що потребувало б надвисоких зусиль преса і провокувало б появу мікротріщин.

Щоб обійти ці обмеження, застосовано метод майже ізотермічного (або гарячештампового) кування, за якого штампи нагрівають до температури, що лише на 100–200 °С нижча за температуру самої заготовки. Це дає змогу використовувати набагато дешевші штампи з жароміцних нікелевих сплавів (типу вітчизняного ЖС6У) у звичайному повітряному середовищі, водночас ефективно запобігаючи небезпечному переохолодженню металу через контакту з інструментом.

Сам процес виготовлення диска довелося розділити на два етапи. Спочатку масивну заготовку піддали чорновій осадці за температури 950 °С, щоб зруйнувати нестійку пластинчасту структуру і перетворити її на дрібнозернисту глобулярну, яка поводить себе під пресом як ідеально пластичний матеріал. Після цього підготовлену глобулярну заготовку нагріли до 1000 °С і помістили у профільні штампи, попередньо нагріті до 920 °С. Процес остаточного формування диска відбувався за наднизької швидкості 0,2 мм/с. Такий ретельний контроль температурного поля та надповільна кінематика течії дали змогу одержати прецизійну деталь, максимально наближену до остаточних розмірів, яка після термообробки набула ідеально рівномірної структури в усьому перерізу.

Лабораторну симуляцію процесу багатоосевого вільного кування на мініатюрних зразках розглянуто в дослідженні [9]. Автори прагнули довести, що на невеликих заготовках поширеного авіаційного титанового сплаву ТС4 (Ti-6Al-4V) можна з високою точністю відтворити еволюцію мікроструктури, яка в реальності відбувається з масивними промисловими злитками.

Для досягнення цієї мети вчені використали спеціально розроблений маніпулятор, що давав змогу надавати нагрітий метал серії послідовних стискань із поворотами на 90 °С (імітуючи кування бойками) за температур 950 °С та 1050 °С. Ці фізичні випробування були тісно пов'язані з комп'ютерним скінченно-елементним моделюванням, яке надзвичайно точно прорахувало розподіл пластичної деформації та підтвердило правильність геометричних змін зразків.

Фізичне моделювання дало змогу запустити та проконтролювати механізм глобуляризації – руйнування жорсткої пластинчастої структури та її перетворення на дрібне рівноосне зерно пропорційно до накопиченої деформації. Оскільки одержані результати добре корелюють із моделями поведінки реальних великих поковок, цей мініатюрний підхід стає потужним і економічно вигідним інструментом для створення точних «цифрових двійників» виробництва.

Оброблюваність двох двофазних титанових сплавів – Ti-6Al-4V (Ti64) та Ti-6Al-7Nb (Ti67) – залежно від їхньої мікроструктури, сформованої різними режимами термічної обробки, розглянуто в роботі [10].

Для експерименту вихідні зразки виплавляли у вакуумно-дуговій печі, після чого піддавали двом різним схемам термообробки. Оскільки температура поліморфного перетворення для сплаву Ti64 становить близько 950 °С, а для Ti67 – майже 975 °С, базові температури нагрівання обрали так, щоб охопити двофазну (950 °С) та однофазну β-область (1070 °С). Зразки нагрівали у трубчастій печі зі швидкістю 20 °С/хв в постійному потоці аргону і витримували протягом однієї години. Після цього першу групу різко гартували у воді, а другу залишали охолоджуватися на спокійному повітрі. Усі без винятку зразки пройшли фінальне старіння: їх нагрівали до 550 °С, витримували чотири години, повільно охолоджували разом із піччю до 200 °С і далі охолоджували на повітрі.

Одержані зразки з різною структурою випробовували свердлінням без охолодження на сучасному фрезерному обробному центрі з ЧПК моделі DMU-100P. Для роботи використовували свердла зі швидкорізальної сталі зі зносостійким покриттям TiAlN. Реєстрацію даних здійснювали цілим комплексом обладнання: зусилля та крутний момент фіксував багатокомпонентний динамометр Kistler, температуру різання вимірювала інфрачервона камера ThermoVision, а знос інструменту, мікроструктуру отворів та хімічний склад стружки аналізували за допомогою цифрового аналізатора ZEISS, сканувальної електронної мікроскопії та енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії.

Основні результати чітко продемонстрували, що саме сформована під час термообробки структура критично впливає на процес різання. Було встановлено, що швидке гартування у воді (особливо з високих температур 1070 °C) призводить до утворення твердої мартенситної фази, об'ємна частка якої була значно більшою у сплаві Ti64. Це різке зростання твердості закономірно зумовило суттєве збільшення зусиль різання та прискорило зношування свердла. На твердіших мартенситних зразках утворювався набагато товстіший сильно деформований підповерхневий «білий шар» та виникали дуже високі задирки на краях отворів. Водночас сплав Ti67 із ніобієм у складі продемонстрував загалом кращу якість поверхні та меншу шорсткість порівняно з Ti64. Хімічний аналіз стружки підтвердив руйнівний вплив твердого мартенситного титану на інструмент: під час свердління загартованих зразків на стружці фіксували не лише залишки захисного покриття свердла, а й елементи самої інструментальної сталі (хром, залізо, ванадій), що свідчить про агресивне стирання різця.

Комплексний аналіз виготовлення тонкостінного корпусу авіаційного двигуна зі сплаву TC4 розглянуто в роботі [11]. Метою дослідження було визначення залишкових напружень, які виникають на етапі чорного кування та безпосередньо під час механічної обробки, впливають на жолоблення готової деталі, а також пошук шляхів керування цим процесом, спираючись на принципи вивільнення пружної енергії деформації.

Процес моделювання та натурних експериментів охоплював усі стадії виробництва. Спочатку заготовку нагрівали до 1020 °C для багатоетапного кування (осаджування, прошивання та розкочування кільця), після чого проводили термічну обробку за температури 800 °C протягом 1–2 годин із подальшим охолодженням на повітрі. Для прецизійного вимірювання залишкових напружень використовували передовий оптичний прилад Prism фінської компанії Stresstech, який працює за методом електронної спекл-інтерферометрії під час мікросвердління. З'ясувалося, що після кування на зовнішній поверхні кільця формуються напруження стиску, а на внутрішній – напруження розтягу.

