

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ ЗАКЛАД «ПІВДЕННОУКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ
ПЕДАГОГІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ ІМЕНІ К. Д. УШИНСЬКОГО»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

РИБАК НАДІЯ ІВАНІВНА

УДК 669-176 + 539.32+539.424+539.4.011.24


ДИСЕРТАЦІЯ

**ВПЛИВ ТИПУ ДЕФОРМАЦІЇ НА АНІЗОТРОПІЮ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ
ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕЯКИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ
МАГНІЮ, ТИТАНУ ТА НІКЕЛЮ**

105 – Прикладна фізика та наноматеріали

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук
(доктора філософії)

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело



Н.І. Рибак

Науковий керівник – Усов Валентин Валентинович, доктор
фізико-математичних наук, професор

Одеса – 2023

АНОТАЦІЯ

Рибак Н.І. Вплив типу деформації на анізотропію фізико-механічних властивостей деяких сплавів на основі магнію, титану та нікелю. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук (доктора філософії) за спеціальністю 105 «Прикладна фізика та наноматеріали». – Державний заклад «Південноукраїнський національний університет імені К. Д. Ушинського», Одеса, 2023.

Застосування металевих напівфабрикатів та виробів з них залежить від їх властивостей після виготовлення. Тому є актуальним дослідження впливу чинників формування оптимальних властивостей. Характеристики структури металевих полікристалічних матеріалів, а саме текстура (кристалографічна та механічна), особливості мікроструктури (розміри зерен, внутрішні напруження, пошкодження – мікропорожнечі, мікротріщини, тощо) обумовлюють наявність анізотропії фізико-механічних властивостей металу.

З одного боку, не врахування текстури металу може стати джерелом браку у виробках або передчасного руйнування конструкцій. З іншого боку, формування сприятливої структури, зокрема текстури, може стати значним резервом зміцнення металевих матеріалів за рахунок текстурного зміцнення. На жаль впливом текстури на фізико-механічні властивості часто нехтують при використанні металевих виробів та конструкцій.

З метою зменшення внутрішніх напружень та надання необхідних площинних характеристик листові або рулонні металеві напівфабрикати піддають знакозмінному вигину (ЗВ) за допомогою роликових машин для правки (випрямлення). Процес ЗВ впливає на зміну мікроструктури (виникають пошкодження - мікротріщини, мікропори) та кристалографічної текстури. В кінцевому рахунку це веде до зміни (часто не контрольованої) механічних властивостей металу (анізотропії), не дивлячись на відносно невеличку ступінь деформації стисненням та розтягом в процесі випрямлення (правки).

Вплив знакозмінного вигину (ЗВ) на анізотропію накопичення пошкоджень в листовому металі при одновісному розтягу вивчений недостатньо, оскільки в кожному металі чи сплаві цей вплив є різним. Неконтрольоване накопичення в матеріалі пошкоджень може привести до передчасного руйнування. Тому контроль накопичення пошкоджень в матеріалі є важливим.

Для контролю рівня пошкоджень у матеріалі використовується параметр пошкоджуваності ω . Його визначають за зміною певних властивостей (наприклад модуля пружності) в процесі навантажень досліджуваного зразка за Л. М. Качановим та Ю. Н. Работновим. Цей параметр є мірою зміни мікроструктури металу внаслідок виникнення та накопичення мікрodefektів під дією робочих навантажень. У наслідок недостатнього теоретичного обґрунтування експериментальне значення параметру пошкоджуваності може бути не завжди однозначним. Вплив текстури при цьому досліджений недостатньо. Цей внесок є часто невизначеним при вимірах механічних властивостей особливо при проведенні статичних випробувань на розтяг або вигин. Оцінка зазначеної невизначеності є не вирішеною до кінця проблемою прикладної фізики та наноматеріалів, подолання якої можливо за допомогою встановлення експериментальних кореляцій та рівнянь регресії. Допоміжним засобом технічної діагностики та неруйнівного контролю є фрактальний аналіз, який дозволяє визначити важливі особливості стану та поведінки елементів металоконструкцій в процесі їх експлуатації та руйнування.

Важливим резервів поліпшення службових властивостей металевих матеріалів є використання нових методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД). Для досягнення великих деформацій використовуються, наприклад, гвинтова екструзія (ГЕ), кручення під високим гідростатичним тиском (КВТ), рівноканальне кутове пресування (РККП), всебічне кування (ВК), тощо. Сутність цих методів полягає у багаторазовій інтенсивній пластичній деформації зсуву оброблюваних матеріалів. Застосування ІПД дозволяє отримати металеві матеріали із субмікрокристалічною структурою (СМК) або «об'ємні наноматеріали». Завдяки розмірам структурних елементів (у першу чергу зерен і субзерен) порядку 100...200 нм, ці матеріали

мають комплекс фізичних, механічних і технологічних властивостей, що вигідно відрізняє їх від існуючих металів і сплавів у звичайному, грубозернистому, стані, істотно підвищуючи характеристики міцності і твердості при збереженні високого рівня пластичності. Але утворення кристалографічної текстури у СМК матеріалах вивчено недостатньо.

Сучасним методом отримання продукції зі складним профілем є, так звані, технології адитивного виробництва (AB) - (additive manufacturing technologies – AM), що є селективним лазерним спіканням (СЛС). Така технологія дозволяє виробляти 3D-вироби пошарово за допомогою 3D друку. Це особливо важливо для придатних до 3D друку суперсплавів на основі титану, алюмінію та нікелю, які останнім часом почали знаходити дедалі ширше застосування в аерокосмічній, автомобільній та енергетичній промисловості. Особливістю AB є те, що на відміну від інших методів отримання заготовок деталей машин, наприклад, різанням, змінити просторове положення деталі щодо заготівки неможливо. Це підкреслює роль текстури в оцінці надійності міцності деталей, отриманих за технологією AB, особливо з урахуванням різної просторової орієнтації їх окремих конструктивних елементів. Залежність властивостей деталей від напрямку 3D друку може призводити до дефектів на стадії пошарового синтезу заготовок. Тому дослідження залежностей властивостей надрукованих деталей від напрямку 3D друку є актуальною проблемою.

Дисертація присвячена дослідженню впливу на текстуру та анізотропію фізико-механічних властивостей різних типів деформації: вальцюванням, знакозмінним вигином, гвинтовою екструзією деяких сплавів з гексагональною структурою на основі титану (СТ Grade 1 та BT1-0) та магнію (Mg-10% Li та ZE10), а також впливу напрямку пошарового 3D друку на властивості надрукованих з металевих порошків зразків жароміцного суперсплаву з гранецентрованою структурою Inconel 718 (IN718), який широко використовується в ядерних реакторах, авіаційних двигунах та інших високотемпературних пристроях, завдяки їх високій міцності, опору повзучості й доброму опору корозії.

В дисертації для оцінки фізико-механічних властивостей гексагональних металевих полікристалів реалізований підхід, оснований на використанні текстурних параметрів Кернса (що показують ступень збігу гексагональної осі кристалічної комірки зерен із заданим геометричним напрямком в полікристалічному зразку) та властивостей відповідних монокристалів. Параметри текстури Кернса визначали з обернених полюсних фігур. Вирішене також зворотнє задання з визначення властивостей монокристалів за даними відповідних властивостей полікристалу, оскільки визначення, наприклад, пружних констант шляхом виміру їх на монокристалах є складним завданням, для вирішення якого потрібно отримати монокристал достатніх розмірів, що не завжди можливо. Тому отримання характеристик монокристалів за результатами виміру відповідних властивостей у полікристалі є актуальним питанням.

У даній дисертаційній роботі встановлено, що значення модуля пружності, розраховані на основі констант пружності монокристалу комерційного титану (СТ Grade 1) та параметрів текстури Кернса в напрямку вальцювання, поперечному напрямку вихідного листа, а також листів після вищезазначеного різного числа циклів знакозмінного вигину (до 5 циклів), відхилялися від експериментальних значень в межах 5 %.

Знайдено значення меж міцності та плинності монокристалу титану уздовж його гексагональної осі та перпендикулярно їй на підставі емпіричних співвідношень між твердістю і міцністю.

Використовуючи отримані вищезазначені дані для монокристалу та параметри текстури Кернса, розраховано значення межі міцності та плинності досліджуваних листів полікристалічного титану, як в початковому стані, так і після відповідної кількості циклів знакозмінного вигину, як у напрямку вальцювання, так і у поперечному напрямку. Встановлено, що відхилення від відповідних експериментальних значень не перевищували 10%.

Параметри пошкоджуваності, які характеризують накопичення пошкоджень, були визначені за зміною модуля пружності після зазначеного числа циклів знакозмінного вигину відносно значень модуля пружності в різних напрямках

вихідного листа досліджуваного титану. Встановлено, що параметри пошкоджуваності листів титану в поперечному напрямку в процесі знакозмінного вигину більше, ніж в напрямку вальцювання листів. Крім того, з ростом числа циклів знакозмінного вигину до 5 параметри пошкоджуваності зразків досліджуваного титану в напрямку вальцювання зростають, в той самий час параметри пошкоджуваності у поперечному напрямку листів зростають з ростом числа циклі знакозмінного вигину до трьох, а після п'яти циклів знакозмінного вигину зменшуються.

При дослідженні текстури листів сплаву Mg-5 % Li (мас.) були знайдені параметри текстури Кернса. За допомогою знайдених параметрів текстури Кернса та констант пружності монокристалу сплаву Mg-5 % Li (мас.) проведені оцінки модуля пружності після екструзії та після наступної деформації знакозмінним вигином. Показано, що розрахункові та експериментальні значення модуля пружності листів сплаву відрізняються не більше ніж на 10 %.

Вирішено зворотне завдання з визначення констант пружності монокристалу сплаву Mg 5 % Li (мас.) за параметрами текстури Кернса та експериментальними значеннями модуля пружності полікристалічних листів сплаву у напрямку вальцювання та поперечному напрямку після вищезазначених видів обробки. Показано, що розрахункові значення модулів пружності монокристалу сплаву Mg-5 % Li (мас.) відрізняються від літературних даних, не більше ніж на 4,8 та 7,5% вздовж осей монокристала c та a , відповідно.

При дослідженні сплаву магнію марки ZE10 з цинком, цирконієм та рідкоземельними металами зроблено оцінки модуля пружності в трьох основних напрямках вихідного листа, а також листів після 0,5; 1,0; 3,0; і 5,0 циклів знакозмінного вигину. Оцінки проводили з використанням параметрів текстури Кернса та пружних констант монокристалу сплаву. Встановлено, що максимальне відхилення розрахункових і експериментальних значень не перевищувало 5,2%.

Виявлено анізотропію модуля пружності, параметрів пошкоджуваності, границі міцності, умовної границі плинності та відносного подовження як у вихідному листі сплаву ZE10, так і після знакозмінного вигину. Встановлено, що зі

збільшенням кількості циклів ЗВ анізотропія досліджених характеристик зменшується. Показано, що модулі пружності, усереднені за всіма напрямками в листах, зменшуються, а параметри пошкоджуваності, границя міцності, умовна границя плинності та відносне видовження, навпаки, збільшуються з ростом від 0 до 5 циклів знакозмінного вигину.

Встановлено, що між параметрами текстури Кернса, з одного боку, та значеннями модуля пружності, параметрів пошкоджуваності, механічних властивостей за одновісних випробувань на розтяг, з іншого боку існують кореляційні зв'язки з високими значеннями коефіцієнтів надійності апроксимації знайдених рівнянь регресії, що свідчить про обумовленість змін вищезазначених властивостей, здебільшого, кристалографічною текстурою листів сплаву ZE10, яка формується під час термомеханічної обробки і подальшого знакозмінного вигину.

У даній роботі досліджували зразки титану BT1-0 отримані за допомогою гвинтової екструзії. Екструдовані зразки мають достатню довжину для механічних випробувань на одновісний розтяг вздовж напрямку екструзії (HE). Але випробування в інших напрямках є проблематичним через малі розміри зразків. Використання текстурних параметрів Кернса та властивостей монокристалів відповідних гексагональних матеріалів дозволяє теоретично оцінити механічні властивості полікристалів. У даній роботі виконано оцінку модуля пружності сплаву титану BT1-0 в трьох взаємно перпендикулярних напрямках зразків після 5 проходів гвинтової екструзії і відпалу, використовуючи параметри текстури Кернса і пружні постійні монокристала технічного титану. Встановлено, що розрахункова величина модуля пружності відхиляється від експериментальної в межах 10 %.

Встановлено, що розрахункові значення межі міцності та текучості вздовж осі гвинтової екструзії після 5 проходів ГЕ усього на 1,5 та 1,7%, відповідно, відхиляються від їх експериментальних величин, отриманих при випробуваннях на одновісний розтяг.

В дисертації також знайдено закономірності формування кристалографічної текстури та анізотропії фізико-механічних властивостей зразків, отриманих із порошків жароміцного сплаву на основі нікелю Inconel 718 з гранецентровою

кубічною структурою за сучасною технологією 3D друку у горизонтальному та вертикальному напрямку побудови. Встановлено, що текстура є головною причиною наявної анізотропії властивостей. Показані перспективи подальших досліджень.

У даній роботі досліджено кристалографічну текстуру та механічні характеристики об'ємних зразків, отриманих за допомогою 3D-друку у горизонтальному (XY) та вертикальному (Z) напрямках методом селективного лазерного плавлення порошків PREP та VIGA сплаву Inconel 718 з графеною кубічною ґраткою. Встановлено, що текстура характеризується тим, що максимальні значення полюсної густини спостерігаються у полюсах $\langle 533 \rangle$ (2,17) (відстань від $\langle 111 \rangle \approx 14^\circ$) і $\langle 100 \rangle$ (1,81) стереографічного трикутника. Величина максимумів і характер розсіювання залежить від напрямку побудови і методу обробки після друку. Відомо, що у ГЦК металах кристаліти, орієнтації яких розташовані близько чи на межі сторони $[001]$ – $[111]$ стереографічного трикутника, до якої під час деформації наближається вісь розтягування, показують більше зміцнення. Тоді як кристали, орієнтації яких лежать у центральній області стереографічного трикутника, далекої від сторін трикутника, особливо далеко від вищезгаданої сторони $[001]$ – $[111]$, виявляються менш міцними при розтягуванні. При цьому найбільше зміцнення при розтягуванні встановлено у кристалах з орієнтуваннями $[001]$ та $[111]$. Оскільки, полюсна густина на обернених полюсних фігурах (ОПФ) пропорційна об'ємній частці кристалів відповідної орієнтації, то для прогнозування впливу орієнтації кристалів на властивості міцності зразків досліджуваного сплаву скористалися величиною сумарної полюсної густини орієнтувань кристалів вздовж $[001]$ - $[111]$ сторони стереографічного трикутника на ОПФ. З'ясувалось, що сумарна полюсна густина вздовж сторони $[001]$ – $[111]$ стереографічного трикутника для горизонтальних зразків вище, ніж для вертикальних. Також було встановлено, що властивості міцності горизонтальних зразків вище, ніж вертикальних, а, відповідно, пластичні характеристики горизонтальних зразків нижче, ніж у вертикальних. Проведені кореляційний та регресійний аналізи показали, що мають місце лінійні кореляційні зв'язки з

високими значеннями коефіцієнта надійності апроксимації (0.64-0.86) між параметрами текстури та механічними характеристиками. Це свідчить про те, що основною причиною анізотропії властивостей у досліджених зразках, отриманих за допомогою 3D печаті, є кристалографічна текстура.

Практичне значення отриманих результатів дослідження:

1. Результати з визначення характеристик монокристалів за даними виміру відповідних властивостей у полікристалі Mg-5 % Li можуть бути застосовані для визначення характеристик монокристалів інших гексагональних матеріалів за відповідними експериментальними даними полікристалів, оскільки отримання монокристалів, достатніх для виміру відповідних властивостей, часто є складною проблемою.

2. Знайдені закономірності формування текстури та змін параметрів пошкоджуваності титанових листів після їх випрямлення за допомогою знакозмінного вигину можуть бути застосовані для корегування технології отримання титанового листового прокату з оптимальними текстурно-структурними характеристиками.

3. Результати досліджень сплаву магнію марки ZE10 можуть бути використані для розроблення технології отримання тонких листів сплавів магнію з цинком, цирконієм і додатками рідкісноземельних металів з поліпшеними характеристиками формозміни та мінімальною анізотропією механічних характеристик.

4. Описані вище способи оцінки фізико-механічних властивостей полікристалів з гексагональною структурою за даними текстурних параметрів Кернса та відповідних характеристик монокристалів можуть бути використані у тих випадках, коли вимір властивості у певному напрямку полікристалічного зразка зробити важко або неможливо. Наприклад, у напрямку нормалі до площини тонких листів, або після волочіння дроту, а також після гвинтової екструзії зразка перпендикулярно її осі.

5. Закономірності утворення текстури та її неоднорідності після гвинтової екструзії можуть бути використані для розробки нових технологій, які дозволяють

створювати в металевих зразках оптимальну структуру, що спроможна поліпшити властивості матеріалу за багатьма параметрами.

6. Враховуючи, що сплав VT1-0 рідко застосовується як конструкційний матеріал, практичною перспективою подальших досліджень є оцінка формування текстури та властивостей титанових сплавів авіаційно-космічного призначення. Серед основних з них можна виділити широко застосовувані для виготовлення лопаток компресора газотурбінних двигунів двофазні та псевдо-двофазні титанові сплави VT3-1, VT6, VT8, VT25 та інші.

7. Результати дослідження текстури та властивостей сплаву Inconel 718 можуть бути використані при отриманні деталей методом селективного лазерного плавлення у відповідних напрямках 3D-друку з оптимальним комплексом властивостей.

8. Рациональне використання кристалографічної текстури у процесі виготовлення деталей методом селективного лазерного плавлення у відповідних напрямках 3D-друку дозволить отримувати деталі з оптимальним комплексом властивостей. Перспективним є оцінка кристалографічної текстури та механічних властивостей у зразках, вирізаних у напрямках X , $X+45^\circ$ та Y з пластини, виготовленої шляхом 3D-друку у площині XY , а також на зразках, вирізаних у відповідних напрямках із пластин, отриманих за допомогою 3D-друку у площинах XZ та YZ .

Ключові слова: сплави, знакозмінний вигин, інтенсивна пластична деформація, гвинтова екструзія, селективне лазерне плавлення, відпал, текстура, модуль Юнга, твердість, механічні властивості, анізотропія, тріщина, дефекти, пошкодження, руйнування.

ABSTRACT

Rybak N.I. Effect of the deformation type on the anisotropy of the physical and mechanical properties of polycrystalline metal with a hexagonal and cubic structure. – Qualifying scientific work as a manuscript.

Doctoral Thesis to award the degree Candidate of Physical and Mathematical Sciences in specialty 105 "Applied physics and nanotechnology". – State institution "South Ukrainian National University named after K. D. Ushinsky", Odessa, 2023.

The use of metal semi-finished products and products from them depends on the properties after their manufacture. Therefore, it is actual the study the factors that influence the formation of optimal properties. Characteristics of the structure of metallic polycrystalline materials, namely texture (crystallographic and mechanical), and microstructure features (sizes of coherent scattering blocks, micro deformations of the crystal lattice) determine the presence of anisotropy in the physical and mechanical properties of the metal.

On the one hand, not taking into account the texture of the metal can become a source of defects in products or premature destruction of structures. On the other hand, the formation of a favorable structure, in particular, texture, can become a significant reserve of hardening of the metallic material due to textural hardening. Unfortunately, the influence of texture on physical and mechanical properties is often neglected when using metal products and structures. An auxiliary tool for technical diagnostics and non-destructive testing is fractal analysis, which allows you to determine the important features of the state and behavior of the elements of metal structures during their operation and destruction.

In order to reduce internal stresses and provide the necessary planar characteristics, sheet or rolled semi-finished products are subjected to alternating bending (AB) with the help of roller machines for straightening. The AB process affects the change in microstructure (damages occur - microcracks, micropores), and crystallographic texture. Ultimately, this leads to a change (often uncontrollable) of the mechanical properties of the metal (anisotropy), despite the relatively small degree of deformation by compression and tension during straightening.

The influence of alternating bending on the anisotropy of damage accumulation in sheet metal during uniaxial tension has not been studied enough, since this influence is different in each metal or alloy. Uncontrolled accumulation of damages in a material can lead to premature destruction. Therefore, control of the accumulation of damages in a material is important.

To control the level of damage in the material, the damage parameter ω is used. It is determined by the change of certain properties (for example, the modulus of elasticity) during the loading of the studied sample according to L. M. Kachanov and Yu. N. Rabotnov. This parameter is a measure of the change in the microstructure of the metal as a result of the occurrence and accumulation of micro defects under the action of working loads. As a result of insufficient theoretical justification, the experimental value of the damage parameter may not always be unambiguous. The effect of texture has not been studied enough. This contribution is often uncertain when measuring mechanical properties, especially when conducting static tensile or bending tests. The evaluation of the specified uncertainty is the problem of applied physics and nanomaterials, which can be overcome by establishing experimental correlations and regression equations.

A modern method for obtaining products with a complex profile is the so-called additive manufacturing technologies (AB) - (additive manufacturing technologies - AM), which are selective laser sintering (SLS). This is especially important for 3D-printable titanium, aluminum, and nickel-based superalloys, which have recently been often, used in the aerospace, automotive, and energy industries. A feature of AB is that, unlike other methods for obtaining blanks for machine parts, for example, cutting, it is impossible to change the spatial position of the element relative to the blank. This emphasizes the role of texture in assessing the reliability of the strength of parts obtained by AB technology, especially taking into account the different spatial orientations of individual structural elements. The dependence of the properties of details on the direction of 3D printing can lead to defects at the stage of layer-by-layer synthesis of workpieces. Therefore, the study of the dependence on the direction of the properties of 3D printing parts is an actual problem.

The dissertation is devoted to the study of the effect on the texture and anisotropy of the physical and mechanical properties of deformation by rolling, alternating bending, and twist extrusion of some alloys with a hexagonal structure based on titanium (CT Grade 1 and VT1-0) and magnesium (Mg-10%), as well as the study of the influence direction of layer-by-layer 3D printing on the properties of metal powder-printed specimens of Inconel 718 (IN718), a heat-resistant superalloy with a face-centered structure, which is widely used in nuclear reactors, aircraft engines and other high-temperature devices, due to its high strength, creep resistance, and good corrosion resistance.

The dissertation implements an approach to assessing the physical and mechanical properties of hexagonal polycrystalline metal by the Kearns texture parameters (which show the degree of coincidence of the hexagonal axis of the crystal cell of grains with a given geometric direction in a polycrystalline sample) and the properties of the corresponding single crystals. Kearns texture parameters were determined from inverse pole figures. The inverse problem of determining the properties of single crystals from the data of the corresponding properties of a polycrystalline material has also been solved. This is important since, for example, measuring the elastic constants has difficulty through it needs to obtain a single crystal of sufficient size, but it is not always possible. Therefore, the calculation of characteristics of a single crystal from the corresponding properties results of measuring in polycrystalline materials is a topical problem.

In this work, it was established that the values of the modulus of elasticity, calculated on the basis of the elasticity constants of a single crystal of commercial titanium (CT Grade 1) and the parameters of the Cairns texture in the rolling direction, and transverse direction of the initial sheet, as well as sheets after of the above-mentioned different number of cycles of alternating bending (up to 5 cycles), deviated from the experimental values within 5%.

In this thesis, the value of the strength and yield limits of a titanium single crystal along its hexagonal axis and perpendicular to it was found on the basis of empirical relationships between hardness and strength. Using the above-mentioned data for a single crystal and the parameters of the Kearns texture, the value of the ultimate strength and

yield strength of the studied sheets of polycrystalline titanium was calculated, both in the initial state and after the corresponding number of AB cycles in the rolling direction and in the transverse direction.

In this work, the parameters of damage characterizing the accumulation of damage were determined by the change in the modulus of elasticity of titanium after the specified number of alternating bending cycles relative to the values of the modulus of elasticity, in different directions of the original sheet of the studied alloy. It was established that the parameters of damage in the transverse direction in the process of alternating sign bending are greater than in the rolling direction of the sheet. In addition, with an increase in the number of AB cycles up to 5 the damage parameters of the studied titanium samples in the rolling direction increase. At the same time, the parameters of damage in the transverse direction of the sheets increased with an increase in the number of AB cycles up to three, and after five cycles of alternating bending they decreased.

During the study of the sheets of the Mg-5% Li alloy (wt.), the Kearns texture parameters were found and the elasticity module evaluations are carried out after extrusion and subsequent deformation by alternating bending using the found the Kearns texture parameters as well of elastic constants of the single crystal of the Mg-5% Li alloy (wt.). It is shown that the calculated and experimental values of the modulus of elasticity of alloy sheets differ by no more than 10%.

The inverse problem of determining the elasticity constants of a single crystal Mg 5% Li (wt) alloy based on the parameters of the Cairns texture and the experimental values of the modulus of elasticity of polycrystalline alloy sheets in the rolling direction and the transverse direction after the above-mentioned types of processing was solved. It is shown that the calculated values of the modulus of elasticity of the Mg-5% Li alloy single crystal (by mass) differ from the literature data by no more than 7.5%.

When studying the ZE10 grade magnesium alloy with zinc, zirconium, and rare earth metals, estimates of the modulus of elasticity were made in the three main directions of the initial sheet, as well as sheets after 0.5; 1.0; 3.0; and 5.0 cycles of alternating bending. Estimates were made using the parameters of the Cairns texture and the elastic constants of the single crystal of the alloy. It was established that the maximum deviation of

calculated and experimental values did not exceed 5.2%. At the same time, the anisotropy of the modulus of elasticity, damage parameters, strength limit, conditional yield strength, and relative elongation was found both in the initial sheet of the ZE10 alloy and after significant bending. It has been established that with an increase in the number of AB cycles, the anisotropy of the studied characteristics decreases. It is shown that the modulus of elasticity, averaged over all directions of the sheets, decreases, and the damage parameters, strength limit, conditional yield strength, and relative elongation, on the contrary, increase with growth from 0 to 5 of alternating bending cycles. With the help of correlation and regression analysis, it is shown that changes in the modulus of elasticity, damage parameters, and mechanical characteristics during uniaxial tensile tests are mainly due to the crystallographic texture of the ZE10 alloy sheets, which is formed during thermomechanical processing and subsequent alternating sign bending.

An important reserve for improving the service properties of metallic materials is the use of new methods of intensive plastic deformation (IPD). To achieve large deformations, for example, twist extrusion (TE), torsion under high hydrostatic pressure (HVP), equal-channel angular pressing (EKAP), all-round forging (ARF), etc. are used. The essence of these methods is multiple intense plastic shear deformation of the processed materials. The use of IPD makes it possible to obtain metallic materials with a submicrocrystalline structure (SMC) or bulk nanomaterials. Thanks to the size of the structural elements (primarily grains and subgrains) of the order of 100...200 nm, these materials have a complex of physical, mechanical, and technological properties that favorably distinguish them from existing metals and alloys in their usual, coarse-grained state, significantly increasing their such characteristics strength and stiffness while maintaining a high level of plasticity. But the formation of crystallographic texture in SMC materials is insufficiently studied.

In this thesis, samples of titanium VT1-0, obtained by means of twist extrusion, having a sufficient length for mechanical tests on uniaxial tension are studied. But testing in other directions is problematic due to the small size of the samples. It is shown that the use of Kearns texture parameters and the properties of single crystals of the corresponding hexagonal materials make it possible to theoretically estimate the mechanical properties

of polycrystalline materials. In this work, the elastic modulus of the VT1-0 titanium alloy was evaluated in three mutually perpendicular directions of the samples after 5 passes of twist extrusion and subsequent annealing, using the Kearns texture parameters and the elastic constant single crystals of technical titanium. It was established that the calculated value of the modulus of elasticity deviates from the experimental value of 10%.

It was established that the calculated values of the limit strength and yield strength along the axis of twist extrusion after 5 passes of TE exceed their experimental values by only 1.5 and 1.7%, respectively.

The practical significance of the results of the study:

1. The results of finding the characteristics of single crystals from the measurement data of the corresponding properties in the Mg-5% Li polycrystalline samples can be applied to the finding of characteristics of single crystals of other hexagonal materials from the corresponding experimental data of polycrystalline samples, since obtaining single crystals sufficient to measure the corresponding properties is often a difficult problem.

2. The found patterns of texture formation and changes in the damage parameters of titanium sheets after their straightening with the help of alternating bending can be used to correct the technology for producing titanium sheet with optimal texture and structural characteristics.

3. The results of studies of ZE10 magnesium alloy can be used to develop a technology for producing thin sheets of magnesium alloys with zinc, zirconium and rare earth metal additives with improved shape change characteristics and minimal anisotropy of mechanical characteristics.

4. The above described methods for evaluating the physical and mechanical properties of polycrystalline materials with a hexagonal structure according to the Kearns texture parameters and the corresponding characteristics of single crystals can be used in then cases when the measuring of the property in a certain direction of a polycrystalline sample is difficult or impossible. For example, in the direction normal to the plane of thin sheets or along direction wire drawing, as well as perpendicular direction to the axis of extrusion.

5. Patterns of texture formation and its inhomogeneity after twist extrusion can be used to develop new technologies that make it possible to create an optimal structure in metal samples that can improve material properties in many ways.

6. Given that the VT1-0 alloy is rarely used as a structural material, a practical prospect for further research is to assess the texture formation and properties of titanium alloys for aerospace applications. Two-phase and pseudo-two-phase titanium alloys VT3-1, VT6, VT8, VT25 and others, widely used for the manufacture of compressor blades for gas turbine engines, can be distinguished among the main ones.

7. The results of studying the texture and properties of the Inconel 718 alloy can be used to obtain parts by selective laser melting in the appropriate directions of 3D printing with an optimal set of properties

8. The rational use of crystallographic texture in the process of manufacturing parts by selective laser melting in the relevant directions of 3D printing will allow obtaining parts with an optimal set of properties. The nearest prospect is to evaluate the effect of crystallographic texture on the mechanical properties of samples cut in the X, X+45° and Y directions from a plate produced by 3D printing in the XY plane, as well as samples cut in the corresponding directions from plates obtained using 3D - printing in the XZ and YZ planes.

Keywords: alloys, alternating bending, intensive plastic deformation, twist extrusion, selective laser sintering, annealing, texture, Young's modulus, hardness, mechanical properties, anisotropy, crack, defects, damage, destruction.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Усов В. В., Шкатуляк Н. М., Савчук О. С., Рибак Н. І. Вплив виду деформації й текстури на пошкоджуваність та механічні властивості магнієвого сплаву ZE10. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2020, Т. 56, № 6. С. 65-75. URL: <http://pcmm.ipm.lviv.ua/pcmm-2020-6u.pdf>
2. Usov V. V., Shkatulyak N. M., Savchuk E. S., Rybak N. I. Elastic properties of alloy ZE10 sheets evaluation by Kearns texture parameters. *East European journal of physics*. 2021. No.1. P. 43-49, URL: <https://periodicals.karazin.ua/eejp/article/view/16552>
3. Usov V. V., Shkatulyak N. M., Savchuk E. S., Rybak N. I. Kearns texture parameters, mechanical properties and damageability of titanium sheet after alternating bending. *Physics and chemistry of solid state*. 2021. Vol. 22. No. 3, P. 543-550. URL: <https://journals.pnu.edu.ua/index.php/pcss/article/view/5017/5638>
4. Usov V. V., Shkatulyak N. M., Savchuk Ye. S., Rybak N. I. Influence of the Type of Deformation and Texture on the Damageability and Mechanical Properties of ZE10 Magnesium Alloy. *Material Science*. 2021. Vol. 56, No. 6. P. 795-806. URL: <https://www.scinapse.io/papers/3214570885>
5. Usov V. V., Shkatuliak N. M., Savchuk Ye. S., Rybak N. I., et.al. Influence of twist extrusion and thermal action on texturing and properties of titanium. *Functional materials*. 2022. Vol. 29, No.1. P. 81-92. URL: <http://functmaterials.org.ua/contents/29-1/fm291-81.pdf>
6. Usov V. V., Shkatulyak N. M., Sovkova T. C., Rybak N. I. Single crystal characteristics of the Mg - 5% Li alloy, found from the polycrystalline experimental data and the Kearns texture parameters. *Physics and chemistry of solid state*. 2022. Vol. 23, No. 3. P. 604-611, <https://journals.pnu.edu.ua/index.php/pcss/article/view/5705>
7. Usov V.V., Shkatuliak N. M., Rybak N.I., Tsarenko M.O., Pavlenko D.V., Tkach D.V., and Pedash O.O. Texture and Anisotropy of Mechanical Properties of Inconel 718 Alloy Products Obtained by 3D-Printing from Powders, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2023. Vol. 45, No. 1. P. 111–125 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.45.01.0111

8. Федоренко О. В., Рибак Н. І., Шкатуляк Н. М. Дослідження текстури конструкційних матеріалів за допомогою синхротрону. *Фізичні процеси в енергетиці, екології та будівництві*, Тези доповіді III Всеукраїнській науково-практичній конференції здобувачів вищої освіти та молодих вчених, (Одеса, 24 квітня 2020). Одеса: ОДАБА, 2020. С. 27-31. URL: [http://irbis-nbuv.gov.ua/cgi-bin/irbis64r_81/cgiirbis_64.exe?C21COM=S&I21DBN=EC&P21DBN=EC&S21FMT=fullw&S21ALL=\(%3C.%3EA%3D%D0%9F%D0%98%D0%A1%D0%90%D0%A0%D0%95%D0%9D%D0%9A\\$%3C.%3E%2B%3C.%3EA%3D%D0%93%D0%90%D0%9D%D0%9D\\$%3C.%3E%2B%3C.%3EA%3D%D0%A4%D0%95%D0%94%D0%9E%D0%A0%D0%86%D0%92%D0%9D%D0%90\\$%3C.%3E\)&Z21ID=&S21SRW=GOD&S21SRD=DOWN&S21STN=1&S21REF=10&S21CNR=20](http://irbis-nbuv.gov.ua/cgi-bin/irbis64r_81/cgiirbis_64.exe?C21COM=S&I21DBN=EC&P21DBN=EC&S21FMT=fullw&S21ALL=(%3C.%3EA%3D%D0%9F%D0%98%D0%A1%D0%90%D0%A0%D0%95%D0%9D%D0%9A$%3C.%3E%2B%3C.%3EA%3D%D0%93%D0%90%D0%9D%D0%9D$%3C.%3E%2B%3C.%3EA%3D%D0%A4%D0%95%D0%94%D0%9E%D0%A0%D0%86%D0%92%D0%9D%D0%90$%3C.%3E)&Z21ID=&S21SRW=GOD&S21SRD=DOWN&S21STN=1&S21REF=10&S21CNR=20)

9. Usov V. V., Brokmeier H.-G., Al-hamdany N., Salih M., Schell N., Shkatulyak N. M, Savchuk Ye. S., Rybak N. I. The texture of structural steels after a long-term operation in the equipment petroleum refining complex. DESY Photon Science Users' Meeting 2021 European XFEL Users' Meeting 2021, 25-29.01.2021, Poster № 242 URL: <https://indico.desy.de/event/28139/page/3580-poster-list>

10. Рибак Н.І., Усов В.В., Ткачук О.М. Оцінка фізико-механічних властивостей полі- та монокристалів гексагональної симетрії за текстурними параметрами Кернса. Тези доповідей Міжнародній науково-практичній конференції «Перспективи розвитку науки, освіти і технологій в контексті євроінтеграції», Кропивницький, 12 жовтня 2022 р. С. 65-66. URL: <https://drive.google.com/file/d/1RuFo2awzbyE8AAaV2NDMDVSBK13y6HhU/view>

11. Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Рибак Н.І., Ткачук О.М., Рабкіна М.Д., Задерій Б.О. Зіставлення структурно-текстурних параметрів актуальних металів і сплавів з різними типами кристалічних решіток. Тези доповідей Міжнародній науково-практичній конференції «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України», ІЕС імені Е.О. Патона, Київ, Україна, 17 листопаду 2022 р. С. 59. URL: http://pwi-scientists.com/pdf/welding2022-tezi.pdf?fbclid=IwAR305YkvS2HjUsQeGTNTNIJ9N77KIYREvtce0y21PsP_y6Sn_dg_LHI0m3TI

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ.....	23
ВСТУП.....	24
РОЗДІЛ 1. ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, ТЕКСТУРА ТА АНІЗОТРОПІЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОЛІКРИСТАЛІВ	38
1.1. Текстура, методи її визначення та опису	38
1.2. Оцінка впливу текстури на анізотропію властивостей полікристалів за інтегральними характеристиками текстури (IXT)	49
Висновки до розділу 1	54
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ	56
2.1. Матеріали та їх підготовка для дослідження.	56
2.2. Дослідження характеристик пружності, міцності та плинності	60
2.3. Вивчення кристалографічної текстури	63
2.4. Визначення параметрів текстури Кернса та властивостей гексагональних полікристалів	63
Висновки до розділу 2.	68
РОЗДІЛ 3. ВПЛИВ ВИДУ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТЕКСТУРУ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ СПЛАВІВ МАГНІЮ	70
3.1. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пружні властивості листів сплаву ZE10 за параметрами текстури Кернса	71
3.2. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пошкоджуваність і механічні властивості листів сплаву магнію ZE10 за параметрами текстури Кернса	76
3.3. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пружні та механічні властивості сплаву Mg – 5 % Li (мас.) за параметрами текстури Кернса	82
Висновки до 3 розділу	88

РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ВИДУ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТЕКСТУРУ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ СПЛАВІВ ТИТАНУ	91
4.1. Огляд попередніх досліджень листів титану марки 1	91
4.2. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пружні, механічні властивості та пошкоджуваність листів сплаву титану марки 1 (Titanium Grade 1) за параметрами текстури Кернса	92
4.3. Вплив гвинтової екструзії та відпалу на текстуру і властивості титану марки BT1-0 за параметрами текстури Кернса	98
Висновки до розділу 4	11 3
РОЗДІЛ 5. ТЕКСТУРА ТА АНІЗОТРОПІЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИРОБІВ ЗІ СПЛАВУ INCONEL 718, ОТРИМАНИХ 3D-ДРУКОМ З ПОРОШКІВ	11 6
5.1. Огляд попередніх досліджень	11 6
5.2 Особливості формування кристалографічної текстури зразків зі сплаву Inconel 718, виготовлених за допомогою 3D-друку	11 9
5.3. Вплив кристалографічної текстури на анізотропію механічних властивостей зразків зі сплаву Inconel 718, виготовлених за допомогою 3D- друку	12 1
Висновки до розділу 5	12 5
ВИСНОВКИ.....	12
....	7
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	13 0

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ГЩУ – гексагональна щільно упакована;
ГЦК – гранецентрована кубічна;
НВ – напрямок вальцювання;
ПН – поперечний напрямок;
НН – напрямок нормалі;
ПФ – полюсна фігура;
ППФ – пряма полюсна фігура;
ОПФ – обернена полюсна фігура;
ФРО – функція розподілу орієнтацій (кристалів);
ПТК – параметри текстури Кернса;
ПД – інтенсивна пластична деформація;
ГЕ – гвинтова екструзія;
ЗВ – знакозмінний вигин;
СЛС – селективне лазерне плавлення;
АВ – адитивне виробництво;
ТО – термічна обробка;
ГП – гаряче ізостатичне пресування

ВСТУП

Актуальність теми. Основу металевих конструкційних матеріалів складають метали та сплави з кубічними та гексагональними кристалічними ґратками. Серед сплавів з кубічними ґратками в промисловості значне місце займають сплави на основі заліза (сталі). Сталі широко застосовують у трубопровідному транспорті, машинобудуванні, громадянському будівництві, тощо. Особливе місце займають жароміцні сталі та сплави, що використовують, зокрема, в газотурбінних двигунах (наприклад, Inconel 718 [1]).

У галузях промисловості, де головна роль належить не вартості, а технічним характеристикам, часто використовують метали та сплави з гексагональним кристалічними ґратками, зокрема титан, магній та сплави на їх основі. Титан та його сплави застосовують переважно для військового обладнання. Мала питома вага і висока міцність (особливо за підвищених температур) титану, та його сплавів роблять їх дуже цінними авіакосмічними матеріалами [2].

Більшість сучасних технологій обробки листового металу передбачає механічний або термічний вплив, що є причиною внутрішніх напружень у матеріалі. Ступінь їх прояву залежить від хімічного складу, вихідного напруженого стану металу та ін. Як наслідок, виникає низка складнощів при подальшій обробці деталей, отриманні заданої геометрії, що може призвести до браку продукції [3]. Для забезпечення хороших показників площинності рулонний метал перед використанням піддають правці на правильних роликових машинах, що полягає в знакозмінному вигині (ЗВ). Така обробка дозволяє зменшити внутрішні напруження металу [3]. Внаслідок відносно малої пластичної деформації у процесі правки відбувається зміна структури металу та його механічних характеристик, дослідження яких має важливе прикладне значення.

З практичної точки зору така обробка дозволяє знизити внутрішні напруження металу. Але навіть невелика пластична деформація при знакозмінному вигині приводить до помітних структурних перетворень металевого прокату та його механічних характеристик, вивчення яких практично важливим.

З наукового погляду, при знакозмінному вигині стає можливим вивчення процесів зміни мікроструктури і текстури при розтягу та стиску одного та того ж зразка, на якому під час згинання одна сторона металу розтягується, а інша сторона стискається. Дані про властивості металу, в тому числі модуль пружності, дозволяє проектувати вироби з передбачуваними та оптимальними властивостями на втому або руйнування.

Раніше було показано [4], що зміна анізотропії механічних властивостей у титані зумовлена в основному кристалографічної текстурою, що проявляється у встановлених лінійних кореляційних зв'язках між усередненими величинами полюсної щільності найбільш інтенсивного компонента текстури листів титану на обернених полюсних фігурах (ОПФ).

Магнієві сплави привертають увагу останніми роками як найлегші серед доступних металевих комерційних матеріалів. Внаслідок низької густини (1740 кг/м^3) та відносно високої питомої міцності, магнієві сплави дозволяють зменшити вагу конструкції шляхом заміни сталевих та алюмінієвих деталей в аерокосмічній та транспортній промисловості. У той же час висока стійкість до формозміни внаслідок несприятливої текстури, що утворюється у процесі виробництва магнієвих сплавів, перешкоджає широкому практичному використанню магнієвих сплавів [5].

Легування магнію літієм (Li) із густиною 530 кг/м^3 не тільки дозволяє значно знизити густину Mg, але також помітно підвищує пластичність та ударну міцність гексагональних магнієвих сплавів. Бінарні сплави системи магній-літій часто служать як основа для промислових конструкційних сплавів магнію [6].

Однофазні сплави магній-літій із гексагональною структурою мають добру формуємість, яка покращується зі збільшенням вмісту літію. Пластичність бінарних сплавів Mg-Li зростає зі збільшенням вмісту літію, тоді як міцність їх все ще може бути достатньою для багатьох біомедичних застосувань через їхню хорошу біосумісність, низький модуль Юнга і підвищену корозійну стійкість. Тим не менш, все ще залишається багато невирішених технологічних та біомедичних

проблем, які створюють проблеми для матеріалознавців та вчених-медиків, а також клініцистів. [7].

Поведінку бінарного сплаву магній-літій з гексагональною структурою після знакозмінного вигину при правці листового металу вивчали раніше та встановили кореляцію між модулем пружності, властивостями міцності й плинності після знакозмінного вигину та характеристиками кристалографічної текстури, вираженими у величині полюсної густини на обернених полюсних фігурах (ОПФ), не використовуючи параметри текстури Кернса [8, 9].

Сплави магнію є дуже перспективними для автомобільного транспорту внаслідок їх високої питомої міцності та жорсткості. Однак традиційні сплави магнію з алюмінієм і цинком (наприклад, AZ31) мають обмежену пластичність в холодному стані. Одним із способів управління текстурою є додавання в сплави магнію рідкісноземельних металів (РЗМ), які модифікують і послаблюють гостроту текстури гарячекатаних Mg сплавів, внаслідок чого підвищується їх пластичність і деформованість [10].

У роботі [11] досліджено вплив малоциклового знакозмінного вигину при кімнатній температурі на кристалографічну текстуру, металографічну структуру та механічні властивості листів магнієвого сплаву магнію з цинком, цирконієм і РЗМ ZE10 після гарячого вальцювання, відпалу та подальшого знакозмінного вигину (ЗВ). Знайдені тісні кореляційні зв'язки між анізотропією механічних властивостей зі зростанням числа циклів ЗВ та характеристиками текстури, вираженими у показниках величин полюсної густини на ОПФ, не використовуючи параметри текстури Кернса.

Отже, можна констатувати, що анізотропія фізико-механічних властивостей та її зміни обумовленні кристалографічною текстурою, що виникає після відповідної обробки досліджуваних матеріалів.

Але використаний вище підхід опису текстури лише за допомогою величини полюсної густини на ОПФ не дає можливості кількісно прогнозувати фізико-механічні властивості полікристалічних металів та сплавів з гексагональною кристалічною ґраткою. Така прогнозна оцінка властивостей полікристалів з

гексагональною кристалічною структурою можлива на основі параметрів текстури Кернса (ПТК) [12], які є мірою відхилення гексагональних осей кристалітів від заданого напрямку в полікристалі, використовуючи відповідні властивості монокристалів. Параметри текстури Кернса можуть бути знайдені з ОПФ. Але такий підхід раніше не був використаний для прогнозування властивостей вищезазначених полікристалічних сплавів. Крім того, як буде показано далі, використання параметрів текстури Кернса дозволяє визначити властивості гексагональних монокристалів за даними виміру властивостей полікристалів, що також застосоване вперше.

Застосування металевих напівфабрикатів та виробів з них залежить від їх властивостей після виготовлення. Тому є актуальним дослідження впливу чинників формування оптимальних властивостей. Особливості структури металевих полікристалічних матеріалів, а саме текстура (кристалографічна та механічна), особливості мікроструктури (внутрішні напруження, мікропорожнечі, мікротрищини, тощо) обумовлюють наявність анізотропії фізико-механічних властивостей металу.

Анізотропія напівфабрикатів може обмежувати практичне застосування сплавів, збільшуючи кількість браку у виробках (наприклад, утворення фестонів при штампуванні). Однак текстура може служити не тільки джерелом браку у виробках. Створення певної текстури в металевому матеріалі дозволяє істотно підвищити міцність виробів. Наприклад, створення сприятливої текстури в титановому сплаві BT5-1 дозволяє збільшити опір деформації при двовісному розтягуванні на 45% у порівнянні з одноосьовим [13].

На жаль впливом текстури на фізико-механічні властивості часто нехтують при виробництві металевих виробів та конструкцій.

Вплив знакозмінного вигину (ЗВ) на анізотропію накопичення пошкоджень в листовому металі при одновісному розтягу вивчено недостатньо, оскільки в кожному металі чи сплаві цей вплив є різним.

Неконтрольоване накопичення в матеріалі пошкоджень може привести до передчасного руйнування. Тому контроль накопичення пошкоджень в матеріалі є

важливим. Рівень накопичення пошкоджень визначають за допомогою параметра пошкоджуваності ω , який може бути визначений зі змін властивостей матеріалу, наприклад, модуля пружності [14-16]

Цей параметр є мірою зміни мікроструктури металу за рахунок виникнення та накопичення мікродфектів під дією робочих навантажень. Однак до теперішнього часу відсутнє теоретичне обґрунтування моделей руйнування. Тому експериментальне визначення параметра пошкоджуваності часто залежить від того, в який спосіб він був визначений для одного з зразків матеріалу, що досліджується [17].

Оцінка зазначеної невизначеності внеску неоднорідності мікроструктури та текстури та їхній вплив на анізотропію фізико-механічних властивостей металевих полікристалів є важливою не вирішеною до кінця проблемою прикладної фізики та наноматеріалів.

В той же час визначення текстури, параметрів пошкоджуваності, неоднорідності мікроструктури та їх вплив на фізико-механічні характеристики можливо визначити тільки за допомогою знаходження певних експериментальних кореляцій та рівнянь регресії.

Іншим важливим резервом поліпшення службових властивостей металевих матеріалів є використання нових методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [18]. Для досягнення великих деформацій використовуються, наприклад, гвинтова екструзія (ГЕ), кручення під високим гідростатичним тиском (КВТ), рівно канальне кутове пресування (РККП), всебічне кування (ВК). Сутність цих методів полягає у багаторазовій інтенсивній пластичній деформації зсуву оброблюваних матеріалів. Використання ІПД дозволяє, поряд із зменшенням середнього розміру зерен, отримувати масивні зразки з практично безпористою структурою матеріалу. Вищезазначені види ІПД дозволяють отримати металеві матеріали із субмікрокристалевою структурою (СМК) або «об'ємні наноматеріали». Маючи розміри структурних елементів (у першу чергу зерен і субзерен) порядку 100...200 нм, ці матеріали мають комплекс фізичних, механічних і технологічних властивостей, що вигідно відрізняє їх від існуючих металів і сплавів у звичайному,

грубозернистому, стані. Так, наприклад, встановлено, що для матеріалів у СМК стані характерно істотне підвищення характеристик міцності і твердості при збереженні високого рівня пластичності [18]. Але утворення кристалографічної текстури у СМК матеріалах вивчено недостатньо.

В останні роки все частіше досліджуються та впроваджуються нові перспективні матеріали та технології для газотурбінних двигунів [19]. У цьому випадку знання властивостей матеріалів надзвичайно важливе для оцінки їхньої несучої здатності. Основною метою нових технологій є зниження собівартості деталі за одночасного підвищення її якості. Сучасним методом отримання продукції зі складним профілем є, так звані, технології адитивного виробництва (AB) - (additive manufacturing technologies або AM), що є селективним лазерним спіканням (СЛС). Така технологія дозволяє виробляти 3D-вироби пошарово за допомогою 3D друку [20]. Як технологія швидкого виготовлення металевих деталей різного призначення 3D-друк за останні 20 років дозріла та досягла стадії готовності до серійного виробництва. У зв'язку з цим питання стабільності якості та керування терміном служби виявились основним напрямом подальшого розвитку. Це особливо важливо для придатних до 3D друку суперсплавів на основі титану, алюмінію та нікелю, які останнім часом стали знаходити дедалі ширше застосування в аерокосмічній [21], автомобільній та енергетичній промисловості. Наприклад, суперсплави Inconel 718 (IN718) широко використовуються в ядерних реакторах, авіаційних двигунах та інших високотемпературних пристроях, завдяки їх високій міцності, опору повзучості, хорошій корозії [22, 23]. При цьому особливістю АВ є те, що на відміну від інших методів отримання заготовок деталей машин, наприклад, різанням, змінити просторове положення деталі щодо заготівки неможливо. Це підкреслює роль текстури в оцінці надійності міцності деталей, отриманих за технологією АВ, особливо з урахуванням різної просторової орієнтації їх окремих конструктивних елементів. Залежність властивостей деталей від напрямку друку може призводити до дефектів на стадії пошарового синтезу заготовок [24].

Як випливає з вищевикладеного, вивчення утворення та зміни характеристик кристалографічної та механічної текстури, мікроструктури та її особливостей, параметрів пошкоджуваності та їх впливу на виникнення тріщин та руйнування в металевих матеріалах з різною кристалічною структурою є актуальними для прикладної фізики та наноматеріалів. В практичному аспекті отримані результати дадуть можливості для більш достовірної оцінки тривалості безпечної експлуатації виробів та конструкцій з відповідних матеріалів.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами і темами. Дисертація є частиною експериментальних і теоретичних досліджень процесів формування текстури і анізотропії фізико-механічних властивостей, які ведуться на кафедрі фізики Державної установи «Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К. Д. Ушинського». Дисертація виконувалась, зокрема, в рамках наукової теми «Мультимасштабне моделювання процесу пластичної деформації текстурованих полікристалів» (Державний реєстраційний № 0114U000002).

В процесі виконання наукових досліджень автор вивчав закономірності формування кристалографічної текстури, мікроструктури і анізотропії фізико-механічних характеристик, сплавів на основі титану та магнію деформованих вальцюванням, знакозмінним вигином, гвинтовою екструзією, а також жароміцного сплаву Inconel 718, отриманого за технологією 3D печаті в різних напрямках побудування.

Метою роботи є 1) оцінка фізико-механічних властивостей гексагональних металевих полікристалів, використовуючи текстурні параметри Кернса та властивості відповідних монокристалів; 2) вирішення зворотної задачі – визначення властивостей монокристалів досліджуваних сплавів, за даними виміру відповідних властивостей полікристалічних зразків та параметрами текстури Кернса; 3) оцінка впливу кристалографічної текстури на фізико-механічні властивості зразків жароміцного сплаву Inconel 718, отриманих селективним лазерним спіканням за допомогою 3D печаті в горизонтальному та вертикальному напрямках побудови та після пост печатної обробки.

Досягнення зазначеної мети зумовило необхідність вирішення таких **завдань**:

1. Проведення рентгенівських експериментальних досліджень кристалографічної текстури листів магнієвих сплавів марки ZE10, Mg – 5 % Li (мас.), титану марки BT1-0 та комерційного титану марки CT Grade 1 після заводської поставки та подальшого знакозмінного вигину.

2. За даними рентгенівських досліджень зазначених сплавів побудувати обернені полюсні фігури (ОПФ) напрямку нормалі до площини листів (ОПФ НН) та напрямку вальцювання (ОПФ НВ) та визначити з отриманих ОПФ відповідні параметри текстури Кернса напрямку нормалі та напрямку вальцювання, відповідно, (f_{HH}) та (f_{HB}).

3. Провести рентгенівські експериментальні дослідження кристалографічної текстури титану марки BT1-0 після гвинтової екструзії (twist extrusion - TE), а також після відпалу при 200, 250, 300, 350 та 400°C як уздовж напрямку екструзії (extrusion direction - ED), так і у поперечному напрямку (transversal direction – TD).

4. За даними рентгенівських досліджень зразків титану марки BT1-0 після гвинтової екструзії та відпалу побудувати обернені полюсні фігури напрямку екструзії (HE – ОПФ HE), поперечного напрямку (ПН – ОПФ ПН) та визначити з них параметри текстури Кернса відповідних напрямків (f_{ED}) та (f_{TD}).

5. Розробити методику оцінки меж міцності та плинності полікристалів з гексагональною структурою за відповідними властивостями монокристалів, результатами виміру їх твердості та параметрами текстури Кернса.

6. Вирішити зворотну задачу визначення пружних характеристик монокристалів досліджуваних металів та сплавів з гексагональною ґраткою за даними пружних властивостей відповідних полікристалів.

7. За допомогою кількісного кореляційно-регресійного аналізу знайти фізико-математичні моделі опису зміни фізико-механічних властивостей та їх анізотропії в залежності від виду та ступеня деформації.

8. Провести рентгенівські експериментальні дослідження кристалографічної текстури зразків жароміцного сплаву на основі нікелю Inconel 718, отриманих селективним лазерним спіканням за допомогою 3D печаті в

горизонтальному та вертикальному напрямках побудови та після пост печатної обробки зразків.

9. За даними рентгенівських досліджень зразків нікелю Inconel 718 після гвинтової екструзії та відпалу побудувати обернені полюсні фігури відповідних напрямків.

10. Провести порівняльний аналіз параметрів текстури з механічними характеристиками вищезазначених зразків сплаву Inconel 718 і знайти кількісні зв'язки текстури з наявною анізотропією механічних властивостей.

Об'єкт дослідження. Явище утворення кристалографічної текстури, виникнення анізотропії фізико-механічних властивостей, накопичення ушкоджень під дією зовнішніх впливів тиском, знакозмінним вигином, гвинтовою екструзією, селективним лазерним спіканням за допомогою 3D печаті, температурою при відпалі.

Предмет дослідження. Вплив кристалографічної текстури на фізико-механічні властивості гексагонального титану марки 1 (Ti Grade 1), сплавів магнію з цинком, цирконієм та рідкоземельними металами (РЗМ) марки ZE10, бінарного сплаву магнію з літієм марки Mg – 5 % Li (мас.) після вальцювання, подальшого знакозмінного вигину, титану марки BT1-0 після гвинтової екструзії та подальшого відпалу, зразки високоміцного сплаву Inconel 718 з гранецентрованою кубічною ґраткою після селективного лазерного сплавлення за допомогою 3D печаті в горизонтальному та вертикальному напрямках та після пост печатної обробки відпалом.

Методи дослідження. Рентгенівське дослідження текстури з побудовою обернених полюсних фігур та визначенням параметрів текстури Кернса, методи механічних випробувань полікристалів, методи комп'ютерного кореляційного та регресійного аналізу.

Наукова новизна одержаних результатів:

1. Уперше визначено параметри текстури Кернса напрямку нормалі (НН) та напрямку вальцювання (НВ), відповідно, ($f_{\text{НН}}$) та ($f_{\text{НВ}}$) за даними рентгенівських експериментальних досліджень кристалографічної текстури листів магнієвих

сплавів марки ZE10, Mg – 5 % Li (мас.), титану марки 1 (Ti Grade 1) після заводської поставки та подальшого знакозмінного вигину.

2. Уперше визначено параметри текстури Кернса за даними рентгенівських експериментальних досліджень кристалографічної текстури титану марки BT1-0 після гвинтової екструзії (ГЕ), а також після відпалу при 200, 250, 300, 350 та 400°C як вздовж напрямку екструзії (НЕ), так і у поперечному напрямку (ПН).

3. Уперше розроблено способи оцінки фізико-механічних властивостей полікристалів з гексагональною структурою за параметрами текстури Кернса та відповідними властивостями монокристалів. Показано, що кількісні оцінки пружних і механічних властивостей відхиляються від відповідних експериментальних значень в межах 10 %.

4. Уперше вирішено зворотну задачу з оцінки констант пружності монокристалів гексагональної симетрії за параметрами текстури Кернса та експериментальними значеннями модуля пружності відповідних полікристалів.

5. За допомогою кількісного кореляційно-регресійного аналізу знайдено фізико-математичні моделі опису зміни фізико-механічних властивостей та їх анізотропії, в залежності від виду та ступеня деформації.

6. Вперше проведено порівняльний аналіз зв'язку параметрів текстури та механічних характеристик зразків сплаву Inconel 718, отриманих селективним лазерним спіканням за допомогою 3D печаті в горизонтальному та вертикальному напрямках побудови та після пост печатної обробки й показано, що основним чинником наявній анізотропії механічних властивостей зазначеного сплаву є кристалографічна текстура, що підтверджено результатами кореляційно-регресійного аналізу.

Практичне значення отриманих результатів дослідження:

1. Результати з визначення характеристик монокристалів за даними виміру відповідних властивостей у полікристалі Mg-5 % Li можуть бути застосовані для визначення характеристик монокристалів гексагональних матеріалів за відповідними експериментальними даними полікристалів, оскільки отримання

монокристалів, достатніх для виміру відповідних властивостей, часто є складною проблемою.

2. Знайдені закономірності формування текстури та змін параметрів пошкоджуваності титанових листів після їх випрямлення за допомогою знакозмінного вигину можуть бути застосовані для корегування технології отримання титанового листового прокату з оптимальними текстурно-структурними характеристиками.

3. Результати досліджень сплаву магнію марки ZE10 можуть бути використані для розроблення технології отримання тонких листів сплавів магнію з цинком, цирконієм і додатками рідкісноземельних металів з поліпшеними характеристиками формозміни та мінімальною анізотропією механічних характеристик.

4. Описані вище способи оцінки фізико-механічних властивостей полікристалів з гексагональною структурою за даними текстурних параметрів Кернса та відповідних характеристик монокристалів можуть бути використані у тих випадках, коли вимір властивості у певному напрямку полікристалічного зразка зробити важко або неможливо. Наприклад, у напрямку нормалі до площини тонких листів, або після волочіння дроту, а також після гвинтової екструзії зразка перпендикулярно її осі.

5. Закономірності утворення текстури та її неоднорідності після гвинтової екструзії можуть бути використані для розробки нових технологій, які дозволяють створювати в металевих зразках оптимальну структуру, що спроможна поліпшити властивості матеріалу за багатьма параметрами.

6. Враховуючи, що сплав BT1-0 рідко застосовується як конструкційний матеріал, практичною перспективою подальших досліджень є оцінка формування текстури та властивостей титанових сплавів авіаційно-космічного призначення. Серед основних з них можна виділити широко застосовувані для виготовлення лопаток компресора газотурбінних двигунів двофазні та псевдо-двофазні титанові сплави BT3-1, BT6, BT8, BT25 та інші.

7. Результати дослідження текстури та властивостей сплаву Inconel 718 можуть бути використані при отриманні деталей методом селективного лазерного плавлення у відповідних напрямках 3D-друку з оптимальним комплексом властивостей.

Особистий внесок здобувача полягає в аналізі наукових праць за темою дисертації, підготовці зразків для дослідження, проведенні досліджень текстури, мікроструктури, участі в аналізі результатів. Здобувач брав активну участь в обговорюванні отриманих експериментальних даних, їх обробці, аналізі та в підготовці наукових праць до публікацій.

Усі результати, що складають основний зміст дисертації, отримано особисто автором, а саме:

1. Проведено рентгенівські дослідження:

- зразків досліджуваних матеріалів: листів титану марки 1 (Ti Grade 1), сплаву магнію з цинком, цирконієм та рідкоземельними металами марки ZE10, бінарного сплаву магнію з літієм Mg – 5 % Li (мас.) у стані поставки та після різного числа знакозмінного вигину як у напрямку нормалі до площини листів, так і у напрямку вальцювання;

- зразків титану марки BT1-0 після гвинтової екструзії та відпалу при 200, 250, 300, 350 і 400°C як уздовж напрямку екструзії (HE), так і у поперечному напрямку (ПН);

- жароміцного сплаву марки Inconel 718 на основі нікелю після селективного лазерного спікання за допомогою 3D печаті у горизонтальному та вертикальному напрямках побудови, а також після пост печатної обробки.

2. За даними рентгенівських досліджень зазначених сплавів титану та магнію побудовано обернені полюсні фігури (ОПФ) напрямку нормалі до площини листів (ОПФ НН) та напрямку вальцювання (ОПФ НВ) та визначено з отриманих ОПФ відповідні параметри текстури Кернса напрямку нормалі (НН) та напрямку вальцювання (НВ), відповідно, ($f_{\text{НН}}$) та ($f_{\text{НВ}}$).

3. За даними рентгенівських досліджень зразків титану марки BT1-0 після гвинтової екструзії та відпалу побудовано обернені полюсні фігури напрямку

екструзії (НЕ – ОПФ НЕ), поперечного напрямку (ПН – ОПФ ПН) та визначено з них параметри текстури Кернса відповідних напрямків (f_{ED}) та (f_{TD}).

4. Здійснено оцінки меж міцності та плинності полікристалів з гексагональною структурою за відповідними властивостями монокристалів, результатами виміру їх твердості та параметрами текстури Кернса.

5. Вирішено зворотну задачу визначення пружних характеристик монокристалів досліджуваних металів та сплавів з гексагональною ґраткою за даними пружних властивостей відповідних полікристалів.

6. За допомогою кількісного кореляційно-регресійного аналізу знайдено фізико-математичні моделі опису зміни фізико-механічних властивостей та їх анізотропії в залежності від виду та ступеня деформації досліджуваних металів та сплавів.

7. Встановлено значущі кореляційні зв'язки та знайдено відповідні рівняння регресії між параметрами текстури Кернса, механічними характеристиками та параметрами пошкоджуваності листів досліджуваних сплавів.

8. Здійснено порівняльний аналіз параметрів текстури з механічними характеристиками вищезазначених зразків сплаву Inconel 718 та знайдено кількісні зв'язки параметрів текстури з наявною анізотропією механічних властивостей.

Апробація результатів дисертації. Основні результати роботи доповідалися і обговорювалися на таких конференціях: III Всеукраїнській науково-практичній конференції здобувачів вищої освіти та молодих вчених «Фізичні процеси в енергетиці, екології та будівництві» (Одеса, Україна, 2020); Європейської конференції, присвяченої дослідженням з використанням лазерів на вільних електронах та джерелах синхротронного випромінювання, XFEL «DESY Photon Science Users' Meeting 2021, and European XFEL Users' Meeting 2021» (Гамбург, Німеччина, 2021); Міжнародній науково-практичній конференції «Перспективи розвитку науки, освіти і технологій в контексті євроінтеграції» (Кропивницький, Україна, 2022), «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України» (ІЕС імені Е.О. Патона, Київ, Україна, 2022).

Обґрунтованість та достовірність одержаних результатів обумовлено

використанням сучасних методів рентгенівського текстурного експерименту і методів визначення анізотропії властивостей, що вивчаються, використанням сучасних методів математичного моделювання фізичних процесів, порівнянням експериментальних даних з відповідними теоретичними й експериментальними даними, відомими з літератури, сучасною обробкою результатів, відповідністю висновків загальноприйнятим уявленням.

Публікації. Основні положення дисертаційної роботи опубліковано в 11 наукових працях. У тому числі в реферованих наукових міжнародних журналах опубліковано 7 статей, 6 з яких надруковані у виданнях, які індексуються базою даних Scopus та Web of Science. Додатково результати дисертації висвітлені в 4 тезах і матеріалах міжнародних наукових конференцій.

Структура і обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, чотирьох розділів, висновків, списку використаних джерел зі 134 найменувань. Робота викладена на 145 сторінках і включає 25 рисунків і 25 таблиць.

РОЗДІЛ 1.

ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, ТЕКСТУРА ТА АНІЗОТРОПІЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОЛІКРИСТАЛІВ

1.1. Текстура та методи її визначення

Текстурою називають певну спрямованість структурних елементів, з яких складається матеріал. Якщо це полікристал, то мова йде про певну неоднаковість орієнтацій осей симетрії кристалів, що складають полікристал, відносно його осей симетрії, наприклад, відносно напрямку волочіння дроту, або у листовому полікристалі відносно нормалі (НН) до площини листа, напрямку вальцювання (НВ) та поперечного напрямку (ПН) [25-27].