Рівняння Арреніуса є ключовим математичним інструментом для опису реологічних властивостей титанових сплавів за високих температур. На практиці це рівняння інтегрують у системи комп'ютерного моделювання (методом скінченних елементів) для симуляції процесів гарячого штампування складнопрофільних деталей авіаційних двигунів. Пов'язуючи швидкість деформування, температуру та напруження течії, рівняння (1) допомагає визначити оптимальні режими штампування, що забезпечують необхідне подрібнення мікроструктури без ризику руйнування заготовки чи інструменту.

$$\dot{\epsilon} = A(\sinh(\alpha\sigma))^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

де $\dot{\epsilon}$ – швидкість деформування (с^{-1});

σ – напруження течії металу (МПа);

T – абсолютна температура нагрівання заготовки (К);

Q – енергія активації гарячої деформації (кДж/моль), що характеризує енергетичний бар'єр для пластичної течії матеріалу;

R – універсальна газова стала (8,314 Дж/(моль·К));

A , α та n – константи матеріалу (структурний множник, множник напруження та показник чутливості до напруження відповідно). Ці параметри є унікальними та розраховуються експериментально для кожного конкретного металу (наприклад, для жароміцних титанових сплавів, з яких кують блиски авіаційних двигунів). A – вимірюється у с^{-1} , α – у МПа^{-1} , а n є безрозмірною величиною.

Аналіз залишкових напружень після токарної обробки здійснювали у програмному середовищі AdvantEdge v5.1, що проілюстровано на рисунках 4, а і 4, в. Процес моделювали з урахуванням рясного охолодження: температура рідини становила 20 °C; коефіцієнт теплопередачі $10^4 \text{ Вт}/(\text{К}\cdot\text{м}^2)$.

Під час точіння на глибині до 150 мкм виникає «V-подібний» шар напружень від самої обробки (з піковим стиском на глибині 50 мкм), що зумовлено інтенсивною пластичною деформацією та тертям твердосплавного різця. Під час зовнішнього точіння максимальні напруження стиску в напрямку подачі та напрямку різання становили -332,4 та -466,9 МПа відповідно (рис. 4, б). Під час внутрішнього точіння (розточування) максимальні абсолютні значення напружень стиску у напрямку подачі та напрямку різання на глибині 50 мкм дорівнювали 283,3 та 386,4 МПа відповідно (рис. 4, в).

Щоб мінімізувати жолоблення тонкостінного корпусу, автори детально дослідили вплив послідовності зняття припуску на токарно-фрезерному обробному центрі KMC800 UMT. Аналіз показав, що на початку обробки головну руйнівну роль (близько 90 % впливу) відіграють залишкові напруження від кування. Проте в процесі стоншення стінок жорсткість деталі падає, і визначальним чинником стають напруження

від самого різання (їхня частка сягає понад 47 % від загальної деформації в кінці процесу). Оптимальною стратегією точіння визначено видалення зони металу з напруженнями стиску, а вже потім – із напруженнями розтягу. Аналогічний інтелектуальний підхід застосували й до свердління 27 кріпильних отворів на фланці: експерименти довели, що метод свердління «через один отвір» забезпечує найрізкіше і контрольоване падіння внутрішньої енергії деформації металу порівняно зі звичайним послідовним або симетричним свердлінням. У результаті застосування такого оптимізованого маршруту різання вдалося досягти швидкого зниження потенціальної енергії пружної деформації в матеріалі ще на ранніх етапах чорнової обробки. Завдяки цьому на фінішних операціях енергія системи стабілізується, що дає змогу уникнути раптових непередбачуваних змін геометрії деталі.

У роботі [12] для проведення експерименту з вихідної гарячекатаної плити розміром 1500×600×41 мм було сформовано два принципово різні стани матеріалу. Базовий стан – це прокат, який пройшов відпал за температури 790 °С протягом п'яти годин із подальшим надзвичайно повільним охолодженням у печі до 200 °С, а потім на повітрі. Це дало змогу максимально стабілізувати напруження та одержати рекристалізовану глобулярну структуру. Штучно напружений стан одержано шляхом нагрівання заготовки до 900 °С (в атмосфері аргону для запобігання окисленню поверхні), різкого гартування у воді та наступним старінням за температури 500 °С протягом однієї години. Така обробка сформувала змішану мікроструктуру з первинної α -фази та твердої мартенситної α' - фази.

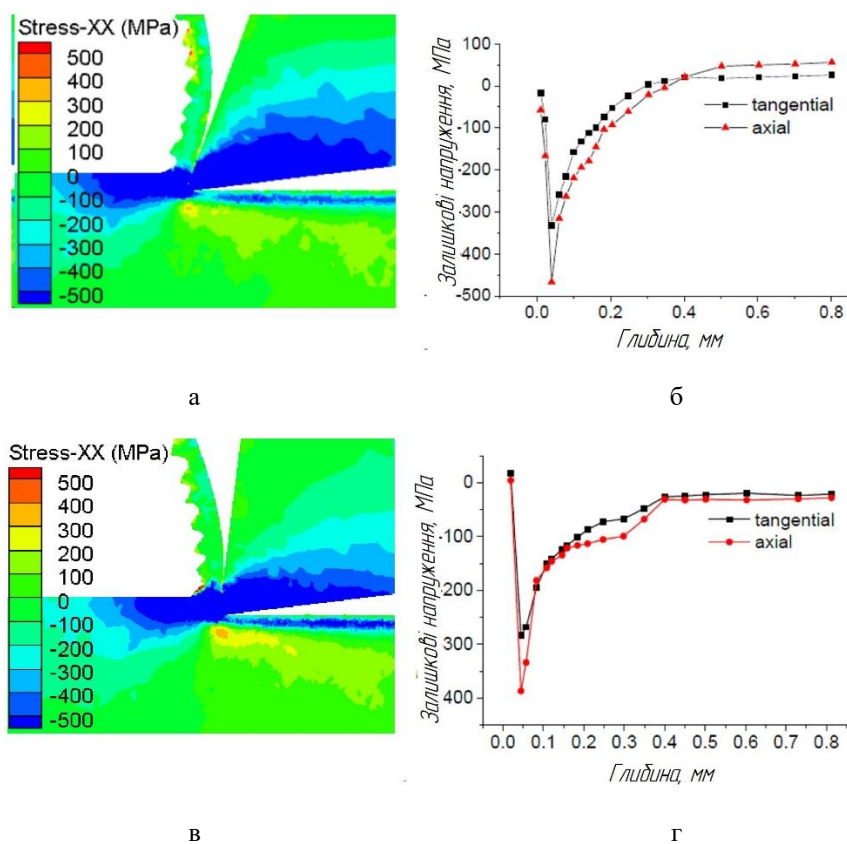


Рис. 4. Моделювання залишкових напружень від різання методом скінченних елементів для зовнішнього (а) і внутрішнього (в) діаметрів деталі, а також криві залежності залишкових осьових і тангенціальних напружень під час обробки зовнішнього (б) і внутрішнього (г) діаметрів деталі залежно від глибини [11]

Щоб спрогнозувати розподіл напружень у глибині металу, дослідники розробили повністю зв'язану термомеханічну комп'ютерну модель у програмному комплексі Abaqus, що враховувала теплопровідність, теплове розширення та високотемпературну повзучість металу. Для практичної перевірки цих математичних розрахунків застосували так званий контурний метод: зразки розрізали надтонким електроерозійним дротом, після чого рельєф поверхні різі сканували на високоточній координатно-вимірjuвальній машині, формуючи масив із 2560 точок із кроком 1 мм.

Фрезерування глибоких кишень і тонких стінок (завтовшки всього 3 мм) тестової деталі розміром 37,5×60×250 мм проводили на сучасному 5-осьовому обробному центрі Mikron HPM 800U HD. Для обробки застосовували твердосплавний інструмент діаметром 16 мм із подачею мастильно-охолоджувальної рідини (МОР). Після зняття з верстата готові вироби сканували на оптичному 3D-сканері структурованого світла для точної оцінки деформації деталі.

У базовому відпаленому стані залишкові напруження металу були мінімальними (максимальний розкид за перерізом становив лише близько 38 МПа). Натомість після гартування у воді напруження розтягу різко зросли і сягнули 200 МПа у серцевині, а напруження стиску біля поверхні 250 МПа. Ця значна різниця у внутрішній пружній енергії безпосередньо вплинула на поведінку металу після видалення значних об'ємів стружки: деталь із базового матеріалу в середньому викривилася лише на 27 мкм, тоді як загартована деталь зазнала жолоблення на цілих 424 мкм (а в одному з тестів максимальне відхилення склало навіть 461 мкм). Таким чином, дослідження переконливо доводить, що саме початковий стан заготовки після термообробки на 94 % визначає остаточне жолоблення складної аерокосмічної деталі, і без правильного попереднього відпалу для стабілізації напружень досягти жорстких геометричних допусків практично неможливо.

Вплив різних режимів термічної обробки на оброблюваність новітнього титанового сплаву Ti-5Al-4V-0.6Mo-0.4Fe (Ti54M) у порівнянні з традиційним авіаційним сплавом Ti-6Al-4V проаналізовано в роботі [16]. Науковці прагнули з'ясувати, як саме зміна мікроструктури, спричинена термічним впливом, позначається на питомих силах різання, локальній температурі інструменту та формоутворенні стружки під час сухого ортогонального різання. Для проведення експериментів заготовки у вигляді циліндрів із товщиною стінки 2 мм піддали трьом кардинально різним варіантам термообробки. Базові сплави Ti64 та Ti54M пройшли звичайний відпал за температури 705 °C. Другу партію сплаву Ti54M піддали β-відпалу: нагріванню до 990 °C протягом однієї години з різким гартуванням у воді та наступним старінням за температури 730 °C протягом двох годин. Третю групу Ti54M обробили за жорстким режимом гартування та старіння: витримка за температури 920 °C протягом години, охолодження у воді та тривале старіння за 500 °C протягом чотирьох годин, що дозволило підвищити твердість матеріалу до 37 HRC.

Безпосередні випробування проводили на вертикальному фрезерному верстаті з ЧПК Lagun, де циліндрична заготовка оберталася у шпинделі та подавалася на нерухомий різець із тврдосплавною пластиною Sandvik (сплав K15). Глибина різання залишалася фіксованою і становила 2 мм, тоді як швидкість варіювалася від 40 до 80 м/хв, а подача – від 0,1 до 0,25 мм/об. Динамічні зміни зусиль реєстрував багатокомпонентний динамометр Kistler, а температурне поле в зоні контакту фіксувала високоточна інфрачервона камера FLIR. Результати випробувань довели, що питомі сили різання закономірно зменшуються зі збільшенням подачі для всіх зразків. Однак найвищі питомі сили подачі були зафіксовані саме для сплаву Ti54M після гартування і старіння через його надвисоку твердість, отриману внаслідок дисперсійного виділення α-фази під час старіння. Водночас сплав Ti54M після β-відпалу продемонстрував найвищі показники питомої сили різання на великих подачах, що пояснюється формуванням грубої повністю пластинчастої мікроструктури, яка створює сильний опір деформуванню зсуву.

Температурний моніторинг виявив, що за інтенсивних режимів обробки (швидкість 80 м/хв та подача 0,25 мм/об) локальна температура на кромці різця сягала екстремальних значень, перевищуючи 1000 °C для всіх трьох термічно оброблених станів сплаву Ti54M. За цих високих параметрів різання інструмент під час обробки Ti54M нагрівався в середньому на 100 °C більше, ніж при обробці Ti64 (рис. 5). Аналіз утворення стружки також підтвердив визначальний вплив термообробки на механіку руйнування: якщо відпалений Ti54M за низьких подачах генерував звичайну суцільну стружку, то β-відпалений стан формувал виключно сегментовану пилкоподібну стружку за будь-яких умов. А при різанні найміцнішого сплаву в стані гартування зі старінням спостерігався значно більший обсяг деформації у первинній зоні зсуву, що безпосередньо вказувало на інтенсивну мікроструктурну деградацію та потужний локальне перегрівання металу.

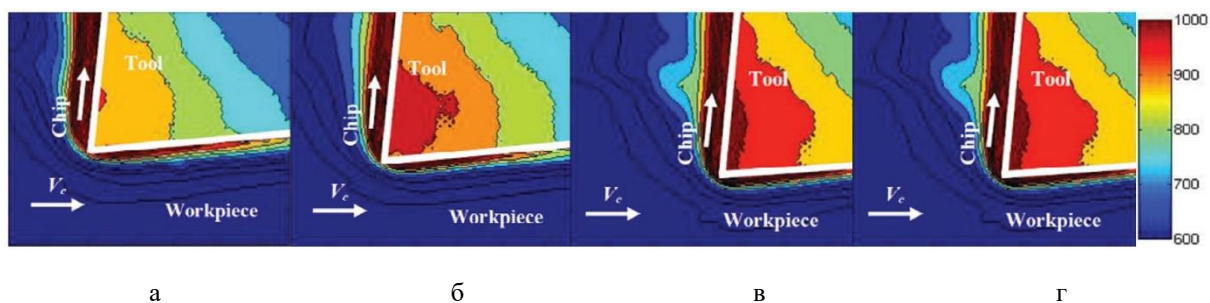


Рис. 5. Розподіл температури під час різання титанових сплавів за різних видах термічної обробки ($V = 80$ м/хв та $F = 0,25$ мм/об): а – Ti64 відпалений; б – Ti54M відпалений; в – Ti54M β-відпал; г – Ti54M, гартування та старіння [16]

Адитивні технології вирощування деталей набули широкого поширення в сучасній промисловості. Головна мета дослідження [17] полягала в систематизації масштабного масиву даних щодо впливу параметрів термічної обробки на мікроструктуру та механічні властивості титанового сплаву Ti-6Al-4V,

виготовленого передовим методом адитивного виробництва – лазерним плавленням у порошковому шарі (LPBF). Через специфіку цього процесу, який супроводжується надвисокими швидкостями охолодження та різкими локальними температурними градієнтами під час плавлення кожного мікрошару, надруковані деталі у вихідному стані накопичують руйнівні залишкові напруження (часто понад 400–450 МПа). Крім того, швидка кристалізація формує специфічну мікроструктуру, що складається з крихкої тонкої голчастої α' -мартенситної фази всередині стовпчастих β -зерен. Хоча такий стан забезпечує високу міцність, він робить деталі вкрай схильними до деформацій, розшарування та утворення тріщин, що зумовлює критичну необхідність подальшої термічної обробки.