Відомо, що ідеальний полікристал є ізотропним, тобто його властивості однакові за всіма напрямками виміру. Але реальні полікристали не є ізотропними, оскільки текстура утворюється при будь-яких зовнішніх впливах на метал (кристалізація розплаву, литво, обробка тиском, термічна обробка, тощо). В результаті утворення текстури властивості реальних полікристалів є анізотропними в той чи іншій мірі. Не врахування анізотропії фізико-механічних властивостей реальних полікристалів може привести до непередбачених наслідків, навіть до руйнування при експлуатації виробів чи конструкцій з полікристалічного металу. Тому важливо вивчати текстуру та правильно її представляти.

Якщо уявити себе полікристал, що складається з кристалітів, орієнтованих у одному й тому самому напрямку відносно системи координат полікристалу, то таке їх розташування називають моно (одно) компонентною текстурою. Але у реальному полікристалі навіть з такою текстурою орієнтації кристалітів, як правило, розташовані з деяким відхиленням від певного напрямку в межах певного кута, який називається кутом розсіювання текстури.

В іншому випадку, коли є декілька груп кристалів із різною орієнтацією відносно зовнішніх осей полікристала, то говорять про текстуру, що характеризується багатьма компонентами. Для цих компонентів, як правило, також

існує розсіяння текстури. Розсіяння текстури залежить від величини зовнішнього впливу: чим воно сильніше, тим менше розсіяння.

Класифікація текстур [28]. Найпростішим типом текстури є таке впорядковане розташування кристалітів, коли певні і рівноцінні кристалографічні напрямки розташовуються паралельно одному зовнішньому напрямку \vec{O} , званому віссю текстури. Відповідний тип текстури прийнято називати аксіальною (осьовою). Іноді таку текстуру називають також волокнистою чи необмеженою. Аксіальна текстура спостерігається, наприклад, у дротах, у яких кристаліти орієнтовані певним кристалографічним напрямком вздовж осі дроту.

В ОЦК металах вісь аксіальної текстури збігається з $\langle 110 \rangle$, а у ГЦК - з $\langle 100 \rangle$ або $\langle 111 \rangle$ залежно від енергії дефекту упаковки [29]. Для металів з гексагональною структурою віссю текстури є кристалографічний напрям $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ [29, 30].

У вальцьованих листах, стрічках та фользі виникає обмежена текстура або **текстура вальцювання**. Приклади деяких текстур представлено на рис. 1.1.

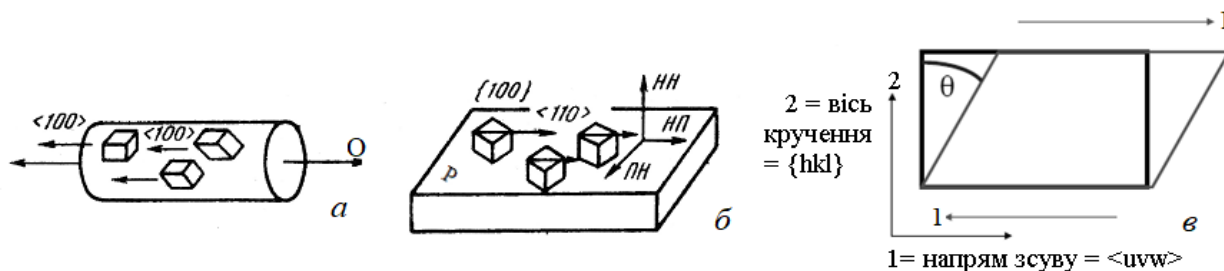


Рис.1.1. Текстури в металах з кубічної симетрії: а) – аксіальна $\langle 100 \rangle$; О- вісь волокна; б) – листова текстура типу $\{100\}\langle 110 \rangle$; Р– площина листа; НП – напрямок вальцювання; НН– нормаль до площині Р; ПН – поперечний напрям; в) – текстура зсуву (кручення)

Текстура зсуву (кручення). Така текстура утворюється під дією зсуву однієї частини кристала відносно іншої, або при крученні однієї частини кристала навколо певної осі в певному напрямку (рис. 1.1, в).

Визначення орієнтування монокристала в полікристалі. Для того щоб задати положення монокристала в просторі полікристала потрібно мати дві системи координат: одна система координат пов'язана з монокристалом $K_{\text{моно}}$, друга – зв'язана з полікристалом $K_{\text{полі}}$. Осі координат $K_{\text{моно}}$, як правило, обирають

напрямки найбільшої симетрії. Наприклад, для кристалів кубічної симетрії – це ребра куба елементарної комірки. За осі координат системи $K_{\text{полі}}$ приймають найбільш симетричні осі полікристалічного зразка. Наприклад, для листа – це напрям вальцювання (НВ), поперечний напрям (ПН) та напрям нормалі (НН) до листа (рис. 1.2).

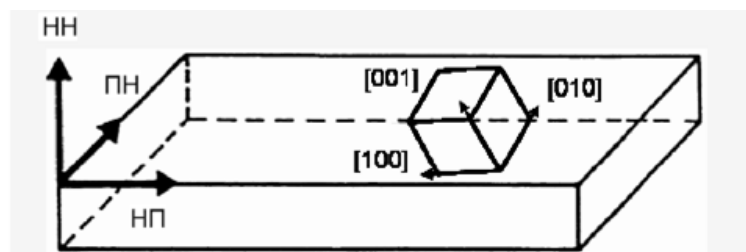


Рис. 1.2. Представлення орієнтації монокристала в полікристалічному листовому зразку

Історично першим способом визначення орієнтації площин та напрямків кристалу є спосіб, запропонований Міллером в 1839 [31]. Цей спосіб подібний до визначення площини у аналітичній геометрії за допомогою відрізків, що відсікає площина на осях координат. Але Міллер запропонував спочатку виражати довжину цих відрізків у величинах, які дорівнюють обернених кількостей періодів елементарної комірки. Наприклад, позначимо період елементарної комірки кубічної симетрії через a . Нехай площина відсікає по осі X один період, по осі Y – $1/2$, а по осі Z – $1/3$ періоди. Візьмемо тепер обернені величини, отримаємо 1, 2, 3. Це й будуть індекси Міллера площини, яку позначають (123) . Або у загальному випадку (hkl) .

Для напрямків використовують позначення у кутових дужках $\langle uvw \rangle$. Напрямки $\langle uvw \rangle$ перпендикулярні до відповідних площин (рис. 1.3). За наявності листової або текстури вальцювання сукупність певних кристалографічних напрямків, виражених за допомогою індексів Міллера $\{uvw\}$, орієнтується паралельно напрямку вальцювання, а деяка сукупність кристалографічних площин, представлених індексами Міллера $\{hkl\}$, розташовується паралельно площині вальцювання (поверхні листа).

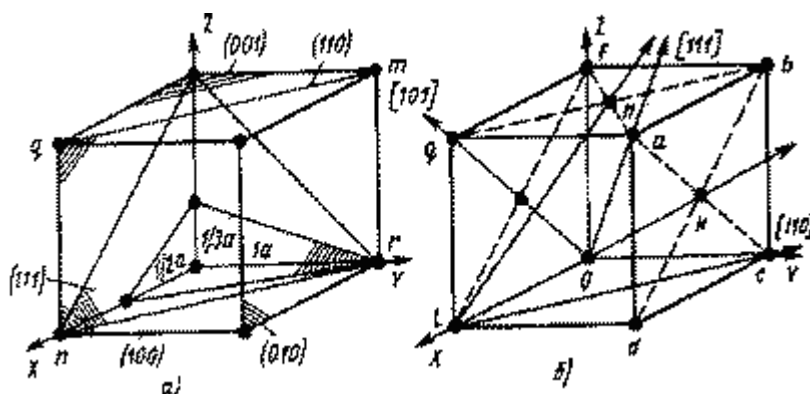


Рис. 1.3. Позначення площин та напрямків у кубічному кристалі за допомогою індексів Міллера

Отже, листову текстуру представляється символічно як $\{hkl\}\langle uvw \rangle$. Вищезазначені індекси кристалографічних площин та напрямків у позначенні текстури пов'язані умовою, яка означає, що напрямки $\langle uvw \rangle$ розташовані і площинах $\{hkl\}$:

$$hu + kv + lw = 0. \quad (1.1)$$

Для позначення кристалічних площин та напрямків у гексагональних кристалах використовується система чотирьох числових індексів, які називаються індексами Міллера-Браве [32]. Система координат гексагональної решітки є чотиривісною. Осі $X Y U$ лежать в одній площині під кутом 120° (рис. 1.4). Вісь Z перпендикулярна їм. Кристалографічними індексами в цій системі є чотири найменших цілих числа $h k i l$, відношення між якими відповідає відношенню між величинами, оберненими довжинам відрізків, що відсікаються площиною на осях $X Y U Z$. Індеси $h k i$ залежні та пов'язані співвідношенням $h + k = -i$.

З рис. 1.4 видно, що так звана базисна площина має індекси у системі Міллера (001) , а у системі Міллера-Браве – (0001) . Площина, що проходить через вузли g_1, g_2, g_3 та g_4 , має відповідно індекси (100) і (1010) . Кристалографічні індекси площин у тривісній та чотиривісній системах збігаються за винятком третього символу (i).

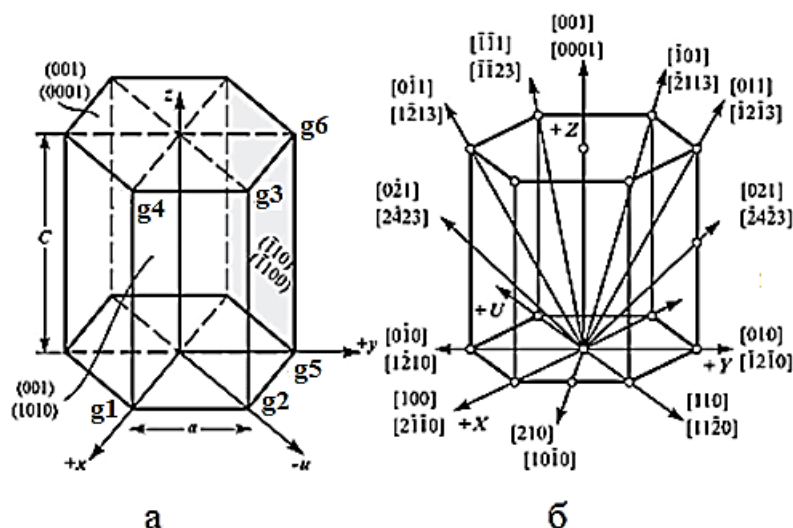


Рис. 1.4. Приклади індукування кристалографічних площин (а) та напрямків у гексагональній ґратці

Для знаходження індексів напрямків у гексагональній решітці також використовують чотири індекси $[uvtw]$, так що $t = -(i + v)$.

Принцип визначення індексів напрямків у цьому випадку той самий, що й у системи Міллера, – визначення проекцій шуканої прямої на координатні осі до трансляцій елементарної комірки. Напрямок переноситься паралельно самому собі на початок координат, з будь-якої точки опускають перпендикуляри на чотири кристалографічні осі та отримані числа зменшують до простих цілих.

На рис. 1.4 також продемонстровано доцільність застосування чотири-індексової системи позначень напрямків у порівнянні з три-індексовою: при використанні в даному випадку три-індексової системи еквівалентні площини та напрямки описуються різними комбінаціями, з урахуванням знаків, одних і тих же індексів $\{hkil\}$ і $[uvtw]$ (структурно еквівалентні напрямки повинні мати подібні кристалографічні індекси).

Між тривісними та чотиривісними символами напрямків існують наступні співвідношення:

$$\left. \begin{aligned} u_4 &= 2u_3 - v_3 \\ v_4 &= 2v_3 - u_3 \\ w_4 &= 3w_3 \end{aligned} \right\} \quad (1.3)$$

Методи опису текстури. Текстура може бути описана за допомогою прямих полюсних фігур (ППФ), обернених полюсних фігур (ОПФ) та функція розподілу

орієнтацій (ФРО). Нижче розглянуто зазначені засоби представлення текстури на прикладі аксіальної текстури.

Прямі полюсні фігури. ППФ (hkl) – це зображення на стереографічній проекції у системі координат, пов'язаної із зовнішніми осями, розподілу нормалі до обраної кристалографічної площини (hkl).

Розглянемо це на прикладі аксіальної текстури. Нехай зовнішня вісь (наприклад, вісь дроту) \vec{O} аксіальної текстури паралельна кристалографічному напрямку $\langle uvw \rangle$ ($\vec{O} \parallel \langle uvw \rangle$). Якщо вибрати зовнішню ортогональну систему координат OSM (рис. 1.5) так, що напрям $[uvw]$ буде розташований паралельно напрямку \vec{O} , то нормали до площин $\{hkl\}$ будуть розташовані на декількох конусах. Наприклад, для аксіальної текстури з $\vec{O} \parallel [123]$ нормалі до площин $\{100\}$ лежатимуть на трьох конусах з кутами напіврозкриття $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$ (1.5, а), де у відповідності до формул кристалографії косинус кута між двома кристалографічними напрямками $\cos\gamma_1 = \cos[\widehat{100}][123] = \frac{1}{\sqrt{1^2 + 2^2 + 3^2}}$, тобто $\cos\gamma_1 = \frac{1}{\sqrt{14}}$. Аналогічно з урахуванням перестановок індексів напрямків $[213]$, $[321]$, отримаємо $\cos\gamma_2 = \frac{2}{\sqrt{14}}$; $\cos\gamma_3 = \frac{3}{\sqrt{14}}$. Якщо \vec{O} розташовано в центрі стереографічної проекції, то ППФ (100) зображується трьома колами з $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$. Коли \vec{O} знаходиться на основному колі проекції, ППФ (100) складається з набору паралелей (рис. 1.5, б).

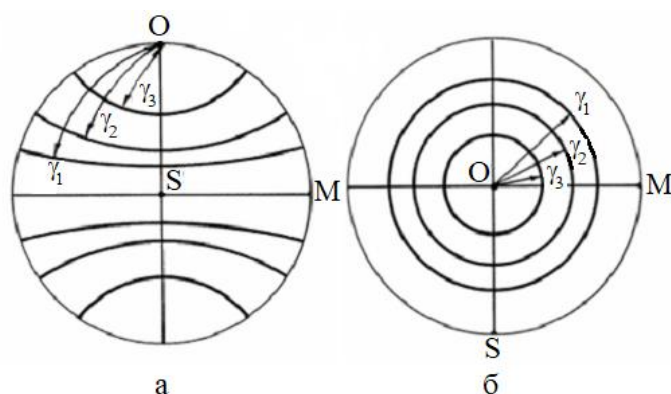


Рис. 1.5. Пряма полюсна фігура ППФ (100) для аксіальної текстури з $\vec{O} \parallel [123]$: \vec{O} розташоване на основному колі проекції (а) і \vec{O} розташоване в центрі проекції (б)

Представлення текстури листового матеріалу здійснюється за допомогою

стереографічної проєкції [33]. На неї представляють розподіл щільності P нормалей (поліусів) до певного типу площин монокристалу (hkl) P_{hkl} , відносно площини листа, або відносно площин перпендикулярних НП чи ПН.

Орієнтацію нормалі до певної площини монокристала (hkl) визначають за допомогою кутів (α, β), де α – полярний кут, β – азимутальний кут. Отже розподіл щільності поліусів визначається за допомогою величин $P_{hkl}(\alpha, \beta)$ (рис. 1.6).

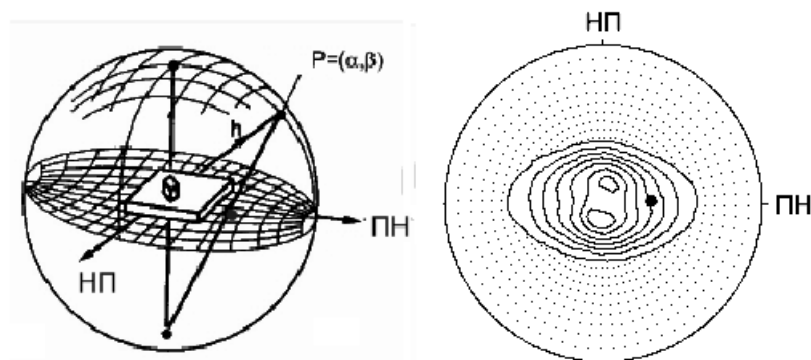


Рис. 1.6. ППФ листового полікристала

Обернені полюсні фігури. ОПФ – це зображення на стереографічній проєкції у системі координат, пов'язаної з внутрішніми кристалографічними осями (тобто осями координат кристалу), розподілу обраного зовнішнього напрямку (наприклад, осі дроту).

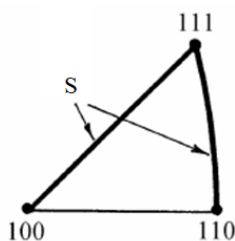


Рис. 1.7. Оборнена полюсна фігура для $\vec{S} \perp \vec{O}$ при аксіальній текстурі з $\vec{O} \parallel \langle 110 \rangle$

Для аксіальної текстури кубічного матеріалу з $\vec{O} \parallel \langle 123 \rangle$ ОПФ для \vec{O} буде зображуватися точкою, що збігається з полюсом $[321]$ на стандартному стереографічному трикутнику $[100] - [110] - [111]$. У кубічному матеріалі з аксіальною текстурою $\vec{O} \parallel \langle 110 \rangle$ обернена полюсна фігура для $\vec{S} \perp \vec{O}$ зображується безліччю напрямків, перпендикулярних $[110]$ (рис. 1.7).

Приклади ОПФ листового полікристалу представлено на рис. 1.8.

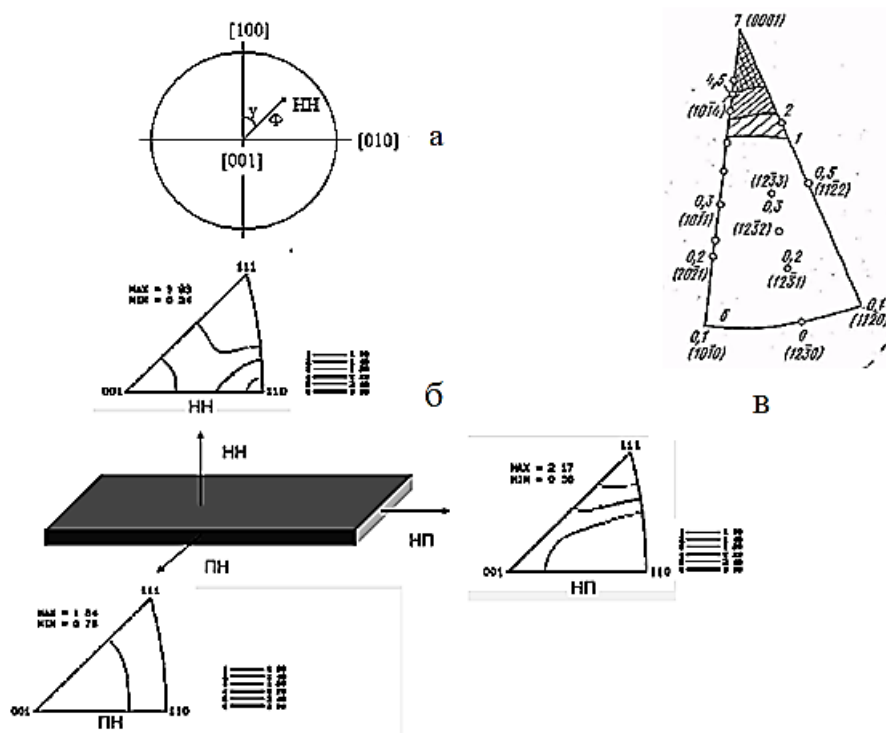


Рис. 1.8. Обернені полюсні фігури листового полікристалу кубічної симетрії напрямку нормалі до площини листа (ОПФ НН), напрямку вальцювання (ОПФ НВ) та поперечного напрямку (ОПФ ПН) (а, б) та ОПФ НН листа гексагонального сплаву титану BT5-1 після вальцювання (в) [34]

Принципова різниця між ППФ та ОПФ полягає в тому, що на ППФ показано розподіл нормалей N_{hkl} до певних площин (hkl) у системі координат, пов'язаної із зразком. На ОПФ показано розподіл певної зовнішньої осі зразка у системі кристалографічних координат (система різних нормалей N_{hki}).

Переваги аналізу текстур з допомогою ОПФ проти ППФ є такі [35]:

1. Більше видалення друг від друга областей, відповідних різним полюсам на ОПФ, ніж ППФ. Це особливо важливо у разі розсіяних та багатокомпонентних текстур, коли має місце перекриття різних орієнтувань на полюсній фігурі.

2. Точніше кількісне визначення орієнтувань, що описують текстуру. У випадку ППФ для отримання більш точних кількісних даних про компоненти текстури та оцінки їх приблизного співвідношення доводиться аналізувати кілька ППФ для різних нормалей N_{hkl} , що пов'язано зі збільшенням тривалості експерименту та обробки отриманих даних.

3. Можливість кількісної оцінки часток компонент текстури та його розсіювання.

4. Метод побудови ОПФ з інтегральних інтенсивностей рентгенівських інтерференцій не вимагає використання спеціальної приставки, необхідної для побудов ППФ методом нахилу.

Основні недоліки вивчення текстури за допомогою ОПФ порівняно з ППФ:

1. При необхідності роботи з плоскими зразками, що мають малу робочу поверхню, що суттєво при вивченні тонких листів або дроту, доводиться аналізувати пачку прикладених один до одного зволікань або зрізи пачки смуг. Це може призвести до великих помилок в аналізі текстури, оскільки текстура навіть тонких листів або дроту (товщиною близько 0,1 мм) неоднорідна за перерізом.

2. При багатокомпонентній текстурі правильність вибору однозначного поєднання індексів $\{hkl\}$ і для текстури вальцювання має бути, у разі необхідності, підтверджена аналізом ППФ.

Функція розподілу орієнтацій. Кількісним та найбільш математично строгим є представлення текстури за допомогою функції розподілу орієнтацій (ФРО). Але для цього потрібно по-іншому визначати орієнтацію кристалів у полікристалі. З цією метою використовують представлення орієнтації за допомогою кутів повороту Ейлера [36]. Для того, щоб з орієнтація полікристала співпала з орієнтацією монокристала, спочатку систему координат монокристала повертають навколо осі Z полікристала на кут на кут φ_1 , після цього її повертають на кут Φ навколо осі X, в якому вона опинилась після першого повороту навколо осі Z, а потім навколо нового положення осі Z на кут φ_2 [37] (рис. 1.9).

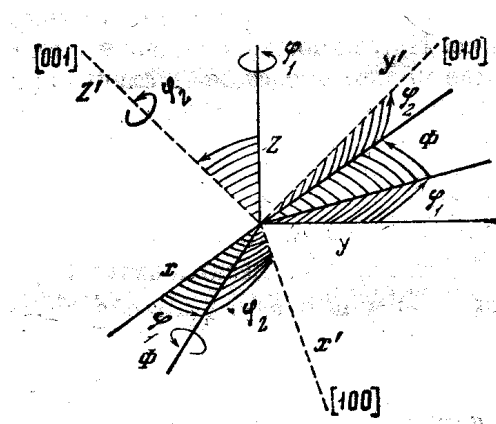


Рис. 1.9. Визначення кутів Ейлера

ФРО визначається густиною ймовірності $f(g) = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ знаходження у цій точці орієнтування в області $(g, g + dg)$. Іншими словами, функція розподілу орієнтацій показує відносну об'ємну частку кристалітів $\Delta V g, g + \Delta g / V$, орієнтація яких знаходиться між $g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ та $g(\varphi_1 + \Delta\varphi_1, \Phi + \Delta\Phi, \varphi_2 + \Delta\varphi_2)$, де $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ – кути Ейлера, що змінюються в межах $0 - 2\pi, 0 - \pi$, та $0 - 2\pi$, відповідно. Таким чином, функцію розподілу орієнтацій показують в орієнтаційному просторі, об'єм якого дорівнює $8\pi^2 \neq 4\pi^3 \approx 12\pi^2$!. Це пов'язане з тим, що функція $f(g)$ задана на безперервній групі обертання, де кожна точка має вагу $\sin\theta$.

Функція $f(g)$ є функцією трьох змінних. Наочне графічне зображення такої функції представлено на рис. 1.10 а. Зазвичай ФРО зображують як плоскі перерізи, тобто як функцію від двох змінних при постійному значенні третьої змінної (рис. 1.10, б).и.

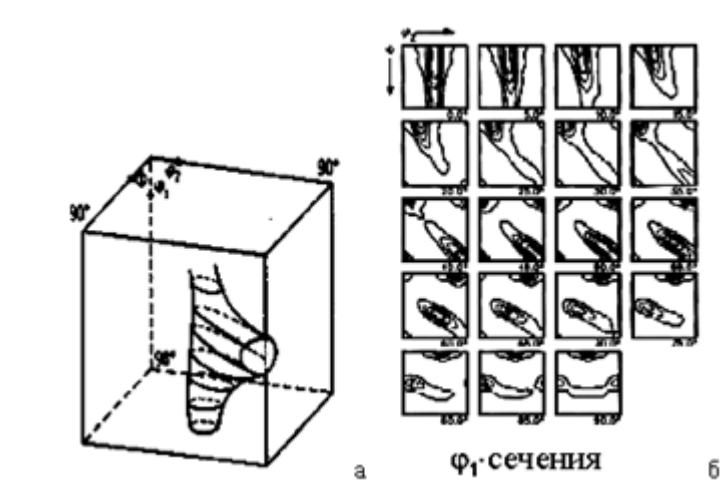


Рис. 1.10. Тривимірна ФРО

Функція розподілу орієнтацій у просторі ідеальних орієнтацій. Простір ідеальних орієнтацій може бути визначений за допомогою набору ідеальних орієнтувань, що задаються індексами Міллера. В такому просторі ФРО визначається у вигляді сукупності ідеальних орієнтувань. Функція розподілу орієнтувань в такому випадку може бути знайдена з обернених полюсних фігур для двох не паралельних напрямків полікристалічного зразка. Наприклад, можна використати комбінацію обернених полюсних фігур (ОПФ) напрямку нормалі (НН) до площини вальцювання (ОПФ НН) та ОПФ напрямку вальцювання (НВ) – ОПФ НП. Або скористатися ОПФ НП та ОПФ поперечного напрямку (ПН) листа. Обґрунтування даного метода визначення ФРО докладно представлено у публікаціях [38-40]. Вираз для рахування ФРО може бути представлений у вигляді

$$f(hkl)[uvw] = \frac{P_{hkl}^{HH} P_{uvw}^{HB}}{\sum_i (P_{hkl}^{HH} \sum_j P_{uvw}^{HB})} \quad (1.2)$$

В чисельнику представлений добуток полюсних густин ОПФ (НН) і ОПФ (НВ) для значень (hkl) і (uvw) , пов'язаних за виразом (1.1). У знаменнику підсумок у дужках по j визначається за такими значеннями j полюсної щільності ОПФ (НВ), (uvw) яких на колі проєкцій зв'язані з i -тими (hkl) на ОПФ (НН) рівнянням (1.1); Підсумок по i здійснюється за всіма значеннями P_{hkl}^{HH} на півсфері.

На рис. 1.11 показаний приклад ФРО у просторі ідеальних орієнтувань.

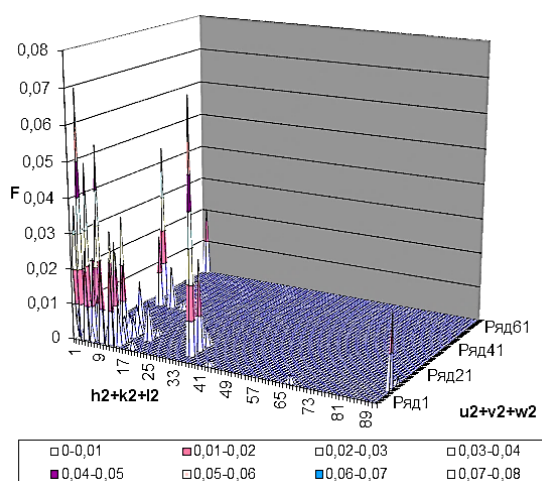


Рис. 1.11. ФРО сплаву Cu-Ni [40]

Як видно з рис. 1.11, ФРО в просторі ідеальних орієнтувань має вигляд

дискретних піків, що відповідають набору певних ідеальних орієнтувань кристалітів різної інтенсивності.

1.2. Оцінка впливу текстури та анізотропію властивостей полікристалів за інтегральними характеристиками текстури (IXТ)

Відомо, що ідеальний полікристал є ізотропним, хоча складається з природно анізотропних кристалітів або зерен. Анізотропія фізико-механічних властивостей у полікристалічних тілах з'являється, якщо під дією зовнішніх дій формується текстура. Неврахування анізотропії, обумовленою текстурою, може привести до значних наслідків, як позитивних (наприклад, текстурне зміцнення), так і негативних (наприклад, катастрофічне руйнування), як зазначалось вище. Тому актуальною задачею прикладної фізики та наноматеріалів є завчасна прогнозна оцінка значень відповідних властивостей в певному напрямку зразка.

Така оцінка здійснюється, як правило, експериментально шляхом проведення відповідних механічних випробувань або виміру відповідних властивостей (пружних, електричних, теплових тощо). Але не завжди експериментальні дослідження властивостей можуть бути проведені, наприклад, внаслідок недостатніх розмірів зразка. В таких випадках важливо провести визначення величини певної властивості полікристалічного зразка у заданому напрямку, виходячи з відомих властивостей монокристалу та розподілу орієнтувань монокристалів в досліджуваному полікристалічному зразку, тобто з параметрів текстури у відповідному напрямку.

Важливим завданням є також визначення властивостей монокристалу даного матеріалу, якщо завчасно відомі властивості відповідного полікристалічного зразка в певних напрямках та параметри його текстури.

У загальному випадку текстура листових полікристалів є складним неперервним розподілом окремих кристалітів за орієнтуванням у полікристалічному зразку. Цей розподіл описується функцією трьох змінних, що залежить від взаємного розташування координатних осей кристала та зразка, як

зазначено вище. Таку можливість дає тільки метод представлення текстур за допомогою тривимірної ФРО [37, 41]. Проте цей метод, будучи повним і математично строгим, має складний математичний апарат та потребує для реалізації багато експериментального матеріалу для розрахунку ФРО. Наприклад, для розрахунку ФРО необхідно мінімум три повні прямі полюсні фігури або чотири неповні для полікристалів кубічної симетрії, визначені з кроком у 5° в інтервалі кутів α від 0 до 90° та β від 0 до 360° . Для визначення ФРО матеріалів гексагональної симетрії потрібно мати мінімально чотири повні прямі полюсні фігури [42]. Отже отримання повних прямих полюсних фігур є досить трудомісткий процес.

Для розрахунку анізотропії властивостей полі- та монокристалів у наближенні механіки суцільних середовищ ФРО несе надлишкову інформацію. Тому для таких завдань з урахуванням симетрії об'єкта, що вивчається, достатньо описувати текстуру не всієї ФРО, а деякими її згортками, що описують внесок текстури в анізотропію властивостей полікристалу [43].

Для кубічних листових полікристалів таких згорток достатньо три:

$$\left. \begin{aligned} I_1^k &= \langle \alpha_{11}^4 + \alpha_{12}^4 + \alpha_{13}^4 \rangle \\ I_2^k &= \langle \alpha_{21}^4 + \alpha_{22}^4 + \alpha_{23}^4 \rangle \\ I_3^k &= \langle \alpha_{11}^2 \cdot \alpha_{21}^2 + \alpha_{12}^2 \cdot \alpha_{22}^2 + \alpha_{13}^2 \cdot \alpha_{23}^2 \rangle \end{aligned} \right\} \quad (1.4)$$

У співвідношеннях (1.4) α_{ij} – напрямні косинуси, а $\langle \dots \rangle$ означає усереднення за всіма орієнтаціями кристалів, верхні індекси (k) показують, що ІХТ (1.4) приналежать до кубічної системи.

Представлення текстури за допомогою ІХТ дозволяє визначити анізотропію деяких властивості, наприклад, модуля пружності, електричного опору в площині текстурованого листового полікристала, а також у напрямку нормалі до площини листа, якщо є відомі значення відповідних властивостей монокристалу [43, 44]. Для розрахунку пружних властивостей потрібно знати константи пружної податливості s_{ij} [45]. Наприклад, для полікристалу кубічної симетрії залежність модуля пружності E від кута φ в площині листа через ІХТ має вигляд:

$$\frac{1}{E}(\varphi) = s_{11} - \Delta \cdot F^k(\varphi), \quad (1.5)$$

$$\Delta = \left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2}s_{44} \right), \quad (1.6)$$

$$F^k(\varphi) = 1 - (I_1^k \cos^4 \varphi + I_2^k \sin^4 \varphi + 1,5 I_3^k \sin^2 2\varphi). \quad (1.7)$$

Також можна знайти значення модуля пружності у важко вимірних напрямках, наприклад, у напрямку нормалі E_{HH} до площини листів кубічних полікристалів [43, 44]:

$$\frac{1}{E_{\text{HH}}}(\varphi) = s_{11} - \Delta \cdot (1 - I_1^k - I_2^k - 2I_3^k) \quad (1.8)$$

Залежність модуля зсуву G від кута φ в площині листа через ІХТ має вигляд:

$$\frac{1}{G}(\varphi) = s_{44} - 2 \cdot \Delta \cdot (I_1^k \cos^4 \varphi + I_2^k \sin^4 \varphi + 1,5 I_3^k \sin^2 2\varphi). \quad (1.9)$$

У рівняннях (1.14) і (1.15) s_{ij} є коефіцієнти пружної податливості відповідних монокристалів, з яких складається полікристал.