Детальний аналіз охопив чотири ключові параметри термообробки: температуру нагрівання, час витримки, швидкість охолодження та швидкість нагрівання. Дослідники підтвердили, що саме температура є найважливішим чинником, який визначає остаточну структуру виробу. Нагрівання нижче температури поліморфного перетворення (у субтрансусній області, до 980 °C) дає змогу розкласти первинний крихкий мартенсит і перетворити його на більш стабільну та пластичну пластинчасту ($\alpha+\beta$)-структуру. Натомість нагрівання вище цієї точки (у супертрансусній області) призводить до повного фазового перетворення, де вирішальну роль починає відігравати швидкість охолодження. Різне гартування у воді з таких температур знову формує дрібний мартенсит, тоді як повільне охолодження разом із піччю генерує грубу, «корзинчасту» структуру або великі пластинчасті колонії. Збільшення часу витримки при цьому закономірно сприяє укрупненню зерен та глобуляризації фаз. Практичні результати застосування таких термообробок демонструють чіткий компроміс між міцністю та пластичністю матеріалу. Правильно підібрані режими відпалу (наприклад, за температур близько 700–800 °C) дають змогу ефективно стабілізувати до 90 % внутрішніх залишкових напружень, стабілізуючи геометрію складнопрофільних деталей і усуваючи ризик їхнього спонтанного руйнування. При цьому внаслідок розпаду мартенситу мікротвердість і межа міцності під час розтягу закономірно знижуються (середня міцність падає з початкових 1184 МПа до 946–1090 МПа залежно від режиму). Однак найважливішим здобутком є те, що пластичність матеріалу (відносна видовження після розриву) стрімко зростає – з 6–9 % у стані після друку до 14–15 % після термообробки. Таке збалансування механічних характеристик є абсолютно необхідним етапом для того, щоб синтезовані LPBF-методом титанові компоненти могли безпечно використовуватися у високонавантажених вузлах аерокосмічної та біомедицинської галузей.

Вивченню механізмів втомного руйнування кованих дисків компресорів авіаційних двигунів із високоміцного титанового сплаву Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6246) присвячена робота [18]. Науковці відокремили та проаналізували вплив двох ключових виробничих етапів: формування кристалографічної текстури під час попереднього кування та поверхневих змін, що виникають у процесі подальшої механічної обробки. Для цього було застосовано метод втомних випробувань на чотириточковий згин, що дозволило оцінити характеристики зародження та поширення тріщин на зразках, вирізаних у різних радіальних напрямках по колу реального диска. Частину зразків випробовували у стані після кування, а інша частина – після імітації токарної обробки на верстаті з ЧПК за різних швидкостей різання (від 50 до 150 м/хв). Для глибокого вивчення мікроструктури та орієнтації зерен навколо тріщин використовували сканувальну електронну мікроскопію та метод дифракції зворотного розсіяння електронів (EBSD).

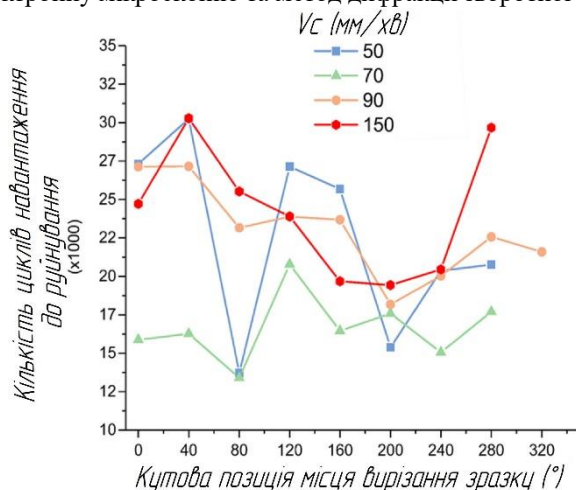
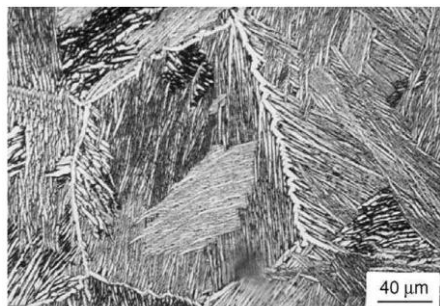


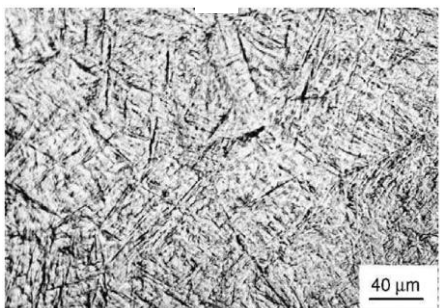
Рис. 6. Залежність кількості циклів навантаження до руйнування від кутового розташування та швидкості різання зразків, вирізаних з диска компресора, (матеріал Ti-6246) [18]

Аналіз матеріалу у стані після кування виявив значну неоднорідність механічних властивостей: втомна довговічність зразків із різних зон того самого диска відрізнялася на 60 % (рис. 6). Ця циклічна анізотропія безпосередньо пов'язана з нерівномірною мікротекстурою, яка формується внаслідок складного розподілу деформацій ще на етапі первинного кування злитка. У зонах із сильною текстурою тріщини поширюються швидко і майже прямолінійно, уздовж шляху найменшого опору, тоді як у ділянках із хаотичною орієнтацією зерен шлях тріщини стає звивистим, що значно подовжує період до руйнування. Встановлено, що тріщини змінюють напрямок або повністю зупиняються, коли стикаються з колоніями вторинної α -фази, орієнтація яких є несприятливою для призматичного ковзання дислокацій відносно напрямку прикладеного навантаження.

Механічна обробка, як довели експерименти, позитивно впливає на втомну міцність деталі. Під час різання у поверхневому шарі металу виникають значні залишкові напруження стиску, які у 2–3 рази збільшують кількість циклів до руйнування порівняно з необробленим станом, оскільки вони ефективно гальмують зародження нових тріщин. Проте навіть таке потужне поверхнєве зміцнення не здатне повністю



а



б

Рис. 7. Мікроструктура сплаву Ti-6Al-4V: а – після охолодження на повітрі (пластини α -фази в β -матриці); б – після охолодження у воді (мартенситні пластини фаз α'/α'') [21]

додатково піддавали відпалу за 1055 К із подальшим різким охолодженням в оливі або воді та старінням за різних температур (від 623 до 823 К) і тривалості (5–20 годин). Механічні випробування включали статичні тести на розтяг, вимірювання твердості та триточковий згин для визначення в'язкості руйнування (K_{Ic}), а поверхні зламів ретельно аналізували за допомогою сканувальної електронної мікроскопії.

усунути внутрішню «спадковість» кування – радіальна неоднорідність втомної довговічності зберігається і після токарної обробки. Дослідження також показало, що перехід до високих швидкостей різання (наприклад, 150 м/хв) загалом покращує стабільність і тривалість роботи деталі. Однак виявлено критичний неоптимізований режим за швидкості 70 м/хв, за якого на різальній кромці інструменту утворювався наріст, що призводило до налипання та розмазування часток титану по обробленій поверхні. Ці мікроскопічні дефекти ставали концентраторами напружень, провокуючи передчасне зародження тріщин і різке падіння надійності виробу. У дослідженні [21] встановлено закономірності між режимами термічної обробки, морфологією мікроструктури та механічними властивостями двох двофазних титанових сплавів – Ti-6Al-4V та Ti-6Al-2Mo-2Cr. Зокрема, досліджено вплив швидкості охолодження та параметрів старіння на формування пластинчастої структури, а також те, як ці мікроструктурні зміни впливають на межу плинності, пластичність та в'язкість руйнування матеріалу.

Мікроструктуру сплаву Ti-6Al-4V після охолодження з контрольованою швидкістю наведено на рисунках 7, а, б. Відзначено, що товщина та довжина пластин α -фази зменшуються з підвищенням швидкості охолодження, а також зі збільшенням вмісту β -стабілізувальних елементів.

Для проведення експериментів зразки сплавів нагрівали до однофазної β -області, а потім охолоджували з різними контрольованими швидкостями (від дуже повільних 0,004 К/с до стрімких 48 К/с), щоб сформувати весь спектр мікроструктур: від грубої пластинчастої до дрібної мартенситної (табл. 1). Для детальної оцінки в'язкості руйнування сплав Ti-6Al-2Mo-2Cr

Таблиця 1

Фазовий склад сплавів Ti-6Al-4V та Ti-6Al-2Mo-2Cr після охолодження із контрольованою швидкістю

Швидкість охолодження (К/с)	Фазовий склад Ti-6Al-4V	Фазовий склад Ti-6Al-2Mo-2Cr
48	$\alpha'(\alpha'')$	$\alpha'(\alpha'')$
40	$\alpha'(\alpha'')$	$\alpha'(\alpha'')$
18	$\alpha'(\alpha'')$	$\alpha'(\alpha'')$
9	$\alpha + \alpha'(\alpha'')$	$\alpha + \alpha'(\alpha'') + \beta$
7	$\alpha + \alpha'(\alpha'')$	$\alpha + \alpha'(\alpha'')$ (сліди) + β
3.5	$\alpha + \alpha'(\alpha'')$ (сліди) + β	$\alpha + \alpha'(\alpha'')$ (сліди) + β
1.2	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$
0,08	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$
0,04	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$
0,024	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta + TiCr_2$
0,008	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta + TiCr_2$
0,004	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta + TiCr_2$

Результати досліджень переконливо продемонстрували, що швидкість охолодження є визначальним чинником керування властивостями: її збільшення призводить до потоншення та вкорочення пластин α -фази, що закономірно підвищує межу плинності сплавів через зменшення вільної довжини ковзання дислокацій. Варто відзначити, що максимальна пластичність (відносне видовження) досягається саме за

проміжних швидкостей охолодження (близько 9 К/с), оскільки надто повільне охолодження спричиняє крихке руйнування уздовж меж великих зерен, а стрімке – формує твердий, але крихкий мартенсит.

Випробування на в'язкість руйнування показали, що найвищий опір поширенню тріщин (близько 92,8 МПа·мм^{1/2}) забезпечується за умови старіння за відносно низької температури (623 К). Підвищення температури та часу старіння призводить до укрупнення колоній пластинчастої α -фази та росту рівноосних зерен, що суттєво знижує в'язкість руйнування матеріалу. Це пояснюється механікою руйнування: дрібні переплетені колонії пластин ефективно гальмують тріщину, змушуючи її постійно розгалужуватися та змінювати напрямок (що потребує значних витрат енергії), тоді як крізь великі рівноосні зерна тріщина проходить майже безперешкодно.

В'язкість руйнування K_{Ic} розраховується за формулою [21]:

$$K_{Ic} = \frac{P_Q l}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right), \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{1/2},$$

де P_Q – критичне навантаження, при якому починається нестабільне поширення тріщини, Н;

l – відстань між опорами, мм;

B – товщина зразка, мм;

W – ширина (або висота) зразка, мм;

a – довжина початкової тріщини, мм;

$f(a/W)$ – безрозмірна функція геометрії зразка, що залежить від співвідношення довжини тріщини до ширини зразка.

Оброблюваність різанням двох сучасних титанових сплавів із різним хімічним складом у відпаленому стані та після відпалу зі старінням проаналізовано в роботі [22]. Перший досліджений матеріал – це двофазний сплав Ti54M (Ti-5Al-4V-0.8Mo-0.5Fe). Другий матеріал – це псевдо- β -сплав Ti-10-2-3 (Ti-10V-2Fe-3Al).

Основні висновки демонструють, що режим відпалу зі старінням суттєво погіршує оброблюваність обох сплавів порівняно з базовим відпаленим станом через інтенсивне зміцнення матеріалу, коли тверді вторинні виділення діють як абразив, збільшуючи сили різання, тертя та температуру на різальній кромці. Порівнюючи матеріали між собою, встановлено, що сплав Ti-10-2-3 є набагато складнішим для обробки, ніж Ti54M, саме через високий вміст ванадію та заліза, а найгірші показники оброблюваності були зафіксовані для Ti-10-2-3 після гартування і старіння. Водночас виявлено, що збільшення швидкості подачі під час точіння дещо знижує коефіцієнт тертя для обох сплавів завдяки ефекту термічного розм'якшення стружки.

Останнім часом значного поширення набув метод «цифрових відбитків» (digital fingerprints) [7], що є інноваційною технологією контролю якості деталей, заснованою на аналізі зворотного зв'язку від зусиль різання під час механічної обробки. Суть цього методу полягає у використанні динамічної взаємодії між різальним інструментом та деталлю в процесі її фінішного точіння. Оскільки опір металу різанню безпосередньо залежить від його локальної мікроструктури та кристалографічної текстури, безперервне вимірювання цих зусиль дозволяє створити своєрідний «цифровий паспорт» (карту) або просторовий відбиток кожної конкретної деталі безпосередньо на верстаті.

Вплив мікроструктури на процес механічної обробки досліджено на високоміцному двофазному титановому сплаві Ti-6246 (титан, легований алюмінієм, оловом, цирконієм та великою часткою молібдену), якому найбільше відповідають вітчизняні аналоги титанових жароміцних сплавів марок VT та VT25U [8]. Водночас через високий вміст молібдену (який є сильним β -стабілізатором) та дуже високу міцність, його поведінка під час обробки нагадує важкооброблюваний вітчизняний сплав VT22.