Для гексагональних матеріалів є шість ІХТ [43, 44]:

$$I_1^{\Gamma} = \langle \alpha_{13}^2 \rangle; I_2^{\Gamma} = \langle \alpha_{23}^2 \rangle, I_3^{\Gamma} = \langle \alpha_{33}^2 \rangle, I_4^{\Gamma} = \langle \alpha_{13}^4 \rangle, I_5^{\Gamma} = \langle \alpha_{33}^4 \rangle, I_6^{\Gamma} = \langle \alpha_{13}^2 \cdot \alpha_{23}^2 \rangle \quad (1.10)$$

Але незалежними з них є лише п'ять ІХТ, оскільки

$$I_3^{\Gamma} = 1 - (I_1^{\Gamma} + I_2^{\Gamma}). \quad (1.11)$$

ІХТ можуть бути знайдені з даних рентгенівського дифрактометричного аналізу шляхом усереднення за будь-якою ваговою функцією текстури. У роботах [43, 44] показано, як скористатися функцією розподілу густини нормалей до ізотропних кристалографічних площин.

Для кубічних кристалів ізотропною є площина $\{111\}$. ІХТ розраховуються усередненням по прямій полюсній фігурі $\{111\}$ за формулою [43, 44]:

$$I_i^k = \frac{1}{2\pi\mathfrak{Z}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{(111)}(\alpha, \beta) \left(a_{ij}^p(\alpha, \beta) + a_{kl}^q(\alpha, \beta) + a_{mn}^r(\alpha, \beta) \right) \sin \alpha d\alpha d\beta, \quad (1.12)$$

$$\mathfrak{Z} = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{(111)}(\alpha, \beta) \sin \alpha \cdot d\alpha \cdot d\beta \quad (1.13)$$

Множник \mathfrak{Z} забезпечує нормування полюсної фігури у рівнях середньої полюсної густини; p, q, r – показники відповідних ступенів напрямних косинусів a_{ij}, a_{kl}, a_{mn} , відповідно, у співвідношеннях (1.10).

За прямою полюсною фігурою були розраховані ІХТ для низьковуглецевої типу 08кп [46]. Використовуючи ІХТ та пружні стали заліза була розрахована анізотропія модуля пружності та модуля зсуву після вальцювання та знакозмінного

вигину у площині листа зазначеної сталі та у напрямку нормалі до площини листа. Як відомо, вимір вищезгаданих властивостей у напрямку нормалі до тонкого листа є досить складною задачею.

Для гексагональних кристалів ізотропною є площина (0002). Усереднені за цією ПФ ІХТ мають вигляд [47]:

$$I_1^{\Gamma} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \cdot \cos^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \quad (1.14)$$

$$I_2^{\Gamma} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \cdot \sin^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \quad (1.15)$$

$$I_3^{\Gamma} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{2\pi} \sin \alpha \cdot \cos^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \quad (1.16)$$

$$I_4^{\Gamma} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \cos^4 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \quad (1.17)$$

$$I_5^{\Gamma} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \sin^4 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \quad (1.18)$$

$$I_6^{\Gamma} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \sin^2 \beta \cdot \cos^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (1.19)$$

$$\mathfrak{S} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{2\pi} P_{(0002)}(\alpha, \beta) \sin \alpha \cdot d\alpha \cdot d\beta, \quad (1.20)$$

α, β – кути повороту зразка навколо нормалі до його площини і нахилу зразка до осі гоніометра.

Анізотропія модуля пружності E текстурованих листів гексагональних металів та сплавів виражається через комбінації констант податливості s_{ij} монокристалів у вигляді [48]:

$$\frac{1}{E}(\varphi) = s_{11} + 2 \cdot \Delta_1 \cdot F_1^T(\varphi) + \Delta_2 \cdot F_2^T(\varphi), \quad (1.21)$$

$$\Delta_1 = s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44} \quad (1.22)$$

$$\Delta_2 = s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44} \quad (1.23)$$

$$F_1^T(\varphi) = I_1^{\Gamma} \cos^4 \varphi + I_2^{\Gamma} \sin^4 \varphi + \frac{1}{4}(I_1^{\Gamma} + I_2^{\Gamma}) \sin^2 2\varphi \quad (1.24)$$

$$F_2^T(\varphi) = I_6^{\Gamma} \cos^4 \varphi + I_4^{\Gamma} \sin^4 \varphi + \frac{3}{2}I_5^{\Gamma} \cdot \sin^2 2\varphi \quad (1.25)$$

Значення модуля пружності у напрямку нормалі до площини листа гексагонального полікристала можна розрахувати за формулою

$$\frac{1}{E_{\text{HH}}}(\varphi) = s_{11} + \Delta_1 \cdot I_3^{\Gamma} + \Delta_2 \cdot (1 - 2I_1^{\Gamma} - 2I_2^{\Gamma} + I_4^{\Gamma} + I_5^{\Gamma} + 2I_6^{\Gamma}). \quad (1.26)$$

Були визначені ІХТ сплавів магнію ZE10 та Mg-5 % Li після вальцювання. Отримані ІХТ та дані експериментальної пружної анізотропії дозволило розрахувати пружні стали монокристалів зазначених сплавів магнію. Було показано, що криві анізотропії модуля Юнга в площині листа, розраховані за знайденими пружними константами монокристала та виміряні експериментально, досить близькі. Відмінність склала не більше 2% та 5%, відповідно, для сплаву ZE10 та Mg-5% Li [49, 50].

Як зазначено вище, ІХТ розраховують з прямих полюсних фігур. Якщо використовують повні полюсні фігури, то для розрахунку потрібно мати значення полюсної густини у точках з кроком 5° в інтервалі від 0 до 360° у азимутальному напрямку (по кутам β) і в інтервалі від 0 до 90° (по кутам α). Це дуже великий обсяг експериментальних даних. Крім того, для отримання повної полюсної фігури потрібно здійснювати «зшивку» даних від з'ємки методом нахилу на відбиття в інтервалі від 0 до 70° (оскільки при нахилі на більші кути рентгенівський промінь ковзає вздовж поверхні зразка, що значно знижує інтенсивність відбитого променя) і з'ємки методом на проходження. В останньому випадку потрібен дуже тонкий зразок для проходження рентгенівського променя наскрізь. Виготовлення такого зразка потребує достатньо складної експериментальної обробки (шліфування, травлення тощо). Крім того, метод «зшивки» не вдається використовувати у разі підвищеної пошарової неоднорідності досліджуваного виробу.

Для усунення цього недоліку використовують різні методи конструювання повних прямих полюсних фігур (ПППФ) із неповних прямих полюсних фігур (НППФ). Два основних методи полягають у наступному:

- 1) узгодження або «зшивання» трьох НППФ, отриманих для трьох взаємно перпендикулярних перерізів виробу;
 - 2) екстраполяція НППФ на недосліджену область стереографічної проекції.
- Все це додає труднощів для визначення ІХТ.

Висновки до розділу 1

1. Кристалографічною текстурою називається певна неоднаковість

орієнтацій (переважна орієнтація) осей симетрії кристалів, що складають полікристал, відносно його осей симетрії. Розрізняють аксіальну (осьову, необмежену) текстуру (або текстуру волочіння), текстуру вальцювання (обмежену або текстуру листа), текстуру кручення (або текстуру зсуву).

2. Аксіальна (осьова або необмежена) текстура формується, коли під дією зовнішніх сил у полікристалі певні і рівноцінні кристалографічні напрямки $\langle uvw \rangle$ розташовуються паралельно одному зовнішньому напрямку \vec{O} , (наприклад, осі дроту) званому віссю текстури. Таку текстуру описують у загальному випадку як $\langle uvw \rangle \parallel \vec{O}$.

3. Текстура вальцювання (обмежена текстура) формується, коли на полікристал діють сили, що розтягують його у певному напрямку, та одночасно стискають у перпендикулярному напрямку. Таку текстуру описують за допомогою розташування певної сукупності площин $\{hkl\}$ кристалітів паралельно певній площини полікристала (наприклад, площині вальцювання), з одночасним розташуванням сукупності напрямків кристалітів $\langle uvw \rangle$, які належать цим $\{hkl\}$, паралельно одному напрямку в полікристалі, (наприклад, напрямку вальцювання). У загальному випадку така текстура позначається як $\{hkl\} \langle uvw \rangle$.

4. Найбільш повним та математично строгим способом представлення текстури є тривимірна ФРО, яка визначається як мінімум з трьох повних прямих полюсних фігур, або чотирьох неповних полюсних фігур. Це потребує обробки чисельного експериментального матеріалу, оперування значним цифровим масивом за допомогою складних комп'ютерних програм і певної інтерпретації результатів.

5. Функція розподілу орієнтацій може бути розрахована у просторі ідеальних орієнтувань. Простір ідеальних орієнтувань визначається за допомогою набору ідеальних орієнтувань, що задаються індексами Міллера. В такому випадку ФРО може бути знайдена з обернених полюсних фігур для двох не паралельних напрямків полікристалічного зразка. У просторі ідеальних орієнтувань ФРО має вигляд дискретних піків, що відповідають набору певних ідеальних орієнтувань кристалітів з різною статистичною вагою.

6. Для розрахунку анізотропії властивостей полі- та монокристалів у наближенні механіки суцільних середовищ з урахуванням симетрії об'єкта, що вивчається, використовують інтегральні характеристики текстури (ІХТ). Для полікристалів кубічної симетрії достатньо трьох, а для матеріалів гексагональної симетрії потрібно визначити шість ІХТ.

7. Інтегральні характеристики текстури розраховують із повної прямої полюсної фігури площини, яка володіє ізотропією властивостей. Для матеріалів з кубічною ґраткою ізотропними є площини $\{111\}$, а для гексагональних полікристалів – площини $\{0002\}$.

8. Представлення текстури за допомогою ІХТ дозволяє визначити анізотропію деяких властивості, наприклад, модуля пружності, електричного опору в площині текстурованого листового полікристала, а також у напрямку нормалі до площини листа, якщо є відомі значення відповідних властивостей монокристалу.

9. Визначення ІХТ з повних прямих полюсних фігур пов'язано зі значними експериментальними труднощами, оскільки для отримання повної прямої полюсної фігури потрібно поєднувати зйомку на відбиття і зйомку на проходження рентгенівських промінів, а потім результати цих зйомок потрібно "зшивати". Метод «зшивки» не вдається використовувати у разі підвищеної пошарової неоднорідності досліджуваного виробу. Крім того для зйомки на проходження випадку необхідно використовувати тонкий зразок, виготовлення якого є окремою проблемою.

РОЗДІЛ 2.

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Матеріали та їх підготовка для дослідження

Матеріалами для дослідження послужили сплави на основі магнію, титану з гексагональною структурою та жароміцний сплав з гранецентрованою ґраткою на основі нікелю Inconel 718, призначений для виготовлення високонавантажених деталей гарячої частини газотурбінних двигунів, що працюють при температурах до 700°C.

Сплав ZE10. Досліджували листи сплаву ZE10 (1,3% Zn, 0,15% Zr, 0,2% рідкісноземельних металів (РЗМ), серед РЗМ в основному церій) після таких видів обробки:

➤ обробка №1 – вихідні листи були отримані обробкою [51], яка полягала в екструзії злитків при температурі 350°C, після чого була отримана плита товщиною 6 мм та шириною 60 мм. Потім сляб послідовно вальцювали в поздовжньому напрямку до товщини 4,5 мм за 2 проходи в поєднанні з нагріванням до 350°C після кожного проходу. Подальше вальцювання до товщини 2 мм відбувалося у поперечному напрямку у поєднанні з нагріванням до 350°C після кожного проходу. Ступінь деформації кожного проходу становила приблизно 10 %. Починаючи з товщини 2 мм, напрямок вальцювання змінювався на 90° після кожного проходу зі ступенем деформації приблизно 10% у поєднанні з нагріванням до 350° С, таким чином отримували листи товщиною 1 мм (вихідні листи).

➤ Обробка №2 – отримані після обробки №1 листи піддавали подальшому знакозмінному вигину на 0,5; 1,0; 3,0 і 5,0 циклів.

Сплав Mg-5% Li (мас.). Досліджували сплав після таких видів обробки:

➤ Обробка №1 – циліндричні заготовки сплаву Mg-5% Li (мас.) довжиною 120 мм спочатку деформували методом екструзії через прямокутну матрицю при температурі 350°C. Отримані в результаті пластини товщиною 6 мм, шириною 60 мм і довжиною 120 мм вальцювали далі в одному напрямку. Вальцювання провели

у 2 проходи з проміжним нагрівом до 350°C і отримали листи товщиною 4 мм;

➤ Обробка №2 – отримані після обробки №1 листи вальцювали далі в напрямку, розташованому перпендикулярно попередньому, з обтисненнями 10 % за прохід. При цьому здійснили 10 проходів з проміжним нагрівом до 350°C після кожного й отримали листи товщиною 2 мм. Далі знову змінили напрямок вальцювання на 90° і здійснили 1 прохід зі ступенем деформації за товщиною 10 %. Після повторної зміни напрямку на поперечний вальцювали листи до товщини 1 мм;

➤ обробка №3 – отримані після обробки №2 листи піддавали подальшому знакозмінному вигину на 0,5; 1,0; 3,0 і 5,0 циклів.

Титан. Сплави титану досліджували як у листовому стані, так і після обробки гвинтовою екструзією (ГЕ).

Листи титану марки 1 (Ti - Grade 1). Досліджували листи титану після таких видів обробки:

➤ вихідні листи товщиною 1 мм комерційного титану марки 1 (0,04% Fe; 0,015% C; 0,05% N; 0,005% O; 0,09% H) були в стані поставки після вальцювання та відпалу при 840°C ;

➤ вихідні листи піддавали подальшому знакозмінному вигину на 0,5; 1,0; 3,0 і 5,0 циклів.

Сплав титану марки BT1-0. Досліджували сплав після таких видів обробки:

➤ обробка №1 – методом гвинтової екструзії (ГЕ) [52]. Заготовка металу поміщалася в матрицю з гвинтовим каналом прямокутного перерізу з кутом нахилу гвинтової лінії до осі ГЕ (рис. 2.1).

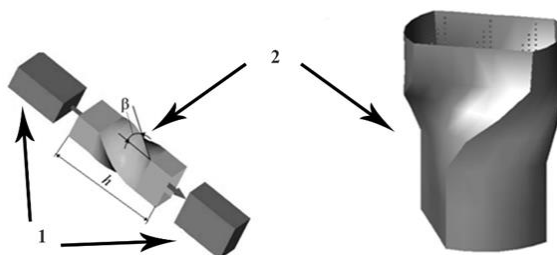


Рис. 2.1. Схема гвинтової екструзії [53]

Довжина заготовки становила $\ell = 70$ мм, переріз 18×28 мм. Тиск пресування становив $p_1 = 1600$ МПа. Для збільшення технологічної пластичності титанового

сплав до переднього кінця заготовки здійснювався протитиск, величина якого становила $p_2 = 200$ МПа, а також використовували суміш на основі легкоплавкого скла.

Загальна відносна деформація зсуву Λ за один прохід розраховували за формулою [52]

$$\Lambda = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{tg} \gamma_{\max}, \quad (2.1)$$

де γ_{\max} - максимальний кут нахилу між лінією скручування та віссю екструзії.

Розрахунок показав, що загальна деформація зсуву за один прохід становить приблизно 1,15. Було проведено 5 проходів ГЕ. Таким чином, загальна відносна деформація зсуву заготовки склала 5,77.

Заготовки попередньо нагрівали в печі до температури $T = 400^\circ\text{C}$. Середній розмір структурних складових (зерен та субзерен) у зразках після п'яти проходів гвинтової екструзії знаходився в діапазоні 200...500 нм. Розмір структурних складових у вихідних зразках становив 150...300 мкм. Після екструзії із заготовки електроерозійним способом вирізали зразки. Зразки мали форму кубів розмірами $(10 \times 10 \times 10)$ мм. Одне з ребер куба було спрямоване вздовж осі пресування (осі ГЕ), а два інших, відповідно, перпендикулярно до вищезгаданої осі.

➤ Обробка №2 – зразки після ГЕ піддавали ізохронним вакуумним відпалюванням протягом 1 години при температурах 200, 250, 300, 350 і 400°C .

Сплав Inconel 718. Досліджуваний сплав мав такий хімічний склад: Ni – 50.0-55.0 %; Cr – 17.0-21.0 %; Nb – 4.75-5.50 %; Mo – 2.8-3.3 %; Ti – 0.65-1.15%; Al – 0.2-0.8 %; Co \leq 1.0 %; Ta \leq 0.05 %; B \leq 0.06 %; Mn \leq 0.35 %; Si \leq 0.35 %; P \leq 0.015 ; S \leq 0.015 %; C \leq 0.08 % за масою).

Вихідним матеріалом були сферичні гранули (порошки), отримані за технологіями плазмового розпилення електрода, що швидко обертається (PREP - Plasma Rotating Electrode Process) і газового розпилення металу, розплавленого у вакуумній камері шляхом індукційного нагріву (VIGA - Vacuum Induction Melt Inert Gas Atomization) компаній «LPW» [54] та "Sino Euro" [55].

Вміст кисню в порошках не перевищував 0,007% (за масою), середній розмір часток 20-45 мкм, здатність до плинності 12-15 с/50 г, уявна густина – 4,4-4,9 г/см³.

Порошки отримані за технологіями PREP та VIGA, широко використовуються в аерокосмічній, медичній, інструментальній, автомобільній, механічній, електронній та інших областях, адаптованих для пресування та спікання, гарячого та холодного розпилення, адитивного виробництва. Як показано в роботі [56], характеристики цих порошків суттєво відрізняються. Порошок VIGA містить значну частину частинок неправильної форми, частинок із сателітами, а також частинок із закритими порами. У порошку PREP округлість частинок значно вище, ніж у порошку VIGA. Сферичну форму мають майже всі частинки порошку. При цьому в порошку PREP відсутні частинки із сателітами, частинки неправильної форми та частинки із закритими порами, що спостерігаються у порошках VIGA. Поверхня порошку PREP більш гладка, ніж у порошку VIGA.

Призматичні зразки були надруковані на установці прямого лазерного спікання металів "EOS M400" у різних напрямках як у вихідному стані (після друку), так і після додаткової обробки у різному поєднанні. У горизонтальному напрямку центральна вісь зразків розташовувалась паралельно столу установки (у площині XY у напрямку осі X), у вертикальному – перпендикулярно столу установки (у площині YZ у напрямку осі Z) (рис. 2.2).

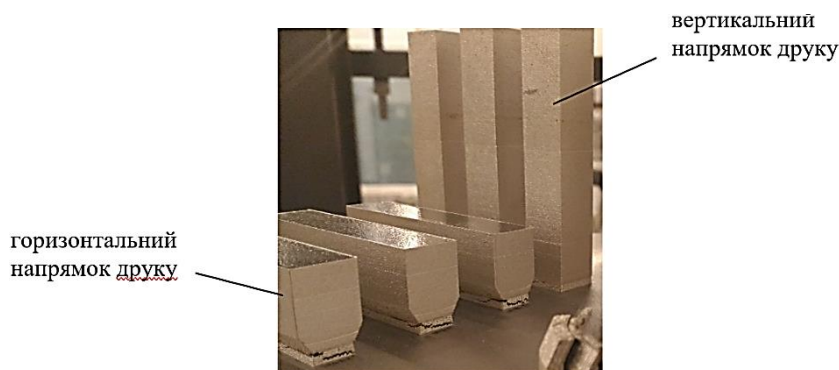


Рис. 2.2. Зразки зі сплаву Inconel 718 на столі установки «EOS M400», надруковані у горизонтальному та вертикальному напрямках

Як додаткову (пост-друкарську) обробку використовували термічну обробку (ТО) та гаряче ізостатичне пресування (ГІП). Зразки після друку піддавали ТО за режимом: гартування при температурі 1140°C, старіння при температурі 900°C впродовж 16 годин за режимом:

- початковий тиск в камері – 25 ± 5 МПа;
- швидкість підйому до температури $850 \pm 10^\circ\text{C}$ – $8 \dots 10^\circ\text{C}/\text{хв}$;
- витримка при температурі $850 \pm 10^\circ\text{C}$ – 1,5 год при тиску 120 МПа;
- швидкість підйому до температури $960 \pm 10^\circ\text{C}$ – $3 \dots 4^\circ\text{C}/\text{хв}$;
- витримка при температурі $960 \pm 10^\circ\text{C}$ – 4,5 год при тиску 140 МПа;
- охолодження до 300°C .

Закономірності формування кристалографічної текстури встановлювали за допомогою ОПФ, знятих на горизонтальних зразках у напрямку осі X, а також так і на вертикальних зразках у напрямку осі Z

2.2. Дослідження характеристик пружності, міцності та плинності

Знакозмінний вигин. Листи вищезазначених сплавів у вихідному стані піддавали знакозмінному вигину для моделювання промислового випрямлення (правки). Знакозмінний вигин листів здійснювали за допомогою спеціального пристрою, що складається з трьох роликів і приводиться у дію вручну (рис. 2.3).

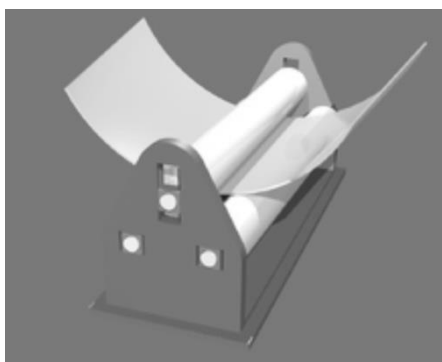


Рис. 2.3. Схема пристрою для деформації знакозмінним вигином

Ролик, що вигинає, мав діаметр 50 мм. При вигині метал рухався зі швидкістю ~ 150 мм/с. Вигин в одному напрямку відповідає 0,25 циклу. Повернення до початкового плоского стану відповідає 0,5 циклу. Потім здійснювали вигин в протилежний бік (0,75 циклу) та повернення до плоского стану (1,0 цикл). Досліджували зразки, вирізані у напрямку вальцювання (НВ) та поперечному напрямку (ПН), після 0,5; 1,0; 3,0 та 5,0 циклів знакозмінного вигину (ЗВ).

Модуль Юнга. Для вимірювання модуля Юнга з вихідних листів та листів після відповідного числа циклів ЗВ вирізали партію з 7 прямокутних зразків розміром 100×10 мм через кожні 15° від НВ до ПН (рис. 2.4).

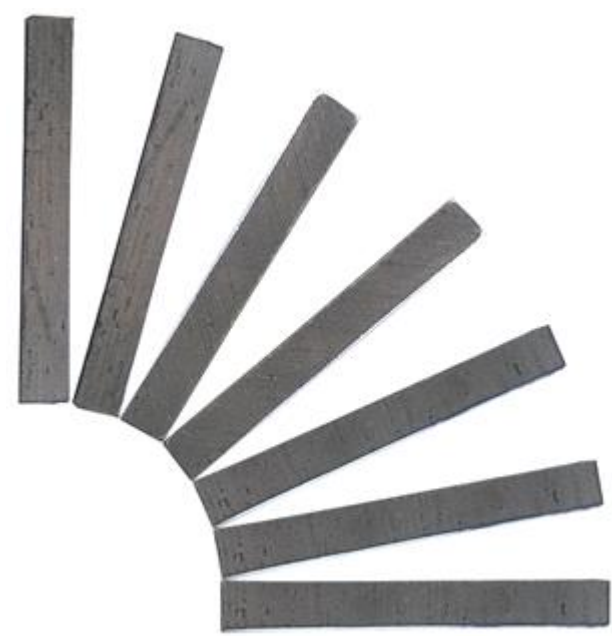


Рис. 2.4. Зразки для вимірювання модуля Юнга

Модуль Юнга вимірювали динамічним методом за частотою власних згинальних коливань зразка [57]. Схема установки вимірювання модуля Юнга показано на рис. 2.5.

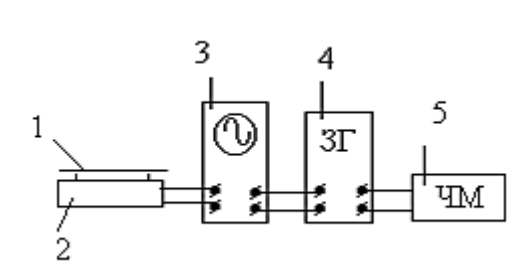


Рис. 2.5. Схема установки вимірювання модуля пружності

Вільні поперечні механічні коливання у зразку 1, який лежить на пружних нитках поблизу мікрофона 2, збуджуються легким ударом графітної палички. Електричні коливання, що виникають у мікрофоні під дією механічних коливань зразка, подаються на вертикальні пластини осцилографа 3. На його горизонтальні пластини подаються електричні коливання від звукового генератора (ЗГ) 4. На екрані осцилографа відбувається додавання двох взаємно перпендикулярних

коливань . Якщо частоти сигналів збігаються, то екрані виникає еліпс. Частота вимірюється частотоміром (ЧМ) 5. Модуль Юнга розраховували за знайденими частотами вільних поперечних коливань призматичного зразка за співвідношенням [58]:

$$E = 0,968 \frac{\rho l^4}{h^2} f^4 \quad (2.2)$$

де E – модуль Юнга (Н/м^2); ρ – густина зразка (кг/м^3); ℓ , h – відповідно довжина та товщина зразка (м); f – частота вільних коливань зразка (Гц). Похибка вимірів не перевищувала 1% [57, 58].

Одновісний розтяг. Для проведення механічних випробувань з вихідного листа та з листів після вигину на 0,5; 1,0; 3,0 та 5,0 циклів вирізали по три партії зразків для механічних випробувань у напрямку вальцювання (НВ), діагональному напрямку (ДН) – під кутом 45° до НП та поперечного напрямку (ПН), а також зразки для дослідження текстури та структури. Механічні випробування на одновісне розтягування проводили за стандартними методиками на розривній машині Zwick Z250/SN5A з силовим датчиком на 20 кН при кімнатній температурі для зразків, вирізаних у НВ, ПН і ДН. Загальна довжина зразків 90 мм, ширина робочої частини – 12,5 мм. Як значення механічних властивостей приймали усереднену величину за трьома партіями зразків у кожному напрямку.

Випробування зразків зі сплаву Inconel 718 на розтяг проводили за допомогою універсальної сервогідравлічної машині INSTRON 8801. Розтяг проводили у напрямку осі X горизонтальних зразків, а також у напрямку осі Z вертикальних зразків.

Оцінювали границю міцності (σ_B), умовну границю плинності ($\sigma_{0.2}$) та відносне видовження після розриву (δ). За результатами випробувань зразків для відповідного напрямку побудови та режиму пост-друкарської обробки розраховували середнє значення для кожної вимірюваної величини.

2.3. Вивчення кристалографічної текстури

Кристалографічну текстуру вивчали рентгенівським методом [33, 34] з

побудовою обернених полюсних фігур (ОПФ) напрямку нормалі (НН) та напрямку вальцювання (НВ) у звичайній геометрії з фокусуванням за Бреггом-Брентано (рис. 2.6) [59]

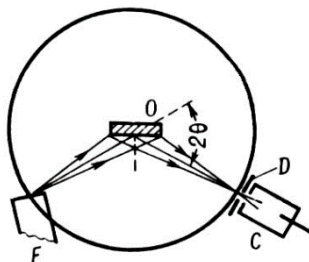


Рис. 2.6. Схема фокусування проміння в рентгенівському гоніометрі за Бреггом – Брентано для дослідження полікристалічних зразків; F – фокус рентгенівської трубки; O – плоский зразок; D – щілина лічильника; C – лічильник; 2θ – кут відбиття

Зразки без текстури виготовили з дрібної рекристалізованої тирси досліджуваних металів. Для зйомки ОПФ НВ тонких листів зразки набирали у вигляді пакета наклеєних один на одного смужок шириною 3 мм, вирізаних з листів (набірні зразки). Перед зйомкою відповідних полюсних фігур досліджувані поверхні зразків хімічно полірували на глибину 0,1 мм для зняття спотвореного поверхневого шару. Полюсні фігури деформованих знакозмінним вигином зразків знімали з двох сторін після відповідного числа циклів.

Зйомку ОПФ зразків досліджуваних сплавів та відповідних еталонів здійснювали шляхом $\theta - 2\theta$ сканування на дифрактометрі ДРОН-3м у фільтрованому $K_{\alpha}Mo$ випромінюванні в однакових геометричних умовах зйомки. Як полюсну щільність використовували відносини інтегральних інтенсивностей ліній досліджуваних зразків до інтенсивностей відповідних ліній дифракції еталона. При побудові ОПФ використовували нормування за Моррісом [60].

2.4. Визначення параметрів текстури Кернса гексагональних полікристалів

Внесок у загальні властивості полікристалу в якомусь фіксованому напрямку

кристалів визначається орієнтацією нормалі до ізотропної площини, що віднесена до системи координат зразка. Для гексагонального кристала це вісь c , яка, як відомо, за допомогою індексів Браве-Міллера позначається як $[0001]$. Обертання кристалів навколо цієї осі на анізотропію властивостей не впливає. Вісь, яка перпендикулярна до осі $[0001]$, позначається через a .

Для одиночних гексагональних кристалів внесок в об'ємну властивість залежить від кута між заданим напрямком і напрямком кристала $[0001]$ відповідно до наступного рівняння [61]:

$$P(\varphi)_{ref} = P_c \cos^2 \varphi + P_a (1 - \cos^2 \varphi), \quad (2.3)$$

де $P(\varphi)_{ref}$ - властивість в обраному напрямку, P_a і P_c - властивість монокристала в напрямку, перпендикулярному і паралельному до напрямку $[0001]$, відповідно, φ - кут між обраним напрямком і $[0001]$. Таким чином, якщо об'ємна частка V_i кристалів, орієнтованих своїм напрямком $[0001]$ під кутом нахилу φ_i до обраного напрямку, відома з рентгенівських даних, рівняння (2.4) дає їхній внесок у загальну властивість зразка. Підсумовування від $\varphi_i = 0$ до $\varphi_i = \frac{\pi}{2}$ дає об'ємну властивість у обраному напрямку відповідно до рівняння:

$$P(\varphi_i)_{ref} = P_c \sum_i V_i \cos^2 \varphi_i + P_a \sum_i V_i (1 - \cos^2 \varphi_i) \quad (2.4)$$

Підсумок $\sum_i V_i = 1$. Вираз $\sum_i V_i \cos^2 \varphi_i = f_j$ називається текстурним параметром Кернса [62]. З урахуванням цього, то можна записати:

$$P(\varphi_i)_{ref} = f_j P_c + (1 - f_j) P_a. \quad (2.5)$$

Текстурний параметр Кернса для даного напрямку полікристалічного зразка можна визначити з обернених полюсних фігур трьох головних напрямків листового матеріалу (напрямку нормалі до площини листа (ОПФ НН), напрямку вальцювання (ОПФ НВ) та поперечного напрямку листа (ОПФ ПН)), відповідно, $f_{НН}$, $f_{НВ}$, $f_{ПН}$.

Тензорні властивості (наприклад, механічні напруження, або модулі пружності) можуть бути знайдені за співвідношенням (2.5), як показав Кернс [62]. При цьому, сума параметрів f_j в трьох головних напрямках листового матеріалу з гексагональною ґраткою має бути рівною одиниці. Якщо ж значенні параметрів f_j дорівнює $1/3$ в кожному з головних напрямків листа, то це свідчить про ізотропію

властивостей. Отже, знаючи два з трьох параметрів Кернса (наприклад, якщо ми визначили f_{HH} та f_{HB}), то третій параметр f_{PH} може бути знайдений з рівняння:

$$f_{\text{HH}} + f_{\text{HB}} + f_{\text{PH}} = 1. \quad (2.6)$$

Визначення параметрів текстури Кернса з оберненої полюсній фігурі може бути пояснене, якщо відзначити взаємозв'язок між двома типами полюсних фігур. Це схематично показано на рис. 2.7. Всі кристали, орієнтовані в смузі $\Delta\varphi$ оберненої полюсної фігури, повинні мати полюси $\langle 0001 \rangle$, нахилені на φ градусів від нормалі до поверхні зразка.