Щоб виявити вплив мікроструктури на процес механічної обробки, вихідні заготовки діаметром 200 мм пройшли чотири різні режими термічної обробки. Перша заготовка залишилася у стані після чорного кування без додаткової термообробки і мала найменшу твердість – 334 HV1. Другу заготовку піддали відпалу в β -області за температури 1000 °C протягом 1 години з подальшим охолодженням на повітрі. Це сформувало великі первинні β -зерна діаметром близько 500 мкм, а твердість становила 350 HV1. Третя заготовка пройшла гартування зі старінням: спочатку нагрівання до 900 °C протягом 1 години з охолодженням на повітрі, а потім старіння за температури 677 °C протягом 8 годин також із охолодженням на повітрі. Цей режим забезпечив найтонші вторинні α -пластини (близько 0,75 мкм) і найвищу твердість у 377 HV1. Четверту заготовку піддали звичайному відпалу за температури 700 °C протягом 8 годин із повітряним охолодженням, що дало товщину α -пластин близько 1 мкм і твердість 354 HV1.

Токарну обробку цих заготовок виконували на сучасному багатоцільовому токарно-фрезерному обробному центрі з ЧПК моделі WFL M100 MillTurn. Для різання використовували державку T-Max P DCLNL 2020K-12, оснащену твердосплавними пластинами Sandvik Coromant моделі CNMG 12 04 08-MM N13A. Це пластини з твердого сплаву без покриття, які мають радіус при вершині 0,8 мм. Процес різання проходив за постійної швидкості обертання шпинделя 62 об/хв, при цьому для імітації фінішних проходів змінювали глибину різання (0,25 та 0,5 мм) і подача (0,1 та 0,15 мм/об).

Для зчитування мінімальних коливань зусиль під час різання у верстат був інтегрований високоточний динамометр Kistler 9129AA, який записував сили за трьома осями із частотою зчитування 20 кГц (тобто 20 000 вимірювань кожної секунди). Завдяки такій значній роздільній здатності (на зовнішньому діаметрі

заготовки прилад фіксував зусилля кожні 32,46 мкм шляху різця) вдалося точно математично пов'язати зусилля зі структурою. Дані з динамометра Kistler довели, що заготовка після β -відпалу з її 500-мікронними зернами дає коливання сили різання на 30–40 % більші, ніж усі інші стани. Водночас під час термообробки за нижчих температур прилади чітко зафіксували, що потовщення вторинних α -пластин від 0,75 мкм до 1 мкм і більше супроводжується зростанням загального модуля сили різання, попри те, що твердість металу при цьому знижується.

Висновки та перспективи подальших досліджень. Титанові сплави (зокрема двофазні $\alpha + \beta$ та псевдо- α -сплави) завдяки поєднанню високої питомої міцності та жароміцності залишаються безальтернативною основою для виготовлення найвантажених роторних деталей газотурбінних двигунів, як-от диски компресора та суцільнофрезеровані моноколеса. Проте їхня механічна обробка супроводжується значними технологічними труднощами, і, як показує аналіз, вирішення проблеми оброблюваності неможливе лише шляхом удосконалення різального інструменту. Визначальну роль у забезпеченні необхідних показників якості, геометричної точності та експлуатаційної надійності відіграє «технологічна спадковість» – початковий структурний та напружений стан матеріалу.

Застосування передових методів термомеханічної підготовки, зокрема ізотермічного штампування із жорстким контролем температурно-швидкісних режимів, дає змогу цілеспрямовано формувати оптимальну (глобулярну або бімодальну) мікроструктуру та мінімізувати внутрішні залишкові напруження. Саме ці напруження є головною причиною неконтрольованого просторового жолоблення тонкостінних лопаток під час їхнього подальшого 5-осьового фрезерування. Крім того, правильна термічна обробка критично необхідна для стабілізації деталей, виготовлених новітніми адитивними методами.

Значна частина досліджень фокусується на оцінці оброблюваності титанових сплавів після різних режимів термічної обробки (відпал, гартування зі старінням). Проте в цих роботах автори розглядають мікроструктуру як константу по всьому об'єму зразка. У реальних великогабаритних поковках для авіадвигунів спостерігається яскраво виражена мікроструктурна анізотропія та градієнт властивостей від поверхні до серцевини і за діаметром диска. Жодна з проаналізованих робіт не пропонує адаптивних моделей різання, які б враховували цю просторову неоднорідність. Відповідно, актуальним завданням є дослідження динаміки зміни опору різанню під час переходу інструменту через зони з різним розміром зерна та співвідношенням фаз, що дало б змогу оптимізувати режими різання безпосередньо в процесі розробки керуючої програми.

У дослідженнях, присвячених втомному руйнуванню, доведено, що механічна обробка (точіння) генерує інтенсивні залишкові напруження стиску в поверхневому шарі, що суттєво подовжує життєвий цикл деталі. Проте роботи констатують факт збереження структурної «спадковості» після кування, не пропонуючи механізмів управління нею. Практично недослідженим залишаються реакції різних фазових складів вихідної мікроструктури на пластичне деформування під час механічної обробки. Необхідно провести додаткові дослідження для встановлення оптимальних режимів фінішного фрезерування для різних фазових складів титанових сплавів, щоб максимізувати глибину та амплітуду корисних напружень стиску, тим самим нівелюючи негативний вплив початкової кристаліграфічної текстури.

Метод «цифрових відбитків» на основі моніторингу зусиль різання демонструє високий потенціал для ідентифікації структурного стану титанових сплавів безпосередньо на верстаті. Однак ці експерименти проводилися в суворо контрольованих лабораторних умовах під час простого ортогонального точіння за допомогою надвисокоточних динамометрів. У представлених роботах не вирішено проблему розділення корисного сигналу (зміни мікроструктури) від «шуму», спричиненого природним зношуванням інструменту, наростоутворенням або вібраціями під час багатокординатної обробки. Щоб ця технологія стала придатною для контролю якості складнопрофільних моноколес, необхідно розробити алгоритми фільтрації та нейромережеві моделі, здатні розпізнавати «відбитки» мікроструктури не за прямими силами різання, а за непрямими параметрами – наприклад, за споживаним струмом приводів верстата (шпинделя та осей подач) під час складного просторового фрезерування.

Список використаної літератури:

1. Simulation Study on Isothermal Forging Microstructure Change of TC11 Alloy Compressor Disk / X.Yu, G.Pang, Q.Huang, Q.Pang // International Core Journal of Engineering. – 2022. – Vol. 8, Iss. 3. – P. 612–621. DOI: 10.6919/ICJE.202203_8(3).0074.
2. Youhong C. Research on the Isothermal Forging Process for TC6 Titanium Alloy Blades with Thin-Walled and Variable Cross-Section Characteristics / C.Youhong, S.Xing, L.Bo // Journal of Physics: Conference Series. – 2025. – Vol. 2941, Iss. 1. – P. 1–9. DOI: 10.1088/1742-6596/2941/1/012041.
3. Research Trends in Isothermal Near-Net-Shape Forming Process of High-Performance Titanium Alloys / S.Chu, W.Huang, G.Liang and other // Materials. – 2025. – Vol. 18. – P. 1–25. DOI: 10.3390/ma18030578.
4. Raghu T. Isothermal and Near Isothermal Processing of Titanium Alloys / T.Raghu, I.Balasundar, M.Sudhakara Rao // Defence Science Journal. – 2011. – Vol. 61, Iss. 1. – P. 72–80. DOI: 10.14429/dsj.61.321.

5. Analysis of high flow stress and microstructural evolution of TC6 titanium alloy during isothermal forging / A.M. Xiong, M.Q. Li, W.C. Huang and other // *Materials Science and Technology*. – 2004. – Vol. 20, Iss. 10. – P. 1257–1260. DOI: 10.1179/026708304X6095/.
6. Deformation Behavior of TC6 Alloy in Isothermal Forging / X.Li, M.Li, D.Zhu, A.Xiong // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2005. – Vol. 14, Iss. 5. – P. 671–676.
7. Digital fingerprints of microstructural variation in titanium alloy hip joint forgings via machining force feedback analysis / B.Fernández Silva, D.Suárez Fernández, I.Green and other // *Materials Characterization*. – 2022. – Vol. 192. DOI: 10.1016/j.matchar.2022.112198.
8. Titanium alloy microstructure fingerprint plots from in-process machining / D.Suárez Fernández, B.P. Wynne, P.Crawforth, M.Jackson // *Materials Science and Engineering : A*. – 2021. – Vol. 811. – P. 1–10. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141074.
9. Miniaturised simulation and combined modelling of open-die forging of Ti-6Al-4V titanium alloy / D.Connelly, M.Fabris, G.Sivaswamy and other // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 30. – P. 3622–3639. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.04.084.
10. Experimental Investigation on Machinability of α/β Titanium Alloys with Different Microstructures / S.El-Hadad, A.Elsayed, B.Shi, H.Attia // *Materials*. – 2023. – Vol. 16, Iss. 22. DOI: 10.3390/ma16227157
11. Machining Distortion of Titanium Alloys Aero Engine Case Based on the Energy Principles / Z.Wang, J.Sun, W.Chen and other // *Metals*. – 2018. – Vol. 8. DOI: 10.3390/met8060464.
12. Influence of heat treatment on the residual stress-related machining distortion of Ti-6Al-4V alloy monolithic parts / M.Landwehr, F.G. Oehler, H.Behnken and other // *Procedia CIRP*. – 2021. – Vol. 104. – P. 1328–1333.
13. Zhao P.B. Adaptive sliding mode control of the A-axis used for blisk manufacturing / P.B. Zhao, Y.Y. Shi // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2014. – Vol. 27, Iss. 3. – P. 708–715. DOI: 10.1016/j.cja.2014.04.013.
14. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications / C.Leyens, M.Peters (eds.). – Weinheim, Germany : Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.
15. Machining of Titanium Alloys: A Review / M.H. Ali, B.A. Khidhir, B.Mohamed and other // *IEEE Student Conference on Research and Development (SCoReD)*. – Putrajaya, Malaysia, 2011.
16. Effect of heat treatment conditions on the machinability of Ti64 and Ti54M alloys / N.Khanna, A.Garay, L.M. Iriarte and other // *Procedia CIRP*. – 2012. – Vol. 1. – P. 477–482. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.085.
17. Influence of heat treatment parameters on microstructure and mechanical performance of titanium alloy in LPBF: A brief review / F.I. Jamhari, F.M. Foudzi, M.A. Buhairi and other // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 24. – P. 4091–4110.
18. The effect of forging texture and machining parameters on the fatigue performance of titanium alloy disc components / D.Suárez Fernández, B.P. Wynne, P.Crawforth, M.Jackson // *International Journal of Fatigue*. – 2021. – Vol. 142. – P. 1–13. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105936.
19. Маковецький А.В. Удосконалення процесів гарячого об'ємного штампування деталей авіаційних конструкцій із важкодеформівних сплавів : дис. ... канд. техн. наук : 05.03.05 / А.В. Маковецький. – Харків : Нац. аерокосм. ун-т ім. М.Є. Жуковського «Харків. авіац. ін-т», 2012. – 149 с.
20. Welsch G. Materials properties handbook: Titanium alloys / G.Welsch, R.Boyer, E.W. Collings. – Materials Park: ASM International, 1994. – 1169 p.
21. The effect of microstructure on the mechanical properties of two-phase titanium alloys / R.Filip, K.Kubiak, W.Ziaja, J.Sieniawski // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 133. – P. 84–89.
22. Khanna N. Machinability study of α/β and β titanium alloys in different heat treatment conditions / N.Khanna, K.S. Sangwan // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B : Journal of Engineering Manufacture*. – 2013. – Vol. 227, Iss. 3. – P. 357–362. DOI: 10.1177/0954405412469509.
23. Бойко І.А. Використання титанових сплавів під час виготовлення складнопрофільних деталей авіаційних двигунів / І.А. Бойко, П.П. Мельничук // *Технічна інженерія*. – 2025. – № 2 (96). – С. 13–21.

References:

1. Yu, X., Pang, G., Huang, Q. and Pang, Q. (2022), «Simulation Study on Isothermal Forging Microstructure Change of TC11 Alloy Compressor Disk», *International Core Journal of Engineering*, Vol. 8, Iss. 3, pp. 612–621, doi: 10.6919/ICJE.202203_8(3).0074.
2. Youhong, C., Xing, S. and Bo, L. (2025), «Research on the Isothermal Forging Process for TC6 Titanium Alloy Blades with Thin-Walled and Variable Cross-Section Characteristics», *Journal of Physics: Conference Series*, Vol. 2941, Iss. 1, pp. 1–9, doi: 10.1088/1742-6596/2941/1/012041.
3. Chu, S., Huang, W., Liang, G. et al. (2025), «Research Trends in Isothermal Near-Net-Shape Forming Process of High-Performance Titanium Alloys», *Materials*, Vol. 18, pp. 1–25, doi: 10.3390/ma18030578.
4. Raghu, T., Balasundar, I. and Sudhakara Rao, M. (2011), «Isothermal and Near Isothermal Processing of Titanium Alloys», *Defence Science Journal*, Vol. 61, Iss. 1, pp. 72–80, doi: 10.14429/dsj.61.321.
5. Xiong, A.M., Li, M.Q., Huang, W.C. et al. (2004), «Analysis of high flow stress and microstructural evolution of TC6 titanium alloy during isothermal forging», *Materials Science and Technology*, Vol. 20 (10), pp. 1257–1260, doi: 10.1179/026708304X6095/.
6. Li, X., Li, M., Zhu, D. and Xiong, A. (2005), «Deformation Behavior of TC6 Alloy in Isothermal Forging», *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 14, Iss. 5, pp. 671–676.
7. Fernández Silva, B., Suárez Fernández, D., Green, I. et al. (2022), «Digital fingerprints of microstructural variation in titanium alloy hip joint forgings via machining force feedback analysis», *Materials Characterization*, Vol. 192, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112198.
8. Suárez Fernández, D., Wynne, B.P., Crawforth, P. and Jackson, M. (2021), «Titanium alloy microstructure fingerprint plots from in-process machining», *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 811, pp. 1–10, doi: 10.1016/j.msea.2021.141074.