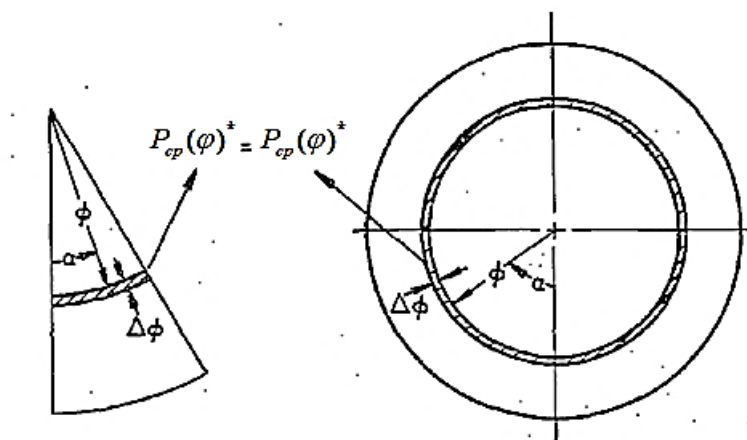


Рис. 2.7. Співвідношення середніх інтенсивностей на ОПФ та ППФ (0001): $P_{cp}(\varphi)^*$ відноситься до $P_{cp}(\varphi)^*$ на рівні α , що відповідає 360° на ППФ (0001) і 30° на ОПФ

Отже, усі полюси $\langle 0001 \rangle$ повинні лежати у відповідній смузі $\Delta\varphi$ прямої полюсної фігури. Залежності полюсної щільності на ОПФ $P_{\varphi i}$ від φ може бути побудована шляхом визначення густини орієнтації в кожній із серій смуг $\Delta\varphi$ між 0 і 90 градусами φ на оберненій полюсній фігурі [62].

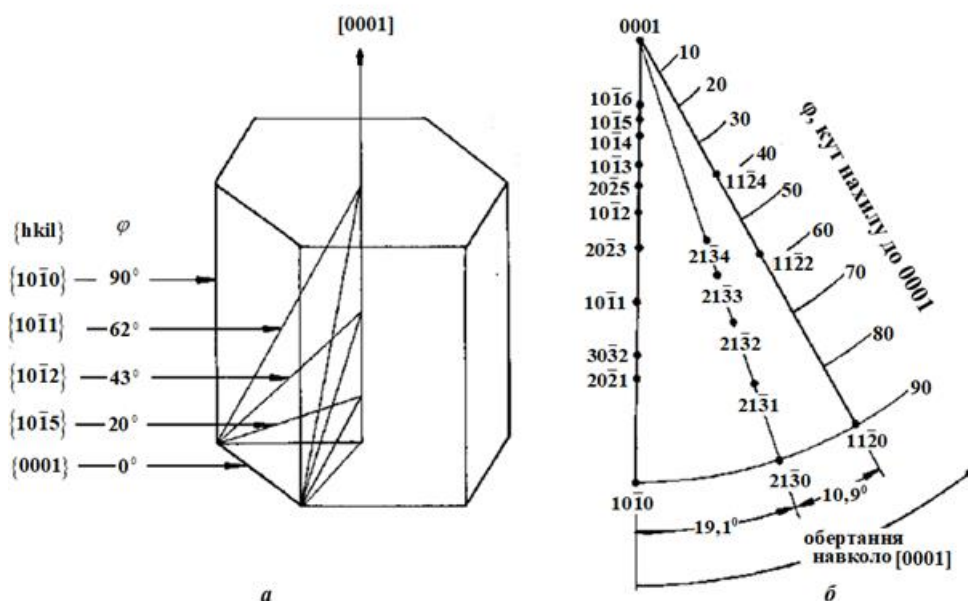


Рис. 2.8. Нахил між $\{0001\}$ та $\{hk\bar{l}\ell\}$ (а);
стандартна проекція для α -Zr, $c/a = 1,59$ (б) [62]

Однак, як показано на рис. 2.8, площини дифракції розташовуються вздовж ліній тільки в трьох положеннях: 0° ($10\bar{1}\ell$), $19,1^\circ$ ($21\bar{3}\ell$) і 30° ($11\bar{2}\ell$). Крім того, немає дифракційних площин між значеннями φ 0 і $58,3^\circ$ вздовж ($21\bar{3}\ell$) лінії та між 0 і $38,5^\circ$ ($11\bar{2}\ell$) лінії. Таким чином, значення середньої густини орієнтації в кожній $\Delta\varphi$ смугі може бути лише наближеним. Якщо припустити, що інтенсивність змінюється лінійно з α в інтервалі $19,1^\circ$ між ($10\bar{1}\ell$) і ($21\bar{3}\ell$) та в інтервалі $10,9^\circ$ між ($21\bar{3}\ell$) і ($11\bar{2}\ell$), то середня полюсна щільність при кутах φ вище $58,3^\circ$ може бути представлена як:

$$P_{\text{ср}\varphi} = \frac{1}{30} \left[19,1 \left(\frac{P_1 + P_2}{2} \right) + 10,9 \left(\frac{P_2 + P_3}{2} \right) \right], \quad (2.9)$$

де P_1 , P_2 та P_3 є інтенсивності кривих ($10\bar{1}\ell$), ($21\bar{3}\ell$) та ($11\bar{2}\ell$), відповідно при фіксованому куті φ . При кутах φ від $38,5$ до $50,6$ градусів використовується просте середнє значення кривих ($10\bar{1}\ell$) та ($11\bar{2}\ell$). Нижче $38,5$ градусів визначена лише крива ($10\bar{1}\ell$). Тому необхідно припустити, що вона є середнім значенням у цьому регіоні. Це припущення справедливе для гексагональних металів, для яких відношення $c/a \leq 1,33$ (наприклад, сплави Mg, Ti), досліджених у даній роботі, оскільки криві інтенсивності трьох вищезазначених сімейств, сходяться в області

малих кутів ϕ нахилу до осі гексагональної призми. Для гексагональних металів та сплавів з $c/a \geq 1,33$ (наприклад, Zn та його сплави), коли це неправильне припущення, то помилка в розрахунках властивостей невелика, як показано у [62].

Наведена полюсна щільність P_i пропорційна відношенню інтенсивності i -тої дифракційної лінії у текстурованому зразку I_i до інтенсивності відповідної лінії I_R зразку без текстури:

$$P_i = K \frac{I_i}{I_R}, \quad (2.10)$$

де нормуючий множник K за Моррисом [60] визначається за формулою

$$K = \frac{1}{\sum_{\Delta} A_i (I_i/I_R)}, \quad (2.11)$$

де $\sum_{\Delta} A_i = 1$. Значення коефіцієнтів A_i приведено у [63]. Отже полюсна щільність визначається як

$$P_i = \frac{I_i}{\sum_{\Delta} A_i (I_i/I_R)}. \quad (2.12)$$

Отже, коефіцієнти текстури Кернса [62] f_j (індекс j означає відповідний напрямок у зразку НН, НВ або ПН), що показують ступінь збігу c - осей кристалічної гексагональної комірки зерен із заданим геометричним напрямком у полікристалічному матеріалі і можуть бути знайдені з ОПФ за співвідношенням

$$f_j = \langle \cos^2 \alpha_i \rangle_j = \sum_i A_i P_{ji} \cos^2 \alpha_i, \quad (2.13)$$

де $P_i = \frac{I_i}{\sum_{\Delta} A_i (I_i/I_R)}$; I_i/I_R – відношення інтегральної інтенсивності i -того рефлексу на j -тій ОПФ до відповідного значення інтенсивності рефлексу зразка без текстури I_R ; A_i - Статистичні ваги i -того рефлексу ($\sum_{\Delta} A_i = 1$) [60]. Множники A_i показують, яка частка площі поверхні стереографічного трикутника навколо нормалі належить i -тому рефлексу відповідної ОПФ [62]; α_i означає, на якій кут відхиляється від гексагональної осі c i -тий кристалографічний напрямок для j -того напрямку в зразку.

Об'ємний внесок у властивість кристалів, осі яких нахилені над кут ϕ до визначеного напрямку, якщо врахувати, що внесок зерен полікристалу у об'ємну властивість відповідно до їх об'ємної частці, V_i , можна знайти, як це описано в вище, за співвідношенням [62] (2.5)

Для аналізу фізико-механічних властивостей досліджуваних зразків після різних видів деформації текстуру представляли за допомогою текстурних параметрів Кернса, які визначали за методикою, описаною вище.

Висновки до розділу 2

1. Матеріалами для дослідження послужили:

✓ сплав ZE10 магнію з цинком, цирконієм, модифікований РЗМ (Zn – 1,3%, Zr – 0,15%, РЗМ, в основному, церій – 0,2%, інші Mg), отриманий екструзією через прямокутну матрицю при 350°C та подальшим вальцюванням зі зміною напрямку на 90° після кожного проходу у поєднанні з нагріванням до 350°C після кожного проходу до товщини 1 мм (вихідний стан). Досліджували листи як у вихідному стані, так і після подальшого знакозмінного вигину на 0,5; 1,0; 3,0 та 5,0 циклів;

✓ бінарний сплав Mg - 5% Li (мас.) після обробки за двома режимами: обробка №1 – екструзія при 350°C через прямокутну матрицю та наступна прокатка до товщини 4,5 мм (тільки сплав Mg – 5% Li (мас.); обробка №2 – подальше вальцювання при 350°C зі зміною напрямку прокатки на 90° до товщини 1 мм. Досліджували листи як після обробки №1, так і після обробки №2. Останні досліджували також після подальшого знакозмінного вигину 0,5; 1,0; 3,0 та 5,0 циклів;

✓ Листи титану марки 1 (Ti-Grade 1) (Ti – основа; 0,25 Fe; 0,10 Si; 0,30 – сума інших домішок, у вагових відсотках) товщиною 1 мм після відпалу при температурі 840°C (вихідний стан). Досліджували листи титану як у вихідному стані, так і після подальшого 0,5; 1,0; 3,0 та 5,0 циклів;

✓ зразки з титану марки BT1-0, піддані інтенсивній пластичній деформації методом гвинтової екструзії (вихідний стан). Досліджували сплав як у вихідного стану, так і після відпалу при 200, 250, 300, 350 і 400°C;

✓ зразки сплаву Inconel 718, отримані за допомогою 3D-друку у горизонтальному (XY) та вертикальному (Z) напрямках методом селективного лазерного плавлення порошків PREP та VIGA (вихідний стан). Досліджували

зразки сплаву як у вихідному стані, так і після різних комбінацій пост-друкарських термічних впливів (ТО –термічна обробка та ГП- гаряче ізостатичне пресування).

2. Знакозмінний вигин виконували на три-роликовому згинальному пристрої з різним числом циклів (0,5; 1% 3; 5).

3. Модуль Юнга вимірювали динамічним методом за частотою власних згинальних коливань плоских зразків, вирізаних з листів через кожні 15° від напрямку прокатки до поперечного напрямку.

4. Механічні випробування на одновісний розтяг проводили на розривній машині Zwick Z250/SN5A з силовим датчиком на 20 кН у напрямку прокатки, у напрямку під кутом 45° до напрямку прокатки та в поперечному напрямку.

5. Механічні випробування на одновісний розтяг зразків зі сплаву Inconel 718 проводили за допомогою універсальної сервогідравлічної машині INSTRON 8801. Розтяг проводили у напрямку осі X горизонтальних зразків, а також у напрямку осі Z вертикальних зразків

6. Текстуру досліджували рентгенівським методом з побудовою обернених полюсних фігур:

- ✓ для листових зразків будували обернені полюсні фігури напрямку нормалі (ОПФ НН) та напрямку вальцювання з двох сторін листів після вигину та напрямку вальцювання (ОПФ НВ);

- ✓ для зразків після гвинтової екструзії будували ОПФ напрямку осі гвинтової екструзії (ОПФ ГЕ) та поперечного напрямку (ОПФ (ПН));

- ✓ для зразків Inconel 718 після 3D-друку будували ОПФ напрямку X для зразків, надрукованих у горизонтальній площині XY) та напрямку Z (для зразків, надрукованих у вертикальному напрямку).

7. Текстуру полікристалічного зразка з гексагональною структурою можна описати за допомогою параметрів текстури Кернса. Ці коефіцієнти показують ступінь збігу осей с кристалічних гексагональних комірок зерен із заданим геометричним напрямком у полікристалічному матеріалі.

8. Текстурний параметр Кернса для даного напрямку полікристалічного зразка можна визначити з обернених полюсних фігур трьох головних напрямків

листового матеріалу (напрямку нормалі до площини листа (ОПФ НН), напрямку вальцювання (ОПФ НВ) та поперечного напрямку листа (ОПФ ПН)), відповідно, $f_{\text{НН}}$, $f_{\text{НВ}}$, $f_{\text{ПН}}$.

9. З отриманих ОПФ визначали параметри текстури Кернса відповідних напрямків для аналізу впливу виду деформації на фізико-механічні властивості досліджуваних матеріалів.

10. Опис текстури полікристалічного зразка з гексагональною структурою за допомогою параметрів Кернса в принципі дозволяє визначити фізико-механічні властивості металу, якщо відомі відповідні характеристики його монокристалу.

РОЗДІЛ 3.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пружні властивості
листів сплаву ZE10 за параметрами текстури Кернса

Нижче представлено результати проведення оцінки пружних та механічних властивостей листів сплаву магнію ZE10 після промислової обробки та подальшого знакозмінного вигину (ЗВ) з використанням параметрів текстури Кернса [64, 65]. Слід зауважити, що вплив ЗВ на пружні властивості сплаву ZE10 вивчається вперше [66].

Експериментальні ОПФ досліджуваного металу представлені на рис. 3.1.

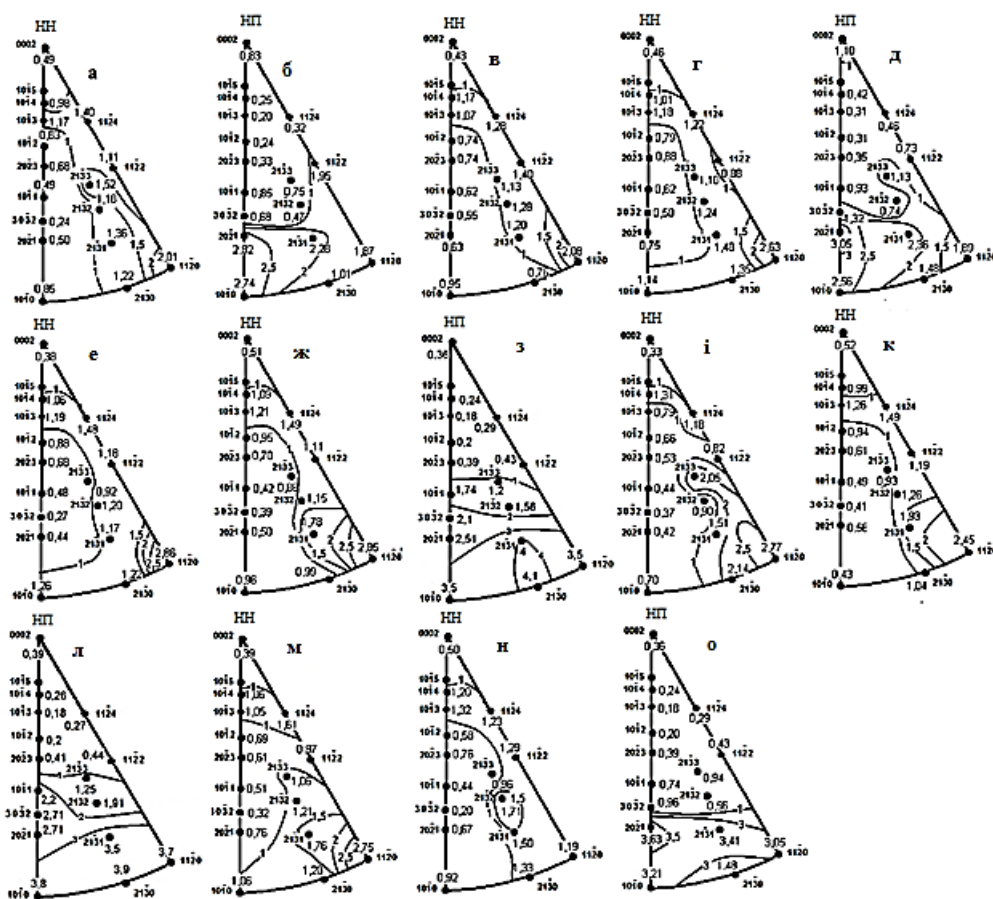


Рис. 3.1. Експериментальні ОПФ сплаву ZE10: (а, б) – вихідний лист; (в – д) – вигин 0,5 циклу; (е – з) – вигин 1 цикл; (і - л) - вигин 3 цикли; (м- о) - вигин 5 циклів; (г, ж, і, н) – розтягнута сторона листів; (в, д, з, м) - стислий бік листів.

Текстура вихідного зразка сплаву ZE10 (рис. 3.1, а, б) характеризується широким переважним розсіюванням нормалей до площини базису в ПН. Максимальний кут відхилення становив 90° . Проміжні максимуми відхилення гексагональної призми від ПН спостерігаються як у бік ПН на 40° , так і у бік НВ на 40° , на відміну від текстури, яка зазвичай формується у Mg, Ti та Zr.

Залежно кількості циклів ЗВ спостерігаються зміни у характері розсіювання текстури (рис. 3.1, в - н). Змінюються також значення полюсної щільності на ОПФ. Спостерігаються зміни у розподілі полюсної щільності на різних стадіях ЗВ. Це свідчать про протіканні деформаційних процесів ковзання і двійникування [11].

Аналіз розподілу полюсної щільності на ОПФ протилежних сторін листів після різного числа циклів ЗВ показав певні невідповідності (рис. 3.1, с, d; f, g; i, j; l, m). Зазначені невідповідності у розподілі полюсної щільності на ОПФ НН після різної кількості циклів ЗВ відображаються на величині параметрів текстури Кернса, розрахованих з ОПФ НН протилежних сторін листів після ЗВ. Причина такої невідповідності обумовлена тим, що при згинанні в один бік шари металу на опуклій стороні листа піддаються деформації розтягу. У той же час відповідні шари металу на увігнутій стороні листа деформуються шляхом стиснення. При зміні знаку вигину деформаційні процеси змінюються на протилежні. Подібні невідповідності у розподілі полюсної щільності на ОПФ зовнішньої та внутрішньої сторони смуг, отриманих після розрізу вздовж осі трубки зі сплаву Zr-2,5% Nb та випрямлення, були виявлені раніше у роботі [67].

Для знаходження текстурних параметрів Кернса ми використовували ОПФ на рис. 3.2. Параметри f_j , визначали за методикою, описаною в розділі 2.4. Значення A_i значення були взяті з [63]. Для розрахунку значення кутів за відомими формулами [68] потрібно знати відношення параметрів кристалічних ґрат досліджуваного сплаву. За даними для сплаву магнію $ZE10 = 1,622$. Аналогічний результат отримали також автори [69]

Параметри $f_{НН}$ та $f_{НВ}$ визначили з ОПФ НН та ОПФ НВ на рис. 3.1 за методикою, описаною в розділі 1.3. Третій параметр $f_{ПН}$ розраховували за співвідношенням (2.6).

Параметри текстури Кернса представлені у табл. 3.1.

Таблиця 3.1.

Параметри текстури Кернса сплаву магнію ZE10 у вихідному стані
та після різного числа циклів ЗВ

Число циклів, n	Параметри текстури Кернса				
	$f_{\text{HH}}^{(1)}$	$f_{\text{HH}}^{(2)}$	$f_{\text{HH}}^{(\text{cp})}$	f_{HB}	$f_{\text{ПН}}$
0	0.340	0.340	0.340	0.176	0.484
0.5	0.322	0.324	0.323	0.203	0.474
1.0	0.322	0.318	0.320	0.208	0.472
3.0	0.326	0.306	0.316	0.217	0.467
5.0	0.323	0.315	0.319	0.153	0.528

Для подальшого аналізу впливу знакозмінного вигину на властивості досліджуваного сплаву в напрямку НН ми використовували значення параметрів текстури Кернса, усереднені по обидва боки листів після відповідного числа циклів ЗВ.

Експериментальні значення модуля пружності E_{exp} , виміряні через кожні 15° в площині вальцювання листів досліджуваного сплаву, представлені в табл. 3.2. З табл. 3.2 видно, що має місце анізотропія модуля пружності. Величину анізотропії певної функції F можемо оцінити коефіцієнтом анізотропії η за співвідношенням

$$\eta = [(F_{\text{max}} - F_{\text{min}})/F_{\text{min}}] \cdot 100\% \quad (3.1)$$

Коефіцієнт анізотропії модуля пружності вихідного листа сплаву ZE10 склав 7,4 %. Після знакозмінного вигину величина η склала 7% після 0,5 і 1,0 циклів, та 5,9 та 5,4 %, відповідно після 3,0 та 5,0 циклів ЗВ, відповідно. Отже, знакозмінний вигин сприяє зменшенню анізотропії модуля пружності сплаву ZE10.

Аналіз показав, що існує сильна кореляція між усередненим за напрямком значенням модуля пружності E_{cp} та кількістю n циклів ЗВ. Відповідне рівняння регресії та коефіцієнт R^2 надійності апроксимації мають вигляд:

$$E_{\text{cp}} = 0,05n^2 - 0,38n + 43,96; R^2 = 0,95 \quad (3.2)$$

Таблиця 3.2.

Експериментальний модуль пружності E_{exp} після
знакозмінного вигину листів сплаву ZE10

Кут з НВ, град..	Модуль пружності E_{exp} , ГПа				
	Число циклів знакозмінного вигину, n				
	0	0.5	1.0	3.0	5.0
0	46,3	46,0	45,8	45,0	44,8
15	44,3	44,0	43,8	43,5	43,7
30	43,5	43,1	43,0	43,1	42,8
45	43,1	43,0	42,8	42,7	42,5
60	43,3	43,2	43,0	42,5	42,5
75	43,6	43,5	43,1	43,0	42,8
90	43,9	43,8	43,0	43,3	43,3
E_{cp}	44,0	43,8	43,5	43,3	43,2

Оцінимо величину модуля пружності досліджуваного металу у трьох напрямках листів: НВ, ПН та НН. Для цього використовуємо параметри текстури Кернса (табл. 3.1) та пружні константи монокристалу досліджуваного сплаву. Раніше у роботі [70] було знайдено значення пружної сталої S_{11} та комбінації пружних констант

$$a = S_{13} - S_{11} + 0,5 S_{44} \quad (3.3)$$

$$b = S_{11} + S_{33} - 2 S_{13} - S_{44} \quad (3.4)$$

Згідно до [70],

$$S_{11} = 2,287 \cdot 10^{-11} \text{ Па}^{-1}; a = -0,100 \cdot 10^{-11} \text{ Па}^{-1}; b = 0,128 \cdot 10^{-11} \text{ Па}^{-1} \quad (3.5)$$

Нескладні перетворення співвідношень (3.3) - (3.5) дозволило обчислити пружну сталу $S_{33} = 2,22 \cdot 10^{-11} \text{ Па}^{-1}$. У роботі [71] отримано співвідношення, що дозволяє виразити модуль пружності через індекси Міллера, відношення c/a та пружні стали гексагонального монокристалу:

$$E_{hkl} = \frac{\left[h^2 + \frac{(h+2k)^2}{3} + \left(\frac{a}{c} \right)^2 \right]^2}{\left[S_{11} \left(h^2 + \frac{(h+2k)^2}{3} \right)^2 + S_{33} \left(\frac{a}{c} \right)^4 + (S_{44} + 2S_{33}) \left(h^2 + \frac{(h+2k)^2}{3} \right) \left(\frac{a}{c} \right)^2 \right]} \quad (3.6)$$

В результаті підстановки відповідних величин у співвідношення (3.8) отримаємо, що

$$E(001) = E_c = \frac{1}{s_{33}} = 45,147 \text{ GPa}, \quad (3.7)$$

$$E(100) = E_a = \frac{1}{s_{11}} = 43,730 \text{ GPa}. \quad (3.8)$$

Тепер оцінімо величину модуля пружності листів досліджуваного сплаву в трьох напрямках листа E_{HH} , E_{HB} та $E_{\text{ПН}}$, за співвідношенням типу (2.5), використовуючи значення модуля пружності монокристалу вздовж і впоперек гексагональної осі сплаву ZE10 (3.7) і (3.8), а також відповідні параметри текстури Кернса. Результати розрахунків представлені у табл. 3.3.

Таблиця 3.3.

Експериментальні та розрахункові модулі пружності після знакозмінного вигину листів сплаву ZE10

Число циклів ЗВ, n	$E_{\text{HB}}^{\text{exp}}$, ГПа	$E_{\text{HB}}^{\text{calc}}$, ГПа	$\Delta E/E_{\text{exp}}$, %	$E_{\text{ПН}}^{\text{exp}}$, ГПа	$E_{\text{ПН}}^{\text{calc}}$, ГПа	$\Delta E/E_{\text{exp}}$, %	$E_{\text{HH}}^{\text{calc}} E_{\text{ND}}^{\text{calc}}$, ГПа
0	46,3	43,9	5,2	43,9	44,4	-1,1	44,2
0.5	46,0	44,0	4,3	43,8	44,4	-1,4	44,2
1.0	45,8	44,0	3,9	43,5	44,0	-1,1	44,2
3.0	45,0	44,1	2,0	43,3	44,4	-2,5	44,2
5.0	44,8	44,0	1,8	43,3	44,5	-2,8	44,2

Експериментальні значення модуля пружності для зручності порівняння також наведені в табл. 3.3. Видно, що максимальне відхилення розрахункових та експериментальних значень модуля пружності становило 5,2 %.

Експериментально виміряти модуль пружності у напрямку нормалі до площини вальцювання не вдалося через малу товщину листа (1 мм). Знайдена раніше у роботі [70] оцінювальна величина у вихідному листі сплаву ZE10 (до початку ЗВ) становила 43,8 GPa.

Значення E_{HH} , отримане в даній роботі (табл. 3.6), відхиляється від вищевказаної величини на 0,9 %.

Проаналізуємо зміни модуля пружності (табл. 3.3) у зв'язку з кристалографічної текстурою, представленої з допомогою коефіцієнтів текстури

Кернса (табл. 3.1). Аналіз показує, що між величинами модуля пружності, з одного боку, та вищезгаданими коефіцієнтами текстури Кернса, з іншого боку, простежуються сильний кореляційний зв'язок. Відповідні рівняння регресії та коефіцієнти надійності апроксимації представлені співвідношеннями

$$E_{\text{НВ}}^{\text{exp}} = -1514,6f_{\text{НВ}}^2 + 563,9f_{\text{НВ}} - 6,0; R^2 = 0,99 \quad (3.9)$$

$$E_{\text{ПН}}^{\text{exp}} = -846,2f_{\text{ПН}}^2 + 841,4f_{\text{НВ}} - 165,1; R^2 = 0,90 \quad (3.10)$$

3.2. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пошкоджувальність і механічні властивості листів сплаву магнію ZE10

Для опису макроскопічної поведінки матеріалу при деформації виявилася перспективною концепція накопичення пошкоджень у механіці суцільних середовищ. Для характеристики накопичення пошкоджень використовується так званий параметр пошкоджуваності ω , який був запропонований у [14-16], [72-74]. Параметр пошкоджуваності $0 \leq \omega \leq 1$ характеризує сукупність мікроструктурних змін в матеріалі, викликаних появою і накопиченням мікродофектів під дією робочих навантажень. Параметр пошкоджуваності інтерпретується як відносне зменшення ефективної несучої площі поперечного перерізу внаслідок накопичення пошкоджень. Деградація матеріалу викликана поступовим зменшенням ефективної площі, яка фактично несе навантаження при розтязі, і визначає опірність зразка розтягуванню

$$\omega = (S - S_0)/S_0 \quad (3.11)$$

де S_0 і S - площа поперечного перерізу неушкодженого зразка і поточна площа поперечного перерізу зразка, відповідно; $(S_0 - S)$ - площа, зайнята мікропорожнечами та микротрещинами.

При такій інтерпретації параметр пошкоджуваності може бути отриманий зі зміни модуля пружності. Відповідно до гіпотези еквівалентної деформації [72], параметр пошкоджуваності ω_1 може бути знайдений за співвідношенням

$$\omega_1 = (E - E_0)/E_0, \quad (3.12)$$

де E_0 і E модуль пружності неушкодженого зразка й поточне значення модуля, відповідно.

Якщо використовувати модель еквівалентної пружної енергії [73], то можна визначити ω_2 як тензор четвертого рангу

$$\omega_2 = 1 - (E/E_0), \quad (3.13)$$

Лише один компонент тензора в (3.13) відрізняється від нуля при одновісному розтягу [73]. Параметр пошкоджуваності ω може бути знайдений при одновісному розтягу зі зміни пружних характеристик, з огляду на представницький елемент об'єму ортотропної симетрії. Мається на увазі, що найбільш складна анізотропія, яка може бути представлена, є ортотропною. Навіть при високій щільності взаємодіючих тріщин, ефективні пружні властивості залишалися ортотропними з хорошою точністю, як показав Л. Качанов шляхом мікромеханічного аналізу [14]. Оцінка параметра пошкоджуваності на основі моделі еквівалентної деформації Леметра [72] дає більш високі значення параметра пошкодження в порівнянні з моделями, заснованими на моделі еквівалентної пружної енергії [73, 74] і які дають дуже схожі числові значення, як це було показано експериментально [75]. Тому оцінка параметра пошкоджуваності ω_2 за співвідношенням (3.13) є кращою в порівнянні з (3.12) при аналізі анізотропії пошкоджуваності листового матеріалу [75].

Кристалографічна текстура, яка формується в процесі пластичної деформації, також має істотний вплив на накопичення структурних дефектів і, відповідно, пошкоджень [76].

Однак відсутність достатнього фізичного обґрунтування моделей (кінетичних рівнянь) породжує неоднозначність в експериментальних оцінках параметра пошкоджуваності ω в залежності від способу його визначення для одного і того ж зразка досліджуваного матеріалу [75]. Тому зв'язок параметра пошкоджуваності зі зміною структурного стану і текстурою під дією зовнішніх впливів поки можна отримати тільки на основі відповідного кореляційного й регресійного аналізу.

Значення параметрів пошкоджуваності ω_1 і ω_2 , визначені за співвідношеннями (3.12) і (3.13) і даними табл. 3.3. Результати представлені в табл. 3.4 і 3.5.

Таблиця 3.4.

Параметри пошкоджуваності ω_1 після знакозмінного вигину листів сплаву ZE10

Кут з НВ, град.	$\omega_1 = 1 - E/E_0, \%$				
	Кількість циклів знакозмінного вигину, n				
	0	0,5	1,0	3,0	5,0
0	0	0,65	1,08	2,81	3,24
15		0,68	1,13	1,81	1,35
30		0,92	0,69	0,92	1,61
45		0,23	0,46	0,93	1,39
60		0,23	1,39	1,85	1,85
75		0,23	1,15	1,38	1,83
90		0,23	2,05	1,37	1,37
ω_1^{cp}	0	0,45	1,14	1,59	1,82

Таблиця 3.5

Параметри пошкоджуваності ω_2 після знакозмінного вигину листів сплаву ZE10

Кут з НВ, град.	$\omega_2 = 1 - (E/E_0)^{1/2}, \%$				
	Кількість циклів знакозмінного вигину, n				
	0	0,5	1,0	3,0	5,0
0	0	0,32	0,54	1,41	3,24
15		0,34	0,57	0,91	1,35
30		0,46	0,35	0,58	1,61
45		0,12	0,23	0,58	1,39
60		0,12	0,70	0,93	1,85
75		0,11	0,58	0,46	1,83
90		0,11	1,03	0,69	1,37
ω_2^{cp}	0	0,23	0,57	0,80	1,82

Як видно, має місце анізотропія параметрів пошкоджуваності. Максимальне значення коефіцієнтів анізотропії, визначених за співвідношенням (3.1), спостерігаються після 0,5 циклу ЗВ (303,7 % та 304,3 % для ω_1 і ω_2 , відповідно). Зі збільшенням кількості циклів ЗВ анізотропія параметрів пошкоджуваності зменшується. Мінімальна анізотропія параметрів пошкоджуваності (132,7 % та 133,8 % для ω_1 і ω_2 , відповідно) спостерігається після 5 циклів ЗВ.

Величини параметрів пошкоджуваності, усереднені за всіма напрямками листів, D_1^{cp} та D_2^{cp} , збільшується зі збільшенням кількості циклів ЗВ (табл. 3.4, 3.5). Аналіз показав, що має місце значущі кореляційні зв'язки між усередненими за напрямками листів досліджуваного сплаву значеннями параметрів пошкоджуваності ω_1^{cp} та ω_2^{cp} , з одного боку, й числом n циклів ЗВ, з іншого боку (табл. 3.4, 3.5). Відповідні рівняння регресії і коефіцієнти надійності апроксимації R^2 мають вид:

$$\omega_1^{\text{cp}} = -0,11n^2 + 0,87n - 0,10; R^2 = 0,95 \quad (3.14)$$

$$\omega_2^{\text{cp}} = -0,06n^2 + 0,44n - 0,05; R^2 = 0,95 \quad (3.15)$$

Експериментальні величини межі міцності σ_B , умовної межі плинності $\sigma_{0,2}$ та відносного подовження $\varepsilon = \Delta l/l$ для різних напрямків вихідного листа та листів після різної кількості циклів ЗВ досліджуваного сплаву представлено у табл. 3.6-3.8.

Таблиця 3.6.

Межа міцності σ_B після знакопеременного вигину листів сплаву ZE10

Кут з НВ, град.	Межа міцності σ_B , МПа				
	Число циклів ЗВ, n				
	0	0.5	1.0	3.0	5.0
0	246.0	250.0	252.0	256.0	250.0
45	231.0	219.0	219.0	221.0	229.0
90	216.0	221.0	225.0	234.0	214.0
σ_B^{cp}	232,2	230,0	232,0	237,0	234,0

Таблиця 3.7.

Межа плинності $\sigma_{0,2}$ після знакозмінного вигину листів сплаву ZE10

Кут з НВ, град.	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа				
	Число циклів ЗВ, n				
	0	0.5	1.0	3.0	5.0
0	174.0	174.0	102.0	89.0	173.0
45	132.0	99.0	88.0	100.0	89.0
90	91.0	88.0	89.0	91.0	96.0
$\sigma_{0,2}^{cp}$	132,5	120,3	93,0	95,0	98,0

Таблиця 3.8.

Відносне подовження $\varepsilon = \Delta l/l$ після знакозмінного вигину
листів сплаву ZE10

Кут з НВ, град.	Відносне подовження $\varepsilon = \Delta l/l$, %				
	Число циклів ЗВ, n				
	0	0.5	1.0	3.0	5.0
0	23.1	21.0	20.5	19.1	28.3
45	28.0	36.1	19.1	35.6	25.0
90	33.4	32.6	33.0	31.0	34.3
ε_{cp}	28,3	29,0	25,3	24,9	26,0

Спостерігається анізотропія межі міцності, умовної межі плинності та відносного подовження як у вихідних листах досліджуваного сплаву, так і в листах сплаву після знакозмінного вигину (табл. 3.7-3.9). Так для межі міцності (табл. 3.7) максимальне значення коефіцієнту анізотропії η , розрахований за співвідношенням (3.1), спостерігається у вихідному листі (13,9 %). Зі збільшенням кількості циклів ЗВ величина η зменшується, досягаючи мінімального значення 9,4 % після 3 циклів ЗВ. Після 5 циклів ЗВ коефіцієнт анізотропії трохи збільшився до 12,1 %.

Усереднена за всіма напрямками листа величина межі міцності росте від 231,2 МПа (у вихідному листі) до максимального значення 237,0 МПа (в листі після 3 циклів ЗВ), а після 5 циклів ЗВ декілька зменшується до 234 МПа (табл. 3.7).

Умовна межа плинності вихідного листа досліджуваного сплаву характеризується значної анізотропією (90%). У процесі знакозмінного вигину зі збільшенням кількості циклів анізотропія умовної межі плинності суттєво

зменшується до мінімального значення 12,4 % після 3 циклів ЗВ. Після 5 циклів ЗВ коефіцієнт анізотропії знов збільшився до 29,2 %. Величина умовної межі плинності, усереднена за всіма напрямками листів, зменшилася від 120 МПа у вихідному листі до 98 МПа зі збільшенням кількості циклів ЗВ від 0 до 5 (табл. 3.8).

Коефіцієнт анізотропії відносного подовження $\varepsilon = \Delta l / l$ досліджуваного сплаву, визначений за співвідношенням (3.3) зростає від 42,7 % у вихідному листі до своєї максимальної величини 90,5 % після 1 циклу ЗВ (71,9 %). Зі збільшенням кількості циклів ЗВ величина $\varepsilon = \Delta l / l$ зменшується до свого мінімуму 20,8 % після 5 циклів ЗВ. Величина $\varepsilon = \Delta l / l$, усереднена за всіма напрямками листів, має максимальне значення 29,0 % після 0,5 циклу знакозмінного вигину, досягаючи мінімального значення 24,9 % після 3 циклів ЗВ, а після 5 циклів ЗВ декілька збільшується до 26,0 % (табл. 3.9).

Аналіз показав, що між механічними характеристиками, з одного боку, та вищезгаданими коефіцієнтами текстури Кернса, з іншого боку, простежуються сильні кореляційні зв'язки. Відповідні рівняння регресії та коефіцієнти надійності апроксимації представлені співвідношеннями (3.16) - (3.21):

$$\sigma_{B(HP)}^{exp} = 4640,5f_{HB}^2 - 1584,7f_{HB} + 381,0; R^2 = 0,99 \quad (3.16)$$

$$\sigma_{B(PH)}^{exp} = 17176,0f_{PH}^2 - 17387,0f_{PH} + 4606,3; R^2 = 0,94 \quad (3.17)$$

$$\sigma_{0,2(HP)}^{exp} = -48102,0f_{HB}^2 + 16566,0f_{HB} - 1239,5; R^2 = 0,76 \quad (3.18)$$

$$\sigma_{0,2(PH)}^{exp} = 2047,1f_{PH}^2 + 1932,7f_{PH} + 545,8; R^2 = 0,84 \quad (3.19)$$

$$\varepsilon_{(HB)}^{exp} = 1437,3f_{HB}^2 - 664,0f_{HB} + 96,0; R^2 = 0,98 \quad (3.20)$$

$$\varepsilon_{(PH)}^{exp} = -1916,6f_{PH}^2 + 1952,8f_{PH} - 462,5; R^2 = 0,84 \quad (3.21)$$

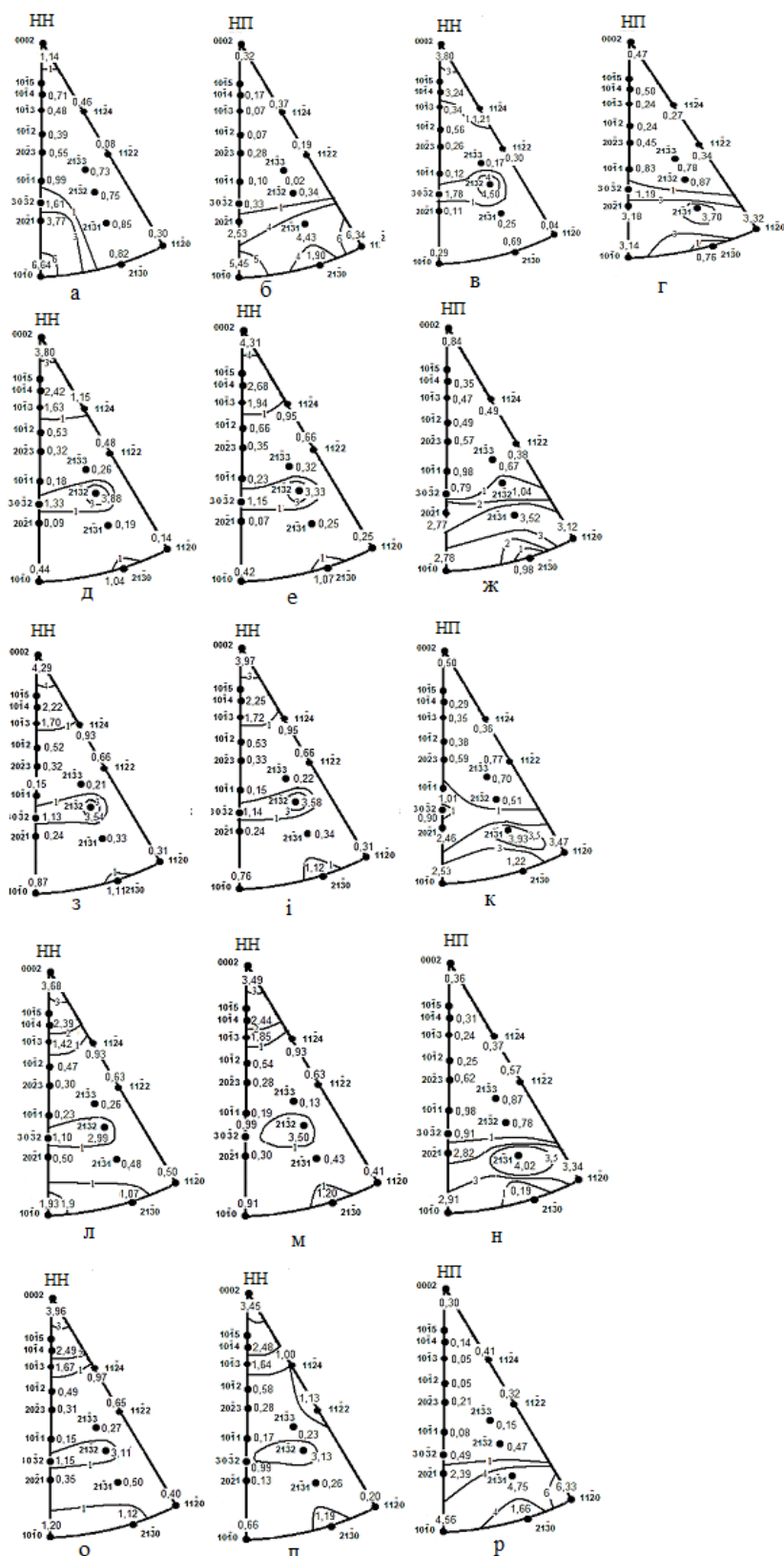
3.3. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пружні та механічні властивості сплаву Mg – 5 % Li (мас.) за текстурними параметрами Кернса

Експериментальне визначення певних характеристик полікристалічного зразка (пружність, або міцність) іноді буває достатньо складним, порою неможливим. Наприклад, при виникають відомі труднощі при вимірі механічних та пружних властивостей у напрямку перпендикулярному до площини тонкого листа, чи в напрямку, перпендикулярному осі екструзії, внаслідок обмеженої товщини зразка.

Опис текстури полікристалічного зразка з гексагональною структурою за допомогою параметрів Кернса в принципі дозволяє визначити фізико-механічні властивості металу, якщо відомі відповідні характеристики його монокристалу (пряма задача), а також вирішити зворотну задачу – визначити характеристики монокристалу за даними вимірів відповідних властивостей полікристалічного зразка. Нижче представлено вирішення прямої та зворотної задач для сплаву Mg-5% Li (мас.), за параметрами текстури Кернса та експериментальними значеннями відповідних властивостей полікристалічних зразків зазначеного сплаву магнію [77].

Обернені полюсні фігури досліджуваного сплаву представлені на рис. 3.2. Текстура листів досліджуваного сплаву після обробки № 1 характеризується наявністю відносно слабкого базисного компонента (полюсна щільність 1,14 на рис. 3.2, а) та дуже сильним компонентом $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (полюсна щільність 6,64 на рис. 3.2, а). При цьому на ОПФ НВ (рис. 3.2, б) спостерігається два сильних максимуму полюсної щільності поблизу полюса $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ величиною 5,45 та $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ величиною 6,34. Текстура може бути описана комбінацією слабкого базисного центрального типу та відхиленого на 90° у ПН базисного типу. При цьому з НВ такого листа збігаються, в основному (з розсіюванням), кристалографічні напрямки $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ та $\langle 11\bar{2}0 \rangle$.

На рис. 3.2 (в, г) представлено ОПФ НН та ОПФ НВ досліджуваного сплаву після обробки № 2.



3.2. Експериментальні обернені полюсні фігури сплаву Mg-5 % (мас.) Li: (а, б) – після обробки №1; (в, г) – після обробки № 2; після знакозмінного вигину на: 0,5 - (д – ж); 1 - (з - к); 3 - (л - н); 5 - (о - р) циклів; (д, і, м, п) - розтягнута сторона листів; (е, з, л, о) - стиснута сторона листів

Видно, що гексагональна вісь призми відхилена від НН до площини прокатки приблизно на $0-15^\circ$ і 70° у бік ПН (рис. 3.2, в, д, е, з, і). Текстура складається з комбінації базисного компонента з розсіянням до 15° у бік ПН та відносно сильного компонента $(21\bar{3}2)$. У чистому магнію при тих самих умовах формується текстура базисного центрального типу

Легування магнію літієм сприяє зміні співвідношення механізмів деформації, що впливає на текстуру. Легування магнію літієм сприяє зменшенню відношення осей c/a і цим активує небазисні механізми ковзання, зокрема, призматичного ковзання дислокацій особливо при підвищених температурах [78]. Формуванню компонентів текстури відхиленого в ПН базисного типу, ймовірно, сприяє активізація призматичного ковзання, а також двойникування (рис. 3.2).

Як видно з ОПФ НВ (рис. 3.2, 1, г, ж, к, н, р), з НВ переважно збігається кристалографічний напрямок $\langle 21\bar{3}1 \rangle$.

У той же час слід зазначити, що область підвищеної полюсної щільності на ОПФ НВ займає досить широку область між полюсами $\langle 30\bar{3}2 \rangle$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ та $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Тип і характер розсіювання текстури після знакозмінного вигину залежить від числа циклів знакозмінного вигину, як згадувалося вище. Більш докладний опис текстури та мікроструктури після ЗВ можна знайти у роботі [10].

Параметри текстури Кернса $f_{\text{НН}}$ та $f_{\text{НВ}}$ визначали з ОПФ НН та ОПФ НВ на рис. 3.2 за співвідношенням (3.1) (за методикою, описаною в розділі 1.2.2). При цьому значення A_i були взяті з [63]. Для розрахунку значення кутів α_i нахилу кристалографічних площин $[hkil]$ до площини базису $[0001]$ за відомими формулами [33] використовували відношення параметрів $c/a = 1,61$ кристалічної решітки досліджуваного сплаву Mg-5 % (мас.) Li, яке ми визначили експериментально. Третій параметр $f_{\text{ПН}}$ розраховували за співвідношенням (2.6). Параметри текстури Кернса представлені у табл. 3.9.

Спостерігаються невідповідності в розподілі полюсної щільності на полюсних фігурах НН протилежних сторін листів досліджуваного сплаву після відповідної кількості циклів поперемінного вигину, як видно на рис. 3.2 (д – м). Подібні

невідповідності ми також спостерігали при вивченні знакозмінного вигину сплаву магнію ZE10 (див. розділ 3.1).

Таблиця 3.9.

Параметри текстури Кернса сплаву Mg – 5 % Li (мас)

	Число циклів, n	Параметри текстури Кернса				
		$f_{\text{HH}}^{(1)}$	$f_{\text{HH}}^{(2)}$	$f_{\text{HH}}^{(\text{cp})}$	f_{HV}	f_{PH}
Після екструзії	-	0.239	0,239	0,239	0,114	0,647
Після ЗВ	0	0,390	0,390	0,390	0,393	0,217
	0,5	0,435	0,407	0,421	0,224	0,355
	1,0	0,409	0,388	0,399	0,188	0,391
	3,0	0,399	0,411	0,404	0,289	0,407
	5,0	0,417	0,411	0,414	0,144	0,442

Вищезазначені невідповідності в розподілі полюсної щільності на ОПФ НН протилежних сторін листів досліджуваного сплаву Mg-5 % (мас) Li після різної кількості циклів ЗВ, спостерігаються у величинах відповідних параметрів текстури Кернса (табл. 3.12). Для урахування зазначених невідповідностей ми визначили усереднені по обидва боки листів текстурні параметри Кернса $f_{\text{HH}}^{(\text{cp})}$ для подальшого аналізу властивостей листів після відповідного числа циклів ЗВ.

Тензорні властивості (наприклад, механічні напруження, або модулі пружності) можуть бути знайдені за співвідношенням (3.2), як показав Кернс [62].

Значення модуля пружності листів досліджуваного сплаву магнію, виміряні і розраховані в НН, НП і ПН за співвідношеннями типу (3.2), приведено в табл. 3.10. При розрахунках використовували значення констант пружності монокристалу сплаву Mg – 5 % (мас.) Li $S_{33} = 1.77 \cdot 10^{-11} \text{Pa}^{-1}$ та $S_{11} = 2.41 \cdot 10^{-11} \text{Pa}^{-1}$ визначених раніше у [50]. Так як $\frac{1}{S_{33}} = E_{0001} = E_c$, та $\frac{1}{S_{11}} = E_{10\bar{1}0} = E_a$, то маємо значення модуля пружності монокристала досліджуваного сплаву уздовж гексагональної осі c та уздовж осі a , відповідно

$$E_c = 56,5 \text{ ГПа}, \quad (3.24)$$

$$E_a = 41,5 \text{ ГПа}. \quad (3.25)$$

Розрахункові та експериментальні значення модуля пружності
листів сплаву Mg – 5 % (мас.) Li

	Число циклів, n	$E_{\text{HH}}^{\text{розрах.}}$, ГПа	$E_{\text{HH}}^{\text{експ.}}$, ГПа	$E_{\text{HH}}^{\text{розрах.}}$, ГПа	$E_{\text{HH}}^{\text{експ.}}$, ГПа	$\frac{\Delta E}{E}$, %	$E_{\text{HH}}^{\text{розрах.}}$, ГПа	$E_{\text{HH}}^{\text{експ.}}$, ГПа	$\frac{\Delta E}{E}$, %
Після екструзії	-	45,1	-	43,2	40,6	6,4	51,2	47,4	8,0
Після знако-змінного вигину	0	47,4	-	47,4	50,3	5,8	47,9	52,9	9,6
	0.5	47,8	-	44,9	48,2	6,9	46,8	49,6	5,6
	1.0	47,5	-	44,2	46,8	6,3	47,4	51,9	8,7
	3.0	47,6	-	44,3	44,2	0,3	47,6	46,2	3,0
	5.0	47,7	-	43,7	46,2	5,5	48,1	47,6	1,1

З табл. 3.10 видно, що розрахункові значення модуля пружності листів досліджуваного сплаву магнію, отримані з використанням відповідних вищезазначених даних його монокристалу, відрізняються від експериментальних величин не більше ніж на 10 %.

Тепер спробуємо вирішити зворотну задачу та розрахуємо модуль пружності монокристалу сплаву Mg – 5 % (мас) Li за даними модуля пружності листів сплаву, визначеними експериментально в напрямку вальцювання та поперечному напрямку (табл. 3.13). Для цього складемо систему двох лінійних рівнянь, користуючись співвідношеннями типу (2.3) для експериментальних значень модулів пружності в НВ та ПН, з двома невідомими $E_c^{\text{розрах}}$ та $E_a^{\text{розрах}}$ для кожного виду обробки листів досліджуваного сплаву магнію. Розрахунки показали, що усереднені значення модулів пружності монокристала ($E_c^{\text{розрах}}$, $E_a^{\text{розрах}}$) мають такі значення:

$$E_c^{\text{розрах}} = 53,8 \text{ ГПа}, \quad (3.26)$$

$$E_a^{\text{розрах}} = 44,6 \text{ ГПа}. \quad (3.27)$$

Розрахункові величини (3.26) і (3.27) відрізняються від відповідних значень (3.24) і (3.25) на 4,8 % і 7,5 %, відповідно.

Розрахунки за співвідношеннями типу (2.3) для меж міцності зразків, вирізаних у НВ та ПН, аналогічні проведеним вище для модуля пружності, показали, що усереднені значення меж міцності монокристала дослідженого сплаву магнію вздовж його осей c ($\sigma_{В\text{ розрах.}}^c$) та a ($\sigma_{В\text{ розрах.}}^a$) мають такі значення:

$$\sigma_{В\text{ розрах.}}^c = 184 \text{ МПа}, \quad (3.28)$$

$$\sigma_{В\text{ розрах.}}^a = 178 \text{ МПа}. \quad (3.29)$$

Аналогічні розрахунки за співвідношеннями типу (2.3) для меж плинності зразків, вирізаних у НВ та ПН, показали, що усереднені значення меж плинності монокристала дослідженого сплаву магнію вздовж його осей c ($\sigma_{0.2\text{ розрах.}}^c$) та a ($\sigma_{0.2\text{ розрах.}}^a$) мають такі значення:

$$\sigma_{0.2\text{ розрах.}}^c = 122 \text{ МПа}, \quad (3.30)$$

$$\sigma_{0.2\text{ розрах.}}^a = 118 \text{ МПа}. \quad (3.31)$$

У табл. 3.14, 3.15 представлені експериментальні $\sigma_{В\text{ експ.}}^{НВ}$, $\sigma_{В\text{ експ.}}^{ПН}$, $\sigma_{0.2\text{ експ.}}^{НВ}$, $\sigma_{0.2\text{ експ.}}^{ПН}$ та розрахункові $\sigma_{В\text{ розрах.}}^{НВ}$, $\sigma_{В\text{ розрах.}}^{ПН}$, $\sigma_{0.2\text{ розрах.}}^{НВ}$, $\sigma_{0.2\text{ розрах.}}^{ПН}$ значення меж міцності та плинності листів досліджуваного сплаву магнію. Розрахункові величини були отримані після того, як були розраховані відповідні величини для монокристалу досліджуваного сплаву, користуючись співвідношеннями типу (3.2) для експериментальних значень меж міцності та плинності у НВ та ПН (табл. 3.11, 3.12).

Таблиця 3.11.

Експериментальні та розрахункові величини меж міцності сплаву Mg-5 % Li

	Число циклів, n	$\sigma_{В\text{ експ.}}^{НВ}$ ГПа	$\sigma_{В\text{ розрах.}}^{НВ}$ ГПа	$\frac{\Delta\sigma_{НВ}^{НВ}}{\sigma_{В\text{ експ.}}^{НВ}}, \%$	$\sigma_{В\text{ експ.}}^{ПН}$ ГПа	$\sigma_{В\text{ розрах.}}^{ПН}$ ГПа	$\frac{\Delta\sigma_{ПН}^{ПН}}{\sigma_{В\text{ експ.}}^{ПН}}, \%$
Після екструзії	-	176	178	-1.1	165	178	7.9
Після знако- змінного вигину	0	180	179	0.6	184	195	6.0
	0.5	179	179	0	183	168	-8.2
	1.0	178	179	-0.6	182	171	-6.0
	3.0	179	179	0	180	176	-2.2
	5.0	178	178	0	179	178	-0.6

Таблиця 3.12

Експериментальні та розрахункові величини межі плинності сплаву Mg-5 % Li

	Число циклів , n	$\sigma_{0.2}^{HB}$ експ. ГПа	$\sigma_{0.2}^{HB}$ розрах. , ГПа	$\frac{\Delta\sigma_{HB}}{\sigma_{0.2}^{HB} \text{ експ.}}$, %	$\sigma_{0.2}^{ПН}$ експ. , ГПа	$\sigma_{0.2}^{ПН}$ розрах. , ГПа	$\frac{\Delta\sigma_{ПН}}{\sigma_{0.2}^{ПН} \text{ експ.}}$, %
Після екструзії	-	117	119	1.7	114	121	6.1
Після знако- змінног о вигину	0	120	120	0	123	119	-3.3
	0.5	119	119	0	122	120	-1.6
	1.0	118	119	0.8	121	120	-0.8
	3.0	119	119	0	120	120	0
	5.0	118	119	0.8	117	120	2.6

Як видно з табл. 3.11, 3.12, розрахункові величини відхиляються від експериментальних не більше ніж на 8,1 % та 6,1 % для меж міцності та плинності, відповідно

Висновки до розділу 3

1. Встановлено вплив виду обробки (екструзія з подальшим вальцюванням у поєднанні з відпалом та зміною напрямку вальцювання після кожного проходу (вихідний лист) та подальший знакозмінний вигин на 0,5; 1; 3 та 5 циклів), а також текстури на модуль пружності, параметри пошкоджуваності D , механічні властивості при одновісних випробуваннях на розтяг (межу міцності σ_B , умовну межу плинності $\sigma_{0.2}$ та відносне подовження $\Delta\ell/\ell$) сплаву магнію ZE10 з цинком, цирконієм і РЗМ.

2. Показано, що має місце анізотропія модуля пружності, параметрів пошкоджуваності, межі міцності, умовної межі плинності та відносного подовження, як у вихідному листі сплаву ZE10, так і після знакозмінного вигину. Анізотропія досліджених характеристик зменшується зі збільшенням кількості циклів ЗВ.

3. Проведено оцінку модуля пружності в трьох взаємно перпендикулярних напрямках листів сплаву магнію ZE10 як у вихідному стані, так і після їх знакозмінного вигину за параметри текстури Кернса, визначеними з обернених полюсних фігур, та пружними сталими монокристалу, й показано, що максимальне відхилення розрахункових та експериментальних величин не перевищує 5,2 %.

4. Показано, що між величинами модуля пружності, механічними характеристиками та характеристиками пошкоджуваності сплаву магнію ZE10 з одного боку, та відповідними параметрами текстури Кернса, з іншого боку, має місце сильні кореляційні зв'язки за квадратичними рівняннями регресії з коефіцієнтами надійності апроксимації 0,76 – 0,99.

5. Визначено з обернених полюсних фігур напрямку нормалі до площини листів и напрямку вальцювання параметри текстури Кернса для сплаву магнію з літєм Mg-5 % Li (мас.) після різних видів обробки: 1) екструзії при 350°C через прямокутну матрицю, 2) вальцювання зі зміною його напрямку на 90° та проміжного відпалу при 350°C після кожного проходу, 3) після подальшого знакозмінного вигину на 0,5; 1; 3 і 5 циклів.

6. Показано, що значення модуля пружності листів сплаву після вищезазначених видів обробки, розраховані за допомогою параметрів текстури Кернса та констант пружності монокристалу сплаву Mg-5 % Li (мас.), відрізняються від експериментальних не більше ніж на 10 %.

7. Вирішено обернену задачу визначення констант пружності монокристалу сплаву Mg 5 % Li (мас.) за параметрами текстури Кернса та експериментальними значеннями модуля пружності полікристалічних листів сплаву у напрямку вальцювання та поперечному напрямку після вищезазначених видів обробки та встановлено, що усереднені значення модулів пружності монокристалу сплаву Mg-5 % Li (мас.) мають такі значення $E_c = 56,5$ ГПа; $E_a = 41,5$ ГПа і відрізняються від приведених у [8] не більше ніж 4,8 % і 7,5 %, відповідно.

8. Визначено межі міцності та плинності монокристалу сплаву Mg-5 % Li (мас.) вздовж його осей c ($\sigma_{0.2}^c$ розрах.) та a ($\sigma_{0.2}^a$ розрах.) за параметрами текстури Кернса та експериментальними значеннями відповідних механічних властивостей

у напрямку вальцювання та поперечному напрямку після вищезазначених видів обробки полікристалічних листів сплаву.

9. Показано, що результати розрахунків меж міцності та плинності листів сплаву Mg-5 % Li (мас.) у напрямку вальцювання та поперечному напрямку після різних вищезазначених видів обробки з використанням знайдених значень меж міцності та плинності монокристалу сплаву відрізняються від отриманих нами експериментальних величин не більше ніж на 8,1 % та 6,1 % для меж міцності та плинності, відповідно

РОЗДІЛ 4.

ВПЛИВ ВИДУ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТЕКСТУРУ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ СПЛАВІВ ТИТАНУ

4.1. Огляд попередніх досліджень

Широке застосування титану і його сплавів в авіації і ракетній техніці обумовлено його відносно низькою густиною при високій питомій міцності. Гексагональна кристалічна структура зерен полікристалічного титану сприяє розвитку анізотропії напівфабрикатів внаслідок формування кристалографічної текстури в процесі обробки (вальцювання, знакозмінний вигин, гвинтова екструзія, тощо).

Вивченню впливу знакозмінного вигину при правці титанових листів присвячено обмежена кількість робіт. Так в [79] в процесі знакозмінного вигину листів з титану виявлено періодична зміна текстури від $\{11\bar{2}4\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ до орієнтування $\{10\bar{1}4\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ і назад, кількості і типів двійників деформації в мікроструктурі, формуванні базисних компонентів текстури. Показано, що основні зміни механічних властивостей і структури відбуваються в процесі перших трьох - п'яти циклів ЗВ. Встановлено лінійні кореляційні зв'язки між усередненими величинами полюсної щільності $P_{11\bar{2}4}$ як найбільш інтенсивного компонента текстури на обернених полюсних фігурах (ОПФ) напрямку нормалі (НН) до площини вальцювання досліджених листів титану, з одного боку, і усередненими за напрямками значеннями $\sigma_{0,2}$ і σ_B , з іншого боку, з коефіцієнтами надійності апроксимації 0,83 і 0,88, відповідно. У [80] вивчено вплив ЗВ і кристалографічної текстури на анізотропію параметра пошкоджуваності ω промислових титанових листів після знакозмінного вигину при наступних випробуваннях на одноосьовий розтяг. Оцінювались пошкодження, викликані напругою межі плинності й межі міцності. Показано, що параметр пошкоджуваності збільшується зі зростанням кількості циклів знакозмінного вигину. Виявлено кореляції анізотропії параметра пошкоджуваності та механічних характеристик із сумарною величиною полюсної

щільності, що перевищує одиницю на обернених полюсних фігурах напрямку нормалі (ОПФ НН) до площини листів.

Проте більш об'єктивно описують текстуру матеріалів з гексагональної структурою параметри текстури Кернса [81]. Крім того, такі параметри текстури дозволяють оцінити величину фізико-механічних властивостей (наприклад, пружних) полікристалічного матеріалу з гексагональною структурою за відомими характеристиками відповідного монокристалу, як це було показано вище.

4.2. Оцінка впливу виду деформації й текстури на пружні, механічні властивості та пошкоджуваність листів сплаву титану марки 1 (Titanium Grade 1) за параметрами текстури Кернса

Нижче представлені результати визначення параметрів текстури Кернса й оцінка на їх основі модуля пружності, механічних властивостей при випробуваннях на одноосовий розтяг (межа міцності, умовна межа плинності), а також параметри пошкоджуваності листів комерційного титану марки 1 (СТ-Grade 1), як в стані поставки після вальцювання та відпалу при 840° С (вихідний лист), так і листів після знакозмінного вигину (ЗВ) у кількості 0,5; 1, 3 і 5 циклів [82]

Експериментальні ОПФ досліджуваного титану представлені на рис. 4.1. У вихідному листі (рис. 4.1 а, б), сформувалася текстура, що представляє собою комбінацію текстури рекристалізації подвійного відхиленого у ПН базисного типу $\{11\bar{2}4\}\{11\bar{2}0\}$ з розсіюванням до $\{10\bar{1}4\}\{10\bar{1}0\}$, яка раніше була описана, зокрема, у [79, 80], і двійників відпалу. Видно, що всі досліджені листи титану мають текстуру подвійного базисного відхиленого в ПН типу. Однак кут відхилення і полюсна щільність змінюються в залежності від кількості циклів ЗВ (рис. 4.1). Спостерігаються зміни в характері розсіювання текстури (рис. 4.1, в - н). Змінюються також і значення полюсної щільності на ОПФ.