9. Connolly, D., Fabris, M., Sivaswamy, G. et al. (2024), «Miniaturised experimental simulation and combined modelling of open-die forging of Ti-6Al-4V titanium alloy», *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 30, pp. 3622–3639, doi: 10.1016/j.jmrt.2024.04.084.
10. El-Hadad, S., Elsayed, A., Shi, B. and Attia, H. (2023), «Experimental Investigation on Machinability of α/β Titanium Alloys with Different Microstructures», *Materials*, Vol. 16 (22), doi: 10.3390/ma16227157.
11. Wang, Z., Sun, J., Chen, W. et al. (2018), «Machining Distortion of Titanium Alloys Aero Engine Case Based on the Energy Principles», *Metals*, Vol. 8, doi: 10.3390/met8060464.
12. Landwehr, M., Oehler, F.G., Behnken, H. et al. (2021), «Influence of heat treatment on the residual stress-related machining distortion of Ti-6Al-4V alloy monolithic parts», *Procedia CIRP*, Vol. 104, pp. 1328–1333.
13. Zhao, P.B. and Shi, Y.Y. (2014), «Adaptive sliding mode control of the A-axis used for blisk manufacturing», *Chinese Journal of Aeronautics*, Vol. 27, Iss. 3, pp. 708–715, doi: 10.1016/j.cja.2014.04.013.
14. Leyens, C. and Peters, M. (ed.) (2003), *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany.
15. Ali, M.H., Khidhir, B.A., Mohamed, B. et al. (2011), «Machining of Titanium Alloys: A Review», *IEEE Student Conference on Research and Development (SCORED)*, Putrajaya, Malaysia.
16. Khanna, N., Garay, A., Iriarte, L.M. et al. (2012), «Effect of heat treatment conditions on the machinability of Ti64 and Ti54M alloys», *Procedia CIRP*, Vol. 1, pp. 477–482, doi: 10.1016/j.procir.2012.04.085.
17. Jamhari, F.I., Foudzi, F.M., Buhairi, M.A. et al. (2023), «Influence of heat treatment parameters on microstructure and mechanical performance of titanium alloy in LPBF: A brief review», *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 24, pp. 4091–4110.
18. Suárez Fernández, D., Wynne, B.P., Crawforth, P. and Jackson, M. (2021), «The effect of forging texture and machining parameters on the fatigue performance of titanium alloy disc components», *International Journal of Fatigue*, Vol. 142, pp. 1–13, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105936.
19. Makovetskyi, A.V. (2012), «Udoskonalennia protsesiv hariachoho obiemnoho shtampuvannia detalei aviatsiinykh konstruktiv iz vazhkodeformivnykh splaviv», Ph.D. Thesis of dissertation, 05.03.05, Nats. aerokosm. un-t im. M.Ye. Zhukovskoho «Kharkiv. aviats. in-t», Kharkiv, 149 p.
20. Welsch, G., Boyer, R. and Collings, E.W. (1994), «Materials properties handbook: Titanium alloys», Materials Park, ASM International, 1169 p.
21. Filip, R., Kubiak, K., Ziája, W. and Sieniawski, J. (2003), «The effect of microstructure on the mechanical properties of two-phase titanium alloys», *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 133, pp. 84–89.
22. Khanna, N. and Sangwan, K.S. (2013), «Machinability study of α/β and β titanium alloys in different heat treatment conditions», *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B. Journal of Engineering Manufacture*, Vol. 227, Iss. 3, pp. 357–362, doi: 10.1177/0954405412469509.
23. Boiko, I.A. and Melnychuk, P.P. (2025), «Vykorystannia tytanovykh splaviv pid chas vyhotovlennia skladnoprofilnykh detalei aviatsiinykh dvyhuni», *Tekhnichna inzheneriia*, No. 2 (96), pp. 13–21.

Бойко Ігор Андрійович – кандидат технічних наук, докторант Державного університету «Житомирська політехніка».

<https://orcid.org/0000-0003-0953-1927>.

Наукові інтереси:

- механічна обробка важкооброблюваних матеріалів;
- математичне та комп'ютерне моделювання технічних процесів та систем.

Boiko I.A.

The effect of forging conditions and heat treatment on the machinability of titanium alloy workpieces

In modern aircraft engine manufacturing, titanium alloys are an indispensable material for the production of the most critical and highly loaded rotor components of gas turbine engines, such as integrally bladed rotors (blisks) and compressor discs. The widespread use of titanium alloys is due to their unique combination of high specific strength, high-temperature strength, and exceptional corrosion resistance. However, the machining of titanium alloys is significantly complicated by their low thermal conductivity and low modulus of elasticity, as well as their high chemical reactivity at elevated temperatures. This leads to immense thermal loads, elastic deflection (springback) of the material, and catastrophic wear of the cutting tool. Practice proves that a purely tooling-based approach is insufficient to solve this problem, as the machinability of the metal substantially depends on its internal morphology and initial state.

This paper analyzes the current state of the issue and the main research directions regarding the impact of technological «heredity» – forging and heat treatment parameters – on the microstructure, phase composition, residual stress level, and subsequent machinability of titanium alloys. The results of studies on optimizing the temperature and strain-rate parameters of isothermal forging to form the required types of microstructure (equiaxed, bimodal, basketweave) and prevent the formation of defects are presented. The influence of residual stresses induced after forging on the deformation (distortion) of thin-walled parts during multi-axis milling is considered. Furthermore, the innovative «digital fingerprints» method for part quality control, based on continuous analysis of cutting force dynamics directly on the machine tool, is highlighted.

Ultimately, conclusions are drawn regarding the necessity of an integrated approach in the manufacture of aerospace components, in which the parameters of thermomechanical processing (isothermal forging) are strictly synchronized with the future machining strategy to minimize geometric deviations and ensure high performance characteristics of the product.

Keywords: titanium alloys; blisk (integrally bladed rotor); isothermal forging; microstructure; machinability; residual stresses; multi-axis machining; digital fingerprints.

Стаття надійшла до редакції 01.12.2025.