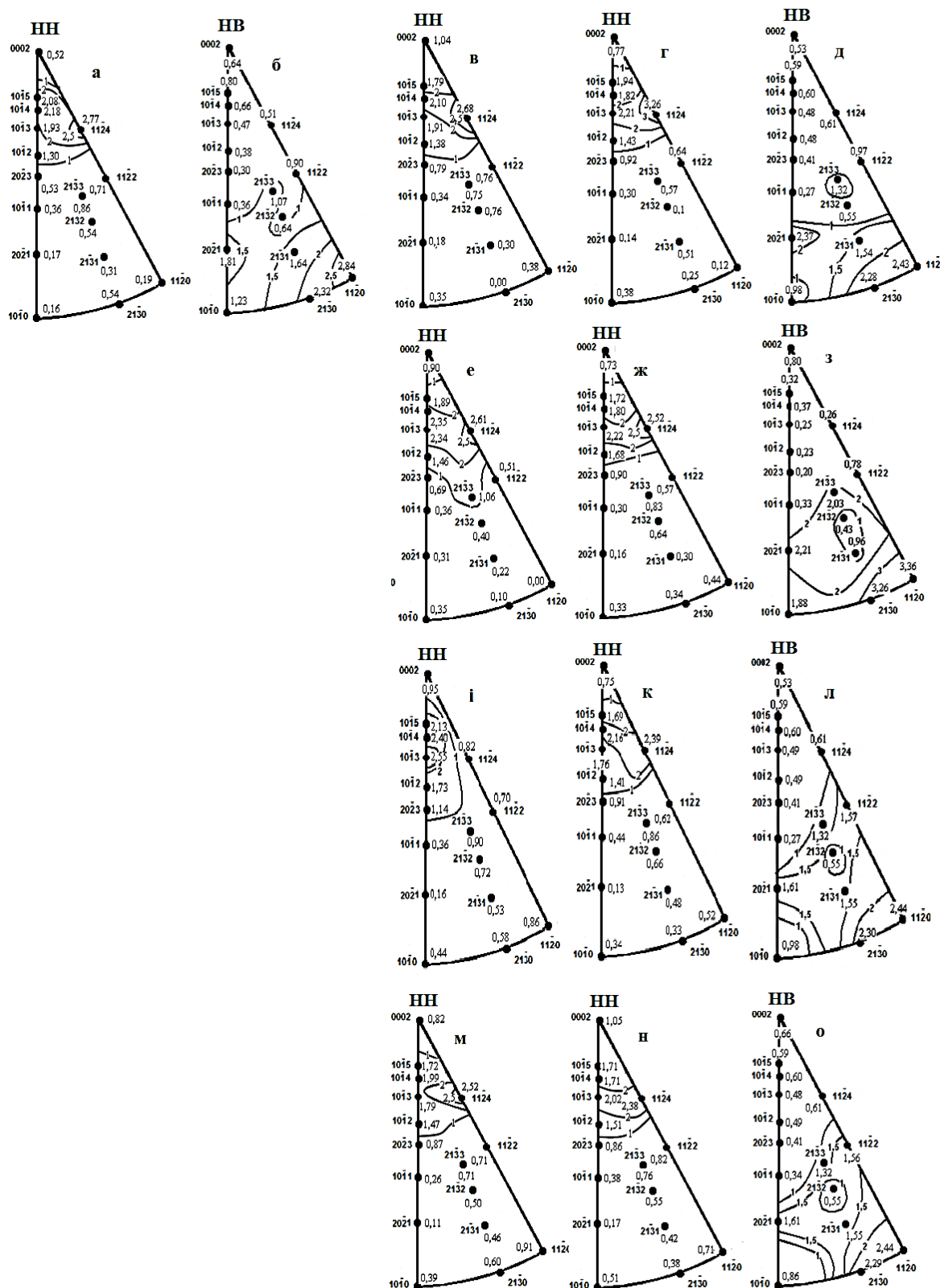


Рис. 4.1. Експериментальні обернені полюсні фігури титану (Ti Grade 1): (а, б) – вихідний лист; листи після знакозмінного вигину на 0,5 (в - д); 1 - (е-з); 3 - (і - л); 5 - (м - о) циклів; (в, е, і, м) - розтягнута сторона листів; (г, ж, к, н) - стиснута сторона листів

Для кількісної оцінки текстури досліджуваного титану скористуємось параметрами текстури Кернса. Аналіз розподілу полюсної щільності на ОПФ протилежних сторін листів після різного числа циклів ЗВ показав певні невідповідності (рис. 4.1, в, г; е, ж; і, к; м, н) як це ми спостерігали на ОПФ НН після знакозмінного вигину зразків сплавів магнію (див. розділи 3.1 і 3.3.).

Зазначені невідповідності в розподілі полюсної щільності на НН ОПФ після різного числа циклів ЗВ відбиваються на величині параметрів текстури Кернса, розрахованих з НН ОПФ протилежних сторін листів після ЗВ. Як зазначалось вище, причина такої невідповідності обумовлена тим, що при вигині в одну сторону шари металу на опуклій стороні листа піддаються деформації розтягом.

У той же час відповідні шари металу на увігнутій стороні листа деформуються шляхом стиснення. При зміні знаку вигину деформаційні процеси змінюються на протилежні.

Для подальшого аналізу впливу знакозмінного вигину на властивості досліджуваного сплаву в напрямку НН ми використовували значення параметрів текстури Кернса $f_{\text{НН}}$, усереднені по обидва боки листів $f_{\text{НН}}^{(\text{cp})}$) після відповідного числа циклів ЗВ.

Параметри текстури Кернса, розраховані з НН ОПФ ($f_{\text{НН}}$) і НВ ОПФ ($f_{\text{НВ}}$) з даних рис. 4.1, а також розраховані за співвідношенням (3.2), наведені в табл. 4.1.

Таблиця 4.1.

Параметри текстури Кернса листів титану марки 1

Число циклов, n	Параметри текстури Кернса				
	$f_{\text{НН}}^{(1)}$	$f_{\text{НН}}^{(2)}$	$f_{\text{НН}}^{(\text{cp})}$	$f_{\text{НВ}}$	$f_{\text{ПН}}$
0	0,593	0,593	0,593	0,236	0,171
0,5	0,549	0,573	0,561	0,240	0,474
1,0	0,573	0,541	0,557	0,249	0,194
3,0	0,512	0,523	0,518	0,248	0,234
5,0	0,528	0,522	0,525	0,248	0,227

Значення модуля пружності листів досліджуваного титану, виміряні і розраховані в НН, НП і ПН по співвідношенням типу (2.3), представлені в табл. 4.2.

Таблиця 4.2.

Розрахункові і експериментальні значення модуля пружності листів
досліджуваного титану марки 1

Число циклів ЗВ	$E_{\text{НН}}^{\text{розрах.}}$, ГПа	$E_{\text{НН}}^{\text{експ.}}$, ГПа	$E_{\text{НВ}}^{\text{розрах.}}$, ГПа	$E_{\text{НВ}}^{\text{експ.}}$, ГПа	$\Delta E / E_{\text{експ.}}$, %	$E_{\text{ПН}}^{\text{розрах.}}$, ГПа	$E_{\text{ПН}}^{\text{експ.}}$, ГПа	$\Delta E / E_{\text{експ.}}$, %
0	117,4	-	106,3	107,6	1,1	104,3	104,8	-0,5
0.5	116,0	-	106,4	107,4	0,9	105,1	104,0	-1,1
1.0	116,0	-	106,7	106,4	-0,3	105,0	103,6	-1,7
3.0	115,1	-	106,7	106,0	-0,7	106,3	102,5	-3,7
5.0	115,3	-	106,7	105,4	-1,2	106,1	103,0	-3,0

При розрахунках використовували значення пружного модуля монокристалу титану, близького за хімічним складом до досліджуваному нами, взяті з роботи [83] уздовж гексагональної осі c ($E_c = 130$ ГПа) і уздовж осі a ($E_a = 99$ ГПа).

З табл. 4.2 видно, що максимальне відхилення розрахункових і експериментальних значень модуля пружності не перевищує 5%. Виміряти модуль пружності в НН не вдалося внаслідок малої товщини листів (1 мм). Аналіз експериментальних значень модуля пружності листів показує, що зі збільшенням числа циклів ЗВ величина модуля пружності зменшується. Це обумовлено накопиченням мікроскопічних пошкоджень з ростом ступеня деформації (числа циклів ЗВ), що призводить до зменшення ефективної площі поперечного перерізу зразків і зростання коефіцієнта пошкоджуваності відповідно до співвідношень (3.13) - (3.15).

Результати оцінки параметрів пошкоджуваності на основі гіпотези еквівалентної деформації [72] за співвідношенням (3.14), і на основі моделі еквівалентної пружної енергії [73, 74] за співвідношенням (3.15) представлені в табл. 4.3. Як видно (табл. 4.3), величина ω_1 і ω_2 у ПН в процесі ЗВ більше, ніж їх значення в НВ листів. Крім того, з ростом числа циклів ЗВ до 5 величини ω_1 і ω_2 зразків досліджуваного титану в НП збільшуються, в той час як значення ω_1 і ω_2 у ПН листів збільшуються з ростом числа циклів ЗВ до 3, а після 5 циклів ЗВ зменшуються.

Таблиця 4.3.

Залежність коефіцієнта пошкоджуваності ω від числа циклів ЗВ титану марки 1

Кількість циклів ЗВ	$\omega_1 = 1 - E/E_0, \%$ НВ	$\omega_2 = 1 - (E/E_0)^{1/2}, \%$ НВ	$\omega_1 = 1 - E/E_0, \%$ ПН	$\omega_2 = 1 - (E/E_0)^{1/2}, \%$ ПН
0	0	0	0	0
0,5	0,19	0,09	0,76	0,38
1,0	1,12	0,56	1,15	0,57
3,0	1,49	0,75	2,19	1,10
5,0	2,04	1,03	1,72	0,86

Оцінимо межі міцності σ_B і плинності $\sigma_{0,2}$ листів досліджуваного титану за даними для монокристала. З цією метою оцінимо спочатку величини меж міцності і плинності монокристалу досліджуваного титану вздовж осі c (відповідно σ_B^c і $\sigma_{0,2}^c$) й уздовж осі a (σ_B^a і $\sigma_{0,2}^a$). У літературі такі дані відсутні. Однак їх можна знайти, використовуючи дані по твердості з результатів наноіндентування. Ці результати значно відрізняються в залежності від чистоти титану. Так, для титану високої чистоти (йодидний титан, НР Ti, СР Ti (grade 1)) мінімальне значення твердості було виявлено при наноіндентування площині базису [84, 85]. У той же час в титані меншої чистоти, як, наприклад, в комерційному титані СР Ti (grade 2) базисна площина найтвердіша [86-88]. В роботі [85] представлено експериментальні результати вимірювання твердості за Віккерсом (H_V) уздовж гексагональної осі ($H_V^c = 1770$ МПа) і поперек неї ($H_V^a = 1220$ МПа) в монокристалах чистого титану, близького за хімічним складом до досліджуваного нами в даній роботі. Оцінку величин відповідних меж міцності σ_B і плинності $\sigma_{0,2}$ проведемо за емпіричними співвідношеннями [86], які мають вигляд:

$$\sigma_B = \frac{H_V}{2,9} \cdot (1 - n) \cdot \left[\frac{12,5 \cdot n}{1 - n} \right]^n, \quad (4.1)$$

$$\sigma_{0,2} = \frac{H_V}{3} \cdot (0,1)^n, \quad (4.2)$$

де n - параметр зміцнення, рівний для титану 0,11 за даними роботи [86].

Використовуючи співвідношення (4.1) і (4.2), а також значення $H_V^c = 1770$ МПа і $H_V^a = 1220$ МПа, отримуємо

$$\sigma_B^c = 374 \text{ МПа}, \sigma_{0,2}^c = 315 \text{ МПа}, \quad (4.3)$$

$$\sigma_B^a = 356 \text{ МПа}, \sigma_{0,2}^a = 329 \text{ МПа}. \quad (4.4)$$

Для оцінки меж міцності досліджуваного титану скористаємося співвідношеннями, аналогічними (2.3):

$$\sigma_B^{HH} = f_{HH} \cdot \sigma_B^c + (1 - f_{HH}) \cdot \sigma_B^a, \quad (4.5)$$

$$\sigma_B^{PH} = f_{PH} \cdot \sigma_B^c + (1 - f_{PH}) \cdot \sigma_B^a, \quad (4.6)$$

$$\sigma_B^{HP} = f_{HP} \cdot \sigma_B^c + (1 - f_{HP}) \cdot \sigma_B^a. \quad (4.7)$$

Аналогічно для меж плинності отримуємо

$$\sigma_{0,2}^{HH} = f_{HH} \cdot \sigma_{0,2}^c + (1 - f_{HH}) \cdot \sigma_{0,2}^a, \quad (4.8)$$

$$\sigma_{0,2}^{PH} = f_{PH} \cdot \sigma_{0,2}^c + (1 - f_{PH}) \cdot \sigma_{0,2}^a, \quad (4.9)$$

$$\sigma_{0,2}^{HP} = f_{HP} \cdot \sigma_{0,2}^c + (1 - f_{HP}) \cdot \sigma_{0,2}^a. \quad (4.10)$$

Результати розрахунків і вимірювань меж міцності представлені в табл. 4.3.

Таблиця 4.4.

Межі міцності σ_B , виміряні та розраховані з використанням параметрів текстури Кернса (табл. 4.1) і значень σ_B^c і σ_B^a монокристала титану за співвідношеннями (4.3), (4.4)

Число циклів ЗВ	σ_B^{HH} расч, МПа	σ_B^{HH} експ, МПа	σ_B^{HP} расч, МПа	σ_B^{HP} експ, МПа	$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{\text{експ.}}}$, %	σ_B^{PH} расч, МПа	σ_B^{PH} експ, МПа	$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{\text{експ.}}}$, %
0	380,3	-	386,0	365,0	5,8	387,0	365,0	6,0
0,5	380,8	-	385,9	372,0	3,7	386,6	380,0	1,7
1,0	380,9	-	385,8	365,0	5,7	386,7	382,0	1,2
3,0	381,5	-	385,8	375,0	2,9	386,0	391,0	-1,3
5,0	381,4	-	385,8	370,0	4,3	386,2	385,0	0,3

Результати розрахунків і вимірювань меж плинності представлені в табл. 4.5.

Таблиця 4.5.

Межі плинності $\sigma_{0,2}$, виміряні та розраховані з використанням параметрів текстури Кернса (табл. 4.1) і значень $\sigma_{0,2}^c$ і $\sigma_{0,2}^a$ монокристала титану за співвідношеннями (4.3), (4.4)

Число циклі в ЗВ	$\sigma_{0,2}^{НН}$ розр, МПа	$\sigma_{0,2}^{НН}$ експ, МПа	$\sigma_{0,2}^{НВ}$ розр, МПа	$\sigma_{0,2}^{НВ}$ експ, МПа	$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{експ.}}$, %	$\sigma_{0,2}^{ПН}$ розр, МПа	$\sigma_{0,2}^{ПН}$ експ, МПа	$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{експ.}}$, %
0	320,0	-	325,7	300,0	8,6	326,5	305,0	7,1
0,5	321,3	-	325,6	297,0	9,6	326,2	300,0	8,7
1,0	321,3	-	325,5	300,0	8,5	326,2	310,0	5,2
3,0	321,9	-	325,5	310,0	5,0	325,7	336,0	-3,1
5,0	321,8	-	325,5	320,0	1,7	325,8	340,0	-4,2

Як видно з табл. 4.4, 4.5, максимальне відхилення величин меж міцності і плинності, виміряних в НН і ПН і розрахованих за допомогою параметрів текстури Кернса листів досліджуваного титану, не перевищують 10%. Виміряти вищезгадані характеристики міцності в НН листів досліджуваного титану не представляється можливим внаслідок їх малої товщини (1 мм).

4.3. Вплив гвинтової екструзії та відпалу на текстуру і властивості титану марки ВТ1-0 за параметрами текстури Кернса

Важливим резервом підвищення відповідних властивостей металевих матеріалів і, зокрема, титану та його сплавів є створення деформаційної субмікрокристалічної структури у виробах з них. Така структура дозволяє значно збільшити властивості міцності, не погіршуючи пластичність металу. Формування об'ємної субмікрокристалічної деформаційної структури (СМК) металу відбувається під дією інтенсивної пластичної деформації (ІПД). На практиці використовують різні технології ІПД [18]. Одним із таких методів є гвинтова екструзія (ГЕ). Формування текстури титану у процесі ГЕ досліджували у роботах [90, 91]. У цих і ряді інших робіт показано, що формування текстури в процесі ГЕ може бути обумовлене не тільки дією базисного, призматичного, пірамідального

ковзання і двійникування, але і вихровим рухом фрагментів зерен, що подрібнюються, подібного до турбулентної течії рідини.

Особливість течії металу в процесі ІПД визначає і ряд особливостей утворення текстури порівняно з добре вивченими методами обробки тиском. При цьому наявні на сьогоднішній день результати досліджень у цій галузі часто є суперечливими. Це ускладнює конструкторам і технологам вирішувати прикладне завдання оцінки надійності міцності виробів з матеріалів у СМК стані та проектування заготовок для них.

Так, на думку авторів [92] особливості формування текстури у процесі інтенсивної пластичної деформації у металів із ГПУ ґратами вивчені недостатньо. Ними було вивчено вплив швидкості та температури деформації на текстуру технічно чистого титану та показано, що при обраній схемі деформації базова площина (0001) утворює кут 45° до осі стиснення. У роботі [93] автори показали, що сформована вальцюванням текстура технічно чистого титану значно впливає на особливості його пластичного деформування та, відповідно, анізотропію деформації.

Вплив ІПД на кристалографічну текстуру чистого титану було досліджено у роботі [94]. Встановлено, що у процесі інтенсивної деформації та наступного вальцювання формується значна анізотропія механічних властивостей. На думку авторів, крім впливу кристалографічної текстури, утвореної у процесі деформації, значний внесок у анізотропію властивостей робить також орієнтована деформаційна субструктура. У роботі [95] встановлено, що механізми пластичної деформації та кристалографічна текстура титану залежать від величини деформації. Метод обробки також значно впливає на характер текстури, зокрема текстура титану при рівноканальній кутовій екструзії мала характерні особливості для кожного маршруту обробки [96]. Однак зв'язок параметрів текстури з пружними та механічними характеристиками сплаву титану ВТ1-0 після гвинтової екструзії досліджено недостатньо. Також наявні публікації з формування текстури титану ВТ1-0 методом гвинтової екструзії засновані на спрощених методиках [91], що не дозволяє достовірно оцінити процеси, які протікають у матеріалі при ІПД.

Нижче представлені встановлені нами закономірності формування текстури в процесі гвинтової екструзії та її впливу на пружні та механічні характеристики у зразках титану марки VT1-0 після ІПД і додаткової термічної обробки [96].

Титан марки VT1-0 за хімічним складом приблизно відповідає сплаву Titanium Grade2 (табл. 4.5).

Таблиця 4.6.

Хімічний склад технічно чистого титану, мас.%

VT1-0 (GOST 19807-91)						
C	Si	N	Fe	O	H	Ti
<0.07	<0.1	<0.04	<0.25	<0.2	<0.2	Rest
Titanium Grade2						
C	H	O	N	Fe	Ti	
<0.08	<0.015	<0.25	<0.03	<0.30	Rest	

На рис. 4.2 представлені отримані нами обернені полюсні фігури зразків напрямку осі екструзії (ОПФ ОЕ) та напрямку перпендикулярного до напрямку осі екструзії, тобто поперечного напрямку (ОПФ ПН) після 5 проходів ГЕ та після відпалу при температурах 200, 250, 300, 350 и 400°C (див. розділ 2.1).

Полюсна густина на ОПФ НЕ (рис. 4.2, а) зразка після екструзії представлена двома максимумами. Один максимум 2,67 спостерігається у полюсі $\langle 11\bar{2}4 \rangle$. Область розсіювання обмежена полюсами $\langle 0002 \rangle$, $\langle 10\bar{1}4 \rangle$ і $\langle 11\bar{2}4 \rangle$. Другий максимум 2,42 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Він має ширшу область розсіювання. Ця область охоплює полюси $\langle 20\bar{2}1 \rangle$, $\langle 30\bar{3}2 \rangle$, $\langle 10\bar{1}1 \rangle$, $\langle 20\bar{2}3 \rangle$, $\langle 21\bar{3}3 \rangle$, $\langle 21\bar{3}1 \rangle$, і $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Таким чином, після п'яти проходів ГЕ гексагональні осі частини кристалів відхиляються від НЕ на кути $0 \sim 38,5^\circ$. Гексагональні осі іншої частини кристалів відхилені від напрямку осі екструзії на кути в області $50,75^\circ - 90^\circ$.

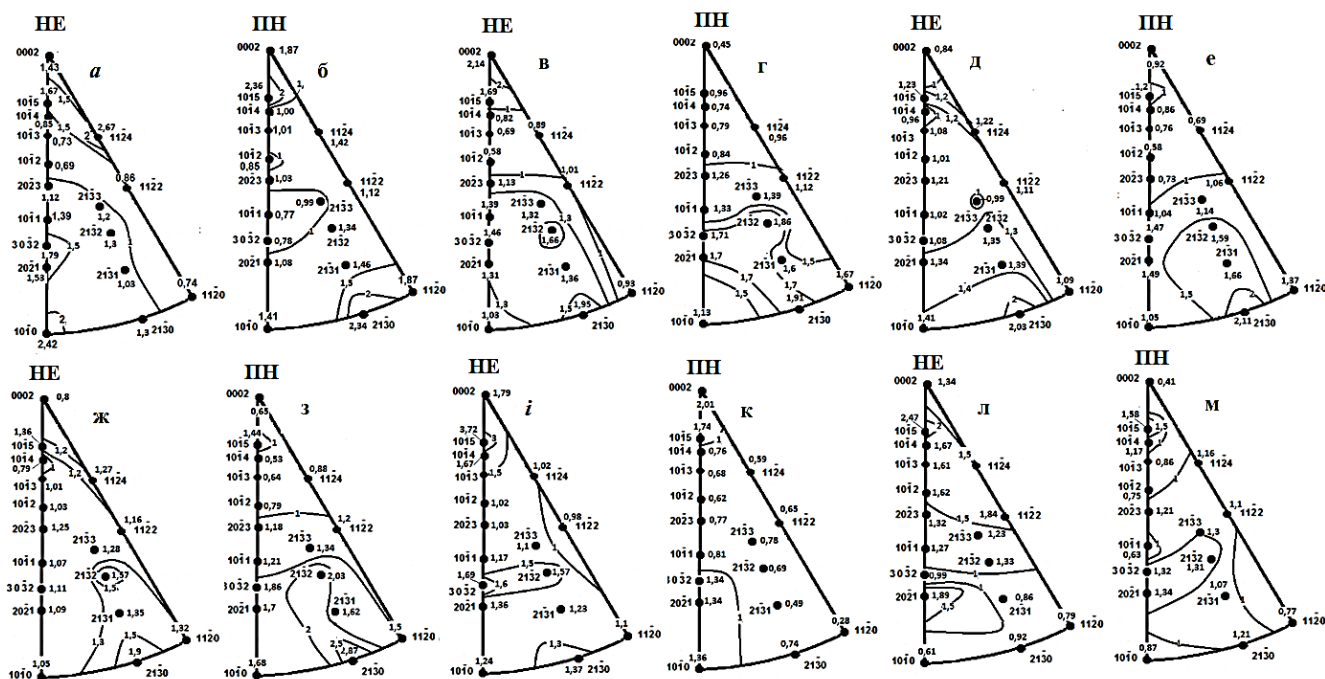


Рис. 4.2. Обернені полюсні фігури зразків сплаву титану BT1-0 після 5 проходів гвинтової екструзії (а, б) і після відпалу при температурах 200 (в, г), 250 (д, е), 300 (ж, з), 350 (і, к) і 400°C (л, м), відповідно

Полюсна густина на ОПФ ПН (рис. 4.2, б) характеризується також двома максимумами полюсної густини з широкими областями розсіювання, які перекриваються між собою. Один максимум 2,36 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$. Другий максимум 2,34 спостерігається у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ з широкою областю розсіювання. Загалом розподіл полюсної щільності на ОПФ ПН після п'яти проходів ГЕ нагадує віялоподібний розкид орієнтацій кристалів, на що вказувалося в більш ранній роботі з дослідження кристалографічної текстури у сплаві BT1-0 після ГЕ [89]. Це може свідчити про те, що у формування текстури в процесі ГЕ поряд з кристалографічними механізмами (базисним, призматичним і пірамідальним ковзанням та двійникуванням) робить певний внесок вихровий характер переміщення кристалітів у процесі їх подрібнення. Подібний рух нагадує турбулентний рух рідини при її турбулентній течії [97, 98].

Відпал після ГЕ зразка BT1-0 при 200°C в цілому сприяє зменшенню величини полюсної щільності на ОПФ (рис. 4.2, в, г). Розподіл полюсної густини на ОПФ НЕ характеризується трьома максимумами. Один, 2,14, як би перемістився з полюса

$\langle 11\bar{2}4 \rangle$, де він був після ГЕ, в полюс $\langle 0002 \rangle$. Другий локальний максимум спостерігається в полюсі $\langle 21\bar{3}2 \rangle$, а третій, як і після ВЕ, розташований у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Таким чином, після відпалу при 200°C гексагональні осі певної частини кристалів збігаються з віссю екструзії (НЕ). В іншій частині кристалів гексагональні осі відхиляються від осі екструзії на кути $\sim 70 - 90^\circ$.

Розподіл полюсної щільності на ОПФ ПН екструдованого зразка після відпалу при 200°C характеризується єдиним максимумом 1,91 у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ з широкою областю розсіювання, обмеженою полюсами $\langle 20\bar{2}3 \rangle$, $\langle 11\bar{2}2 \rangle$, $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Таким чином, гексагональні осі кристалів відхиляються від ПН (перпендикулярної напрямку осі екструзії НЕ) на кути $\sim 50 - 90^\circ$.

Збільшення температури відпалу до 250°C сприяє перерозподілу полюсної густини на ОПФ (рис. 4.2, д, е). При цьому на ОПФ НЕ (рис. 4.2, д) спостерігаються два максимуми полюсної густини. Перший максимум як би «розмазаний» від полюса $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ з інтенсивністю 1,23 до полюса $\langle 11\bar{2}4 \rangle$ з інтенсивністю 1,22. Другий максимум полюсної густини 2,08 спостерігається в полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Причому область розсіювання полюсної густини займає практично весь стереографічний трикутник.

На ОПФ ПН (рис. 4.2, е) спостерігається два максимуми полюсної густини. Один у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ має значення 1,2 та незначну область розсіювання. Таким чином, гексагональні осі частини кристалів відхиляються від ПН на кути $\sim 20^\circ$. Другий, сильніший максимум, величиною 2,11 розташований у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Широка область розсіювання обмежена орієнтуваннями $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, $\langle 11\bar{2}2 \rangle$ і $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Таким чином, гексагональна вісь іншої частини кристалів відхилена від ПН на кути в інтервалі від ~ 50 до 90° .

Після відпалу при температурі 300°C розподіл полюсної щільності на ОПФ НЕ (рис. 4.2, ж) аналогічний її картині після відпалу при 250°C . Однак максимальне значення полюсної густини в полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ зросло до величини 1,36, у полюсі $\langle 11\bar{2}4 \rangle$ збільшилося до 1,27, а в полюсі $\langle 11\bar{2}2 \rangle$ зросло до 1,16. При цьому величина полюсної густини в полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ дещо зменшилася до 1,9. Спостерігається ще

один локальний максимум 1,57 у полюсі $\langle 21\bar{3}2 \rangle$. При цьому, як і раніше, область розсіювання займає весь стереографічний трикутник.

Після відпалу при 300°C розподіл полюсної щільності на полюсній фігурі ОПФ ПН (рис. 4.2, з) практично таке саме, що й після відпалу при 250°C. Однак, при цьому спостерігається збільшення полюсної густини в полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ до значення 1,44, а в полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$ - до величини 2,87 з деяким збільшенням області розсіювання.

На ОПФ НЕ (рис. 4.2, і) після відпалу 350°C екструдованого зразка спостерігається три максимуми полюсної густини. Перший максимум величиною 3,72 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$. Другий максимум 1,69 спостерігається в полюсі $\langle 30\bar{3}2 \rangle$, а третій максимум 1,37 розташований у полюсі $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Область розсіювання полюсної густини вищезгаданих трьох максимумів займає практично весь стереографічний трикутник, як і після попередніх розглянутих випадків.

Відпал при 350°C призвів до перерозподілу полюсної густини на ОПФ ПН (рис. 4.2, к). Спостерігається два максимуми полюсної густини. Один величиною 2,01, розташований у полюсі $\langle 0002 \rangle$ з областю розсіювання, обмеженою лінією, що проходить на відстані від 20° від полюса між полюсами $\langle 10\bar{1}5 \rangle$ і $\langle 10\bar{1}4 \rangle$. Другий максимум полюсної густини 1,36 розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ і обмежений лінією, що проходить на кутовій відстані $\sim 25^\circ$ вздовж сторони $\langle 0002 \rangle - \langle 10\bar{1}0 \rangle$ і $\sim 10^\circ$ вздовж сторони $\langle 10\bar{1}0 \rangle - \langle 11\bar{2}0 \rangle$ стереографічного трикутника.

Після відпалу при 400°C розподіл полюсної густини на ОПФ НЕ характеризується двома максимумами (рис. 4.2, л). Перший максимум має значення 2,47 і розташований у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$, що віддаляється від полюса $\langle 0002 \rangle$ на кут $\sim 30^\circ$. Широка область розсіювання обмежена лінією, що проходить поблизу полюсів $\langle 30\bar{3}2 \rangle$, $\langle 21\bar{3}2 \rangle$ віддалених від полюса $\langle 0002 \rangle$ на кути ~ 70 і $67,6^\circ$, відповідно. Другий максимум полюсної густини величиною 1,89 розташований у полюсі $\langle 20\bar{2}1 \rangle$, що віддаляється від полюса $\langle 0002 \rangle$ на кут $\sim 74,8^\circ$ з незначною областю розсіювання. Таким чином, у певної частини кристалів гексагональні осі відхиляються від напрямку осі екструзії НЕ на кут $\sim 30^\circ$ з розсіюванням до $\sim 70^\circ$.

Гексагональні осі іншої частини кристалів відхиляються від напрямку екструзії (HE) на кут $\sim 74,8^\circ$.

Розподіл полюсної щільності на ОПФ ПН (рис. 4.2, м) після відпалу при 400°C характеризується двома максимумами. Перший максимум величиною 1,58 спостерігається у полюсі $\langle 10\bar{1}5 \rangle$. Розсіювання займає область у межах $\pm 4,5^\circ$. Таким чином, гексагональні осі частини кристалів відхиляються від поперечного напрямку (ПН) на кут 20° . Другий максимум величиною 1,34 розташований у полюсі $\langle 20\bar{2}1 \rangle$. Отже, в іншій частині кристалів гексагональні осі відхиляються від поперечного напрямку ПН на кут $74,8^\circ$. Область розсіювання досить широка і обмежена полюсами $\langle 20\bar{2}3 \rangle$, $\langle 11\bar{2}4 \rangle$, $\langle 11\bar{2}2 \rangle$, $\langle 21\bar{3}0 \rangle$. Загалом розподіл полюсної густини на ОПФ нагадує віялоподібний розкид орієнтацій кристалів.

При відпалі, як відомо, здійснюються процеси повернення та рекристалізації металів [99]. Повернення відбувається за порівняно низьких температур (нижче $0,3T_{\text{пл}}$ [99]). На першій стадії повернення істотних структурних змін не відбувається, проте при цьому зменшуються залишкові напруження і збільшується пластичність. На другій стадії повернення (полігонізація) у межах кожного кристала утворюються нові малокутові межі. В результаті кристал розбивається на субзерна (полігони). Однак полігонізація у чистих металах спостерігається після незначної деформації [99].

За більш високих температурах відпалу відбувається процес рекристалізації – процес зародження та зростання, нових не спотворених зерен. Бочвар А.А. встановив [100], що абсолютна температура рекристалізації $T_{\text{рекр.}}$ чистих металів приблизно становить 0,4 від температури плавлення $T_{\text{пл.}}$, тобто

$$T_{\text{рекр.}} \approx 0,4T_{\text{пл.}} \quad (4.11)$$

Таким чином, розрахункова температура початку рекристалізації для чистого титану становить приблизно 500°C . Проте зменшення чистоти металу, і навіть збільшення ступеня деформації сприяє зменшенню температури рекристалізації [99].

Дані з температури рекристалізації титану після ПД відрізняються. Наприклад, у роботі [101] досліджували вплив відпалу на структуру комерційного

титану марки CP Grade 2 (аналог BT1-0) після ІПД за методом гідравлічної екструзії за три проходи із сумарною справжньою відносною пластичною деформацією 2,75. Було показано, що температура початку процесу повернення знизилася від $\sim 480^{\circ}\text{C}$ у вихідному матеріалі до $\sim 280^{\circ}\text{C}$ після гідравлічної екструзії (тобто на 70%). Температура початку рекристалізації знизилася з 660°C до 570°C (тобто, відповідно, на 15 %).

Для порівняння з іншими літературними даними можна згадати результати [102], отримані за допомогою диференціальної скануючої калориметрії (ДСК) у титані, обробленому ЕСАР. Аналіз ДСК показав, що після 3 проходів температура початку процесу повернення знизилася з 440°C після одного проходів методом рівноканального кутового пресування (РККП) до 310° , тобто на 40%. Порівнюючи цей результат з отриманим у попередній роботі [103], видно, що ІПД за допомогою ГЕ ефективніше впливає на зниження температури початку процесів повернення та рекристалізації.

Раніше повідомлялося, що температура початку рекристалізації в титані CP-Ti grade 2 склала 527°C після 8 проходів РККП [104].

У роботі [105] досліджували термічну стабільність структури титану марки BT1-0 після ІПД методом гвинтової екструзії. Тиск пресування становив 2400 МПа, протитиск 200 МПа, температура 350°C . Кількість проходів при ГЕ становила 5. Було показано, що в процесі відпалу в інтервалі температур $300\text{--}350^{\circ}\text{C}$ відбуваються процеси повернення, а вже після відпалу при 385°C спостерігалася поява перших дифракційних рефлексів, що свідчило про початок формування перших рекристалізованих зерен, і відповідно, початку рекристалізації.

Оскільки ІПД наших зразків сплаву BT1-0 здійснювалася за методом ГЕ, як і у вищезгаданій роботі, можна припустити, що в процесі відпалу наших зразків спостерігаються аналогічні явища при відповідних температурах.

У процесі відпалу в інтервалі температур $200\text{--}250^{\circ}\text{C}$, ймовірно, у процесі полігонізації текстура зазнала незначних змін. Зміни текстури після відпалу в інтервалі в інтервалі температур $300\text{--}400^{\circ}\text{C}$ пов'язані з перебігом рекристалізації.

Для більш об'єктивної кількісної оцінки текстури, її впливу на об'ємні фізико-механічні властивості ми використали коефіцієнти текстури Кернса [62, 66] напрямку екструзії f_{HE} , поперечного напрямку f_{PH} , а також третього – радіального напрямку f_{RH} , отриманого за співвідношенням (3.1).

Параметри текстури Кернса, розраховані з ОПФ HE (f_{HE}) та ОПФ PH (f_{PH}) на рис. 4.2, а також розраховані за співвідношенням (3.1) наведені в табл. 4.6.

З табл. 4.7 видно, що після відпалу при 250°C коефіцієнти текстури Кернса найбільш близькі до значення 0,333, що відповідає безтектурному стану металу. Експериментальне визначення властивостей пружності та міцності в поздовжньому напрямку (в напрямку осі GE) сплаву титану BT1-0 після 5 проходів GE раніше було проведено в роботі [105]. Внаслідок досить малого поперечного перерізу заготовки (18 × 28) мм вимірювання вищезгаданих властивостей у поперечному напрямку після GE є утрудненим.

Таблиця 4.7.

Параметри текстури Кернса після 5 проходів гвинтової екструзії та подальшого відпалу сплаву титану BT1-0

Температура відпалу, °C	f_{HE}	f_{PH}	f_{RH}
після 5-ти проходів GE	0,488	0,471	0,041
200	0,406	0,363	0,231
250	0,391	0,334	0,275
300	0,407	0,376	0,217
350	0,578	0,325	0,097
400	0,565	0,393	0,042

Оцінімо значення модуля Юнга досліджуваного сплаву титану BT1-0 після п'яти проходів деформації гвинтовою екструзією та подальшого відпалу в напрямку осі екструзії та у поперечному напрямку за співвідношенням типу (3.2), використовуючи коефіцієнти текстури Кернса (табл. 4.7) та значення відповідних властивостей монокристалів (табл. 4.8). У табл. 4.8 представлені результати вимірювання різними авторами пружних модулів монокристалів комерційного

титану аналогічного за хімічним складом досліджуваному сплаву ВТ1-0. Як видно з табл. 4.8, експериментальні результати пружних властивостей монокристалів, опубліковані різними авторами, відрізняються.

Таблиця 4.8.

Пружні властивості монокристалу титану

Пружні властивості монокристалу титану		
E_c , ГПа	E_a , ГПа	Литература
143	122	[106]
130	97	[107]
146	103	[108]
146	104	[109]
$E_c^{cp} \approx 141$	$E_a^{cp} \approx 107$	

Тому для подальших розрахунків скористаємось усередненими значеннями модулів пружності монокристалу титану. Для оцінки величин модуля пружності наших зразків у напрямку осі екструзії (НЕ) та у поперечному напрямку (ПН) скористаємося середніми значеннями в табл. 4.8 і розрахуємо модуль пружності за співвідношеннями:

$$E_{HE} = f_{HE} \cdot E_c^{cp} + (1 - f_{HE}) \cdot E_a^{cp} \quad (4.12)$$

$$E_{PH} = f_{PH} \cdot E_c^{cp} + (1 - f_{PH}) \cdot E_a^{cp} \quad (4.13)$$

$$E_{PH} = f_{PH} \cdot E_c^{cp} + (1 - f_{PH}) \cdot E_a^{cp} \quad (4.14)$$

Результати розрахунків представлені у табл. 4.9. Коефіцієнт анізотропії η властивостей F оцінювали за співвідношенням (3.3). З табл. 4.9 видно, що зі збільшенням температури відпалу коефіцієнт анізотропії η зменшується. Після відпалу при 250°C коефіцієнт анізотропії модуля пружності приймає мінімальне значення 3,35 %. При подальшому збільшенні температури відпалу коефіцієнт анізотропії модуля пружності зростає і після відпалу при 400°C приймає максимальне значення 16,42 %. Зростання коефіцієнта анізотропії після відпалу при температурах більше 250°C, ймовірно, пов'язане з перебігом процесів рекристалізації та обумовленими ними змінами в текстурі зразків.

Таблиця 4.9.

Модулі пружності сплаву титану ВТ1-0,

розраховані за текстурних параметрами Кернса (табл. 4.7) та пружних модулів монокристалу (табл. 4.8)

Модулі пружності сплаву титану BT1-0, розраховані за текстурних параметрами Кернса та пружних модулів монокристалу				
Температура відпалу, °C	E_{HE} , ГПа	E_{PH} , ГПа	E_{RH} , ГПа	η , %
після 5-ти проходів ГЕ	123,6	123,0	108,4	14,0
200	120,8	119,3	114,0	5,96
250	120,3	118,4	116,4	3,35
300	120,8	119,8	114,4	5,59
350	126,7	118,1	110,3	14,87
400	126,2	120,4	108,4	16,42

Експериментальне значення модуля пружності у напрямку осі екструзії (HE) сплаву титану BT1-0 після 5 проходів ГЕ за даними роботи [105] склало $E_{HE}^{exp} = 113,0$ ГПа. Ця величина приблизно на 9,4% менша від отриманого нами оціненого значення $E_{HE}^{calc.} = 123,6$ ГПа (табл. 4.9). Причина такої розбіжності може бути обумовлена тим, що результат у роботі [105] був отриманий шляхом одновісного пружно-пластичного розтягу до рівня пластичної деформації $\varepsilon = 0,007$ з наступним розвантаженням і знову навантаженням. При такому способі деформування у матеріалі можуть утворитися мікродефекти (наприклад, вакансії, міжвузельні атоми, можливо, мікропори). Накопичення мікродефектів зменшує ефективну несучу навантаження площу перерізу зразка, що призводить до зменшення модуля пружності [72].

Оцінимо межі міцності та плинності досліджуваного сплаву титану BT1-0 після гвинтової екструзії та відпалу за даними для монокристалу. З цією метою оцінимо спочатку величини меж міцності та плинності монокристалу сплаву BT1 -0 вздовж осі c (відповідно σ_B^c і $\sigma_{0,2}^c$) і вздовж осі a (σ_B^a і $\sigma_{0,2}^a$). У літературі такі дані відсутні. Однак їх можна визначити, використовуючи дані з твердості за результатами наноіндентування. Ці результати значно різняться залежно від чистоти титану. Так, для титану високої чистоти (йодидний титан, HP Ti, CP Ti-grade 1) мінімальне значення твердості виявили при наноіндентуванні площини базису [84, 110]. У той

самий час у титані меншої чистоти (як, наприклад, у досліджуваному нами сплаві BT1-0 чи CP Ti-grade 2) базова площина найтвердіша [86, 87, 111]. У табл. 4.10 представлені результати вимірювання твердості при наноіндентуванні вздовж осі c (H_V^c) і вздовж осі a (H_V^a), отримані різними авторами монокристалів титану технічної чистоти, аналогічного BT1-0.

Таблиця 4.10.

Твердість монокристалів титану

H_V^c , ГПа	H_V^a , ГПа	Література
2,73	1,34	[112]
1,0	0,75	[86]
1,6	1,0	[87]
$H_{Vcp}^c = 1,78$	$H_{Vcp}^a = 1,03$	

Як видно з табл. 4.9, результати наноіндентування, отримані різними авторами, відрізняються. Тому для подальших розрахунків скористаємося відповідними усередненими значеннями H_{Vcp}^c та H_{Vcp}^a монокристалу титану. Оцінку величин відповідних меж міцності σ_B^c і σ_B^a проведемо за емпіричними співвідношеннями [112], які з урахуванням вимірювання в МПа та незначних перетворень мають вигляд:

$$H_V \approx 2,89\sigma_B \quad (4.15)$$

$$H_V \approx 3,33\sigma_{0,2}, \quad (4.16)$$

де H_V – твердість за Віккерсом.

Використовуючи співвідношення (4.15) і (4.16) та значення H_{Vcp}^c і H_{Vcp}^a з табл. 4.9, отримаємо

$$\sigma_B^c = 615 \text{ МПа}; \sigma_{0,2}^c = 534 \text{ МПа} \quad (4.17)$$

$$\sigma_B^a = 356 \text{ МПа}; \sigma_{0,2}^a = 309 \text{ МПа}. \quad (4.18)$$

Для оцінки меж міцності досліджуваного сплаву BT1-0 після 5 проходів ВЕ та відпалу скористаємося співвідношеннями, аналогічними (4.12) - (4.14):

$$\sigma_B^{HE} = f_{HE} \cdot \sigma_B^c + (1 - f_{HE}) \cdot \sigma_B^a \quad (4.20)$$

$$\sigma_B^{PH} = f_{PH} \cdot \sigma_B^c + (1 - f_{PH}) \cdot \sigma_B^a \quad (4.21)$$

$$\sigma_B^{PH} = f_{PH} \cdot \sigma_B^c + (1 - f_{PH}) \cdot \sigma_B^a \quad (4.22)$$

Аналогічно для меж плинності, отримаємо:

$$\sigma_{0,2}^{\text{HE}} = f_{\text{HE}} \cdot \sigma_{0,2}^c + (1 - f_{\text{HE}}) \cdot \sigma_{0,2}^a \quad (4.23)$$

$$\sigma_{0,2}^{\text{ПН}} = f_{\text{ПН}} \cdot \sigma_{0,2}^c + (1 - f_{\text{ПН}}) \cdot \sigma_{0,2}^a \quad (4.24)$$

$$\sigma_{0,2}^{\text{РН}} = f_{\text{РН}} \cdot \sigma_{0,2}^c + (1 - f_{\text{РН}}) \cdot \sigma_{0,2}^a \quad (4.25)$$

Результати розрахунків представлені у табл. 4.11.

Таблиця 4.11.

Межі міцності σ_B та плинності $\sigma_{0,2}$ сплаву титану BT1-0, розраховані з використанням параметрів текстури Кернса (табл. 4.7) та відповідними значеннями монокристалу титану (4.17), (4.18)

Температура відпалу, °C	σ_B^{HE} , МПа	$\sigma_{0,2}^{\text{HE}}$, МПа	$\sigma_B^{\text{ПН}}$, МПа	$\sigma_{0,2}^{\text{ПН}}$, МПа	$\sigma_B^{\text{РН}}$, МПа	$\sigma_{0,2}^{\text{РН}}$, МПа	η_{σ_B} , %	$\eta_{\sigma_{0,2}}$, %
-	482	419	478	415	367	319	32,0	32,0
200	461	400	450	391	416	361	11,0	11,0
250	457	397	443	384	427	371	7,0	7,0
300	462	401	454	394	412	358	12,0	12,0
350	506	439	440	382	381	331	33,0	33,0
400	502	436	458	397	367	319	37,0	37,0

З табл. 4.11 видно, що має місце анізотропія механічних характеристик. При цьому межі міцності σ_B та плинності $\sigma_{0,2}$ мають максимальне значення вздовж напрямку осі екструзії. Показники анізотропії (η) характеристик σ_B та $\sigma_{0,2}$ набувають мінімальних значень після відпалу при 250°C. Зростання коефіцієнтів анізотропії після відпалу при 250°C, ймовірно, обумовлено змінами в текстурі зразків у процесі рекристалізації.

У роботі [105] значення меж міцності та плинності, отримані при одновісному розтязі вздовж напрямку екструзії сплаву титану BT1-0 після 5 проходів ГЕ ($\Lambda = 5,77$) склали $\sigma_B^{\text{HE}} = 475$ МПа, а $\sigma_{0,2}^{\text{HE}} = 412$ МПа. Отримані нами відповідні оціночні величини досліджуваних зразків (табл. 4.10) приблизно на 1,5 % і 1,7 %, відповідно, перевищують експериментальні дані, представлені в [106].

Результати вимірювань мікротвердості досліджуваних зразків Ti при навантаженні 5Н і часі навантаження 10 с, а також середньоквадратичні відхилення (СКВ) представлені в табл. 4.12.

Мікротвердість H_μ сплаву BT1-0 після 5 проходів ГЕ та відпалу

Температура відпалу, °C	H_μ^{HE} , МПа	СКВ, МПа	H_μ^{PH} , МПа	СКВ, МПа	H_μ^{PH} , МПа	СКВ, МПа
-	2310	240	2150	90	1830	10
200	2110	40	2100	15	1820	170
250	1910	100	1890	50	1790	90
300	1850	110	1750	80	1670	140
350	1820	130	1660	20	1610	90
400	1780	120	1620	90	1510	60

Видно (табл. 4.12), що відношення мікротвердості до межі міцності та плинності при випробуваннях на розтяг у сплаві титану BT1-0 після ГЕ не підпорядковуються емпіричним співвідношенням (4.15) та (4.16), справедливим для тих матеріалів, які мають звичайну, а не субмікрокристалічну (СМК) структуру.

У роботах [112, 113] проаналізовано співвідношення твердості та меж плинності та міцності при розтязі, а також форми відбитків індентора при визначенні твердості для різних матеріалів [113]. Автори [113] класифікували геометрію відбитків при індентуванні на три типи:

а) "стягування" (форма відбитка нагадує квадрат, сторони якого стягуються, згинаючись до центру);

б) «нагромадження» (навколо відбитка утворюється опуклість, обумовлена зміцненням поблизу відбитка);

в) «тріщина» (навколо відбитка виникає локальне розтріскування).

Автори [113] показали, що в матеріалах, які при індентуванні показують відбитки типу а) (матеріали не зі СМК структурою) одна третина твердості знаходиться в діапазоні від межі плинності до межі міцності при розтязі.

У матеріалів з формою відбитка при індентуванні типу б) (матеріали з СМК структурою) відношення твердості до межі міцності відрізняється від 3. Залежно від ступеня зміцнення навколо відбитка це відношення може бути як менше, так і більше 3. Останнє спостерігається при порівнянні даних табл. 4.11 та 4.12.

Твердість матеріалів з морфологією відбитка від індентора типу В) (крихкі матеріали) пов'язана з поведінкою руйнування, але відрізняється від міцності на розрив при розтязі через різний напружений стан. У таких матеріалів відношення H_V/σ_B може значно перевищувати триразову величину. Це може бути обумовлено різною міцністю на розрив при випробуванні на твердість і розтяг, внаслідок зниження здатності до зсуву та легшого відколу [112, 113].

Враховуючи, що сплав ВТ1-0 дуже рідко застосовується як конструкційний матеріал, перспективою подальших досліджень є вивчення закономірностей формування текстури та оцінка її впливу на властивості титанових сплавів авіаційно-космічного призначення. Серед основних з них можна виділити широко застосовувані для виготовлення лопаток компресора газотурбінних двигунів двофазні та псевдо-двофазні титанові сплави ВТ3-1, ВТ6, ВТ8, ВТ25 та інші.

Встановлені закономірності утворення текстури та відповідної анізотропії у титанових сплавах під дією гвинтової екструзії та термообробки мають велике практичне значення. Механічні та фізичні характеристики деформованого напівфабрикату в різних напрямках використовуються для оцінки надійності міцності деталей [114]. Ґрунтуючись на встановлених закономірностях залежності межі міцності та модуля пружності від напрямку вирізування заготовок із напівфабрикату, кількості проходів деформації та температури термічного впливу, відмінності в запасі міцності деталей можуть досягати 40-50%. Враховуючи, що допустимий запас міцності, наприклад, лопаток ротора компресора газотурбінних двигунів становить 1,4 -1,6, знання про анізотропію механічних характеристик є необхідними.

Висновки до розділу 4

1. Знайдено параметри текстури Кернса і проведена оцінка на їх основі модулів пружності, механічних властивостей при випробуваннях на одновісний розтяг (межа міцності, умовна межа плинності) листів титану марки 1 (0,04 % Fe; 0,015 % C; 0,05 % N; 0,005 % O; 0,09 % H) в стані поставки після прокатки і відпалу

при 840 °C (вихідний лист) і подальшого знакозмінного вигину (ЗВ) в кількості 0.5; 1.0, 3.0 і 5.0 циклів.

2. Показано, що використання параметрами текстури Кернса та експериментальних значень модуля Юнга листів титану (СТ Grade 1) дозволяє визначити константи пружності відповідного монокристалу з відхиленням від виміряних в межах 5%.

3. Встановлено, що параметри пошкоджуваності, які характеризують накопичення пошкоджень, визначені зі зміни модуля пружності в поперечному напрямку в процесі знакозмінного вигину більше, ніж в напрямку вальцювання листів. Крім того, з ростом числа циклів знакозмінного вигину до 5 параметри пошкоджуваності зразків досліджуваного титану в напрямку вальцювання зростають, в той самий час параметри пошкоджуваності у поперечному напрямку листів зростають з ростом числа циклі знакозмінного вигину до трьох, а після п'яти циклі знакозмінного вигину зменшуються.

4. Встановлено, що використання емпіричних співвідношень між твердістю і міцністю значення дозволяють визначити межу міцності та межу плинності монокристалу титану уздовж його гексагональної осі і перпендикулярно їй.

5. Показано, що використання знайдених меж міцності та плинності монокристалу титану та параметрів текстури Кернса дозволили визначити межі міцності та плинності досліджуваних листів полікристалічного титану, як в початковому стані, так і після відповідної кількості циклів знакозмінного вигину з відхиленням від відповідних експериментальних значень в межах 10 %.

6. Встановлено за параметрами текстури Кернса, які показують ступінь збігу із заданим геометричним напрямком у полікристалічному матеріалі, розвиток кристалографічної текстури сплаву титану BT1-0 після 5 проходів гвинтової екструзії та наступного відпалу протягом 1 год при температурах 200-400°C з інтервалом у 50°C

7. Знайдено, що після відпалу при 250°C параметри текстури Кернса мають значення, близькі до 1/3 у трьох напрямках досліджених зразків титану, що

відповідає стану без текстури, при цьому анізотропія досліджуваних властивостей є мінімальною.

8. Показано, що використання параметрів текстури Кернса та пружних сталей монокристала технічного титану дозволило розрахувати величину модуля пружності сплаву титану BT1-0 після 5 проходів ГЕ та відпалу зразків у напрямку осі гвинтової екструзії та двох взаємно перпендикулярних напрямках до неї (в яких вимір властивостей значно утруднений) з відхиленням від експериментального значення, знайденого в [106] з випробувань на одновісний розтяг вздовж напрямку осі ГЕ, в межах 9,4%. Розбіжність може бути пов'язана з особливостями проведення експерименту [106] шляхом пружно-пластичного деформування до рівня відносної пластичної деформації $\varepsilon = 0,007$ з наступним розвантаженням і знову навантаженням. Накопичення мікродфектів при цьому зменшує ефективне несуче навантаження площу перерізу зразка, що може бути причиною зменшення модуля пружності.

9. Встановлено, що анізотропія модуля пружності після 5 проходів ГЕ склала 4,0 %, зі зростанням температури відпалу анізотропія зменшувалася і після відпалу при 250°C мала мінімальне значення 3,35%. При подальшому збільшенні температури відпалу анізотропія модуля пружності зростала і після відпалу при 400°C її величина прийняла значення 16,42 %.

10. Знайдено значення меж міцності і плинності монокристалу титану вздовж його гексагональної осі $\sigma_B^c = 615$ МПа, $\sigma_{0,2}^c = 534$ МПа і у перпендикулярному до гексагональної осі напрямку $\sigma_B^a = 356$ МПа, $\sigma_{0,2}^a = 308$ МПа, використовуючи емпіричні співвідношення $H_V \approx 2,89 \sigma_B$ і $H_V \approx 3,33 \sigma_{0,2}$, а також відповідні літературні дані по твердості H_V^c і H_V^a отримані наноіндентуванням монокристалів титану технічної чистоти.

11. Показано, що використання параметрів текстури Кернса та відповідних значень меж міцності та плинності вздовж і поперек гексагональної осі монокристалу титану, отриманих з емпіричних співвідношень, дозволило визначити величини меж міцності та плинності полікристалічних зразків титану марки BT1-0 вздовж напрямку осі ГЕ з відхиленням від експериментальних

значень, отриманих у [106] з випробувань на одновісний розтяг, на 1,5 та 1,7 %, відповідно.

12. Встановлено, що коефіцієнти анізотропії меж міцності та плинності після 5 проходів ГЕ склали $\approx 32,0$ %. Зі зростанням температури відпалу анізотропія меж міцності та плинності зменшувалась і після відпалу при 250°C коефіцієнти анізотропії мали мінімальне значення 7,0%. При подальшому збільшенні температури відпалу анізотропія меж міцності та плинності зростала і після відпалу при 400°C коефіцієнт анізотропії склав 37,0 %.

13. Показано, що внаслідок субмікрокристалічної деформаційної структури титану BT1-0 після 5 проходів гвинтової екструзії відношення мікротвердості до меж міцності і плинності сплаву перевищує значення, отримані по емпіричних співвідношеннях (3.46) і (3.33), характерних для сплавів з крупнокристалічною структурою. Зі збільшенням температури відпалу вищезгадані відносини зменшуються, наближаючись до емпіричних значень.

14. Ґрунтуючись на встановлених закономірностях залежності межі міцності та модуля пружності від кількості проходів деформації при гвинтової екструзії, напрямку виміру та температури термічного впливу, відмінності в запасі міцності деталей з титанових сплавів можуть досягати 40-50%. Враховуючи, що допустимий запас міцності, наприклад, лопаток ротора компресора газотурбінних двигунів становить 1,4 -1,6, знання про анізотропію механічних характеристик є необхідними.

РОЗДІЛ 5.

ТЕКСТУРА ТА АНІЗОТРОПІЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИРОБІВ ЗІ СПЛАВУ INCONEL 718, ОТРИМАНИХ 3D-ДРУКОМ З ПОРОШКІВ

5.1. Огляд попередніх досліджень

Inconel 718 – це суперсплав на основі нікелю, спеціально розроблений для роботи в суворих умовах, які вимагають значної механічної стійкості до критичних динамічних навантажень, що застосовуються в суворих робочих середовищах [116]. Відмінна міцність, хороша пластичність і висока стійкість до повзучості та розриву при підвищених температурах роблять Inconel 718 пригодним для виготовлення промислових газових турбін, компонентів реактивних двигунів, критичних обертових частин, опорних конструкцій і резервуарів під тиском у таких секторах промисловості, як аерокосмічний і нафтогазовий [21, 117]. Незважаючи на це, завдяки своїм чудовим механічним властивостям Inconel 718 є матеріалом, який важко обробити за допомогою звичайних технологій (наприклад, фрезерування, токарна обробка), що потребує значних промислових ресурсів і високих виробничих витрат з точки зору зносу інструменту, відходів матеріалу (до 95% [118]) і часу виконання.

В останні роки технологія селективного лазерного спікання (СЛС) за допомогою 3D друку, відома як порошкове лазерне осадження металу, визнана економічно ефективною технологією адитивного виробництва (АВ) як для виготовлення, так і для відновлення важкооброблюваних виробів з металевих компонентів [1]. На відміну від звичайних технологій, виробництво деталей методом 3D друку відбувається шляхом додавання матеріалу шар за шаром шляхом впорскування нових частинок металевого порошку в локально створену ванну розплаву за допомогою постійної взаємодії між високо інтенсивним лазерним джерелом і твердим металом поверхні. Коли ванна розплаву рухається, завдяки швидкому охолодженню розплавленого матеріалу утворюється твердий металевий

шар, що забезпечує надійний зв'язок між матеріалом, який був розміщений, і напрямком виготовлення.

У роботі [119] автори виявили анізотропію механічних властивостей матеріалу готових зразків з високою густиною (99,82%) Inconel 718. Вони спостерігали зниження межі текучості для вертикально побудованих зразків. Лише кілька останніх робіт стосуються механічних характеристик деталей Inconel 718 отриманих за допомогою 3D-друку. Автори [120] виявили, що механічні властивості матеріалу після 3D-друку сильно залежать від амплітуди зовнішніх навантажень. Причину такої поведінки автори зв'язали з впливом форми та розміром фази Лавеса, яка виявляється в мікроструктурі готового зразка і діє як арматура, що перешкоджає поширенню тріщини для малих амплітуд напруження та як початок тріщини для високих амплітуд напруження. В роботі [121] було виявлено, що при випробуваннях на одноосовий стиск надрукованих зразків Inconel 718 за умов високої температури (298-1273K) і високої швидкості деформації (0,001–5300/с), більш високу механічну міцність показали зразки, які були надруковані паралельно будівельній платформі порівняно з перпендикулярними через сильну анізотропію мікроструктури, що спостерігається після виготовлення зразка.

Враховуючи вплив режимів та параметрів АВ на властивості одержуваних виробів, їх дослідження та оптимізація має особливе значення з погляду розширення області комерційного використання АВ технологій. У зв'язку з цим у літературі з'являється все більше досліджень присвячених впливу якості вихідних порошків та технології друку на структуру та властивості заготовок [55, 122, 123].

Важливу роль у формуванні механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів грає термічна обробка [124]. В роботі [125] підкреслюється, що режими термічної обробки відрізняються залежно від способу виготовлення металевих виробів. На сьогодні розроблено достатньо режимів термічної обробки для литого та деформованого стану, проте для SLM Inconel 718 продовжуються дослідження щодо визначення раціональних режимів термообробки. В зазначеній роботі встановлені раціональні режими термічної обробки деталей зі сплаву Inconel 718,

виготовлених за технологією селективного лазерного спікання (СЛС) для отримання високого комплексу механічних властивостей.

Залежність механічних властивостей від напрямку побудови зразків виявлена у зразках сплаву Inconel 718 після 3D-друку. Встановлено, що після термічної обробки отриманий матеріал характеризується щільною, однорідною дрібнозернистою мікроструктурою. Також має місце механічна текстура зерен, які витягнуті в напрямку побудови зразка [123, 125].

У роботі [21] при дослідженні виробів, отриманих методом 3D-друку сплаву AlSi₁₀Mg (RS-300), виявлено анізотропію залишкових напружень. Було показано, що високий рівень розтягуючих і стискаючих залишкових напружень передається у спадок від SLM 3D-друку і зберігається більше 6 місяців. Напруження варіювалися (від 80 до 180 МПа) і досягали від 1/3 до 3/4 границі плинності матеріалу.

Кристалографічна спрямованість зростання мікроструктурних складових зразків зі сплаву Inconel 718 в залежності від напрямку побудови за технологією СЛС була знайдена також у більш ранніх дослідженнях [125-127].

Способи керування текстурою в сплаві Inconel 718 з використанням двонаправленого лазерного сканування в процесі плавки у шарі лазерного порошку для керування механічними властивостями у процесі 3D-принтіngu запропоновані у роботі [128].

Аналіз літератури показав, що незважаючи на досить високу ефективність застосування технології SLM для деталей зі сплаву Inconel 718 особливості формування кристалографічної текстури вивчені недостатньо. Недостатньо повно досліджено вплив методів і режимів пост-друкарської обробки на формування текстури, а також питання зв'язку анізотропії механічних властивостей зразків сплаву Inconel 718, виготовлених за допомогою 3D-друку в різних напрямках побудови, з кристалографічною текстурою зразків.

Нижче представлено встановлені особливостей формування кристалографічної текстури та її зв'язку з анізотропією механічних властивостей зразків зі сплаву Inconel 718, виготовлених за допомогою 3D-друку у площині XY

(так званих горизонтальних зразках) та у напрямку Z (так званих вертикальних зразках), а також після різних видів їх пост-друкарської обробки [129].

5.2 Особливості формування кристалографічної текстури зразків, виготовлених за допомогою 3D-друку зі сплаву Inconel 718

Використання технології 3D-друку та пост-друкарської обробки досліджуваних зразків сплаву Inconel 718 представлені у табл. 5.1.

Таблиця 5.1.

Технології отримання досліджуваних зразків

№ п/п	Позначення	Технологія отримання Порошку	Напрямок побудови	Технологія пост-друкарської обробки
1	КГ1	PREP	горизонтальне	—
2	КВ1	PREP	вертикальне	—
3	КГ6	PREP	горизонтальне	ТО
4	КВ6	PREP	вертикальне	ТО
5	КГ4	PREP	горизонтальне	ГПП + ТО
6	КВ4	PREP	вертикальне	ГПП + ТО
7	Г6	VIGA	горизонтальне	ТО
8	В6	VIGA	вертикальне	ТО
9	Г3	VIGA	горизонтальне	ГПП + ТО
10	В3	VIGA	вертикальне	ГПП + ТО

Обернені полюсні фігури (ОПФ) зразків досліджуваного сплаву після 3D друку та різної пост-друкарської обробки (табл. 5.1) представлені на рис. 5.1. Загальним для всіх представлених ОПФ є те, що максимальні значення полюсної щільності спостерігаються в полюсах $\langle 533 \rangle$ (відстань від $\langle 111 \rangle$ на $\approx 14^\circ$) і $\langle 100 \rangle$.

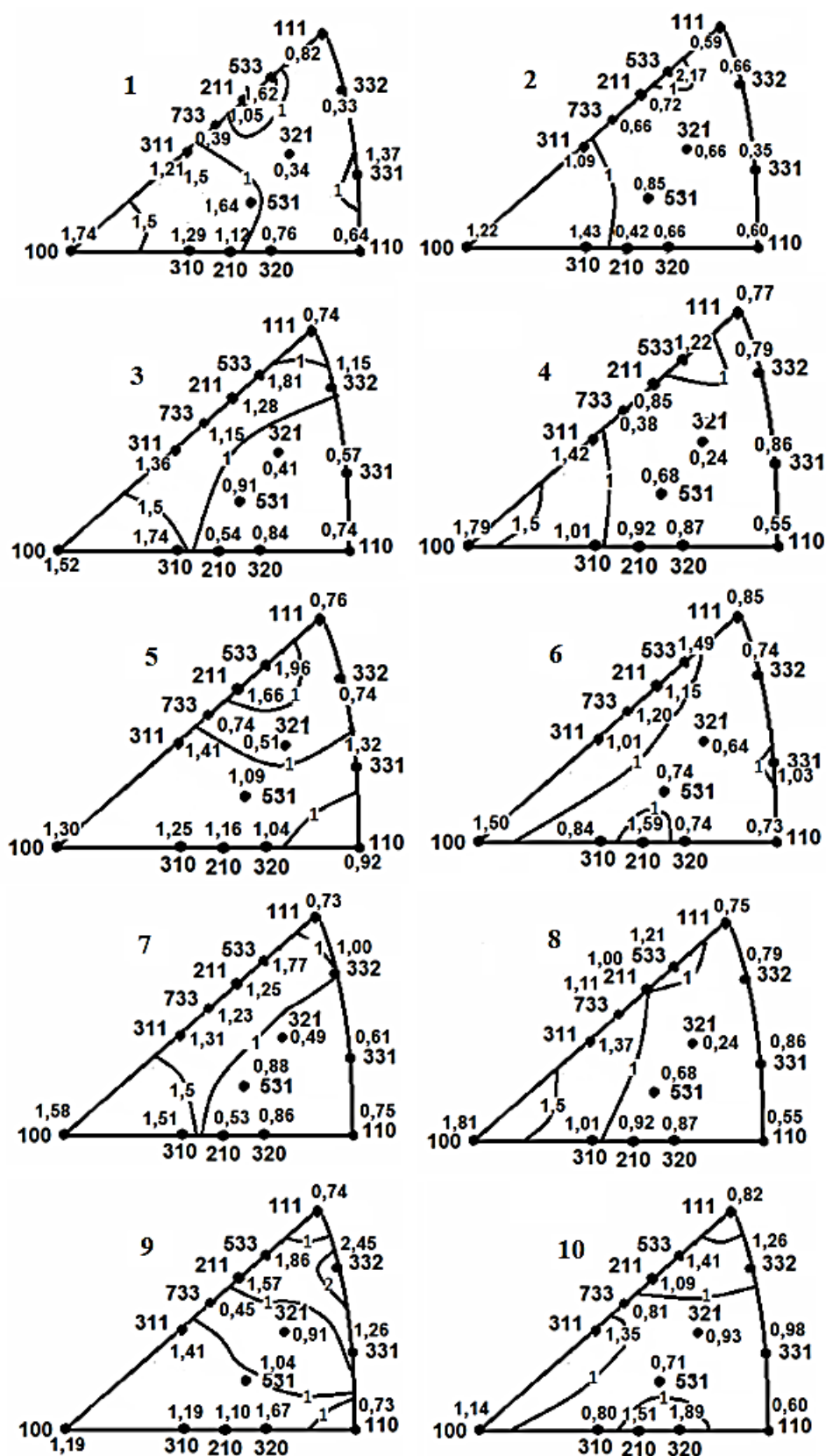


Рис. 5.1. Обернені полюсні фігури зразків сплаву Inconel 718 після 3D-друку та пост-друкарської обробки. Нумерація ОПФ відповідає табл. 5.1

Розмір максимумів і характер розсіювання залежить від напрямку побудови і методу після друкованої обробки (табл. 5.1). Так, полюсна щільність на ОПФ в полюсі $\langle 533 \rangle$ варіюється від максимуму 2,17 у зразку №2, вирощеному Z напрямку без подальшої термообробки, до мінімуму 1,21 у зразку № 8, вирощеному також в Z напрямку, але після ТО.

Механізми формування кристалографічної текстури в ГЦК металах та сплавах після різних видів деформації та подальшого відпалу досить добре відомі [130]. Формування кристалографічної текстури у процесі 3D друку вивчено значно менше, як згадувалося вище.

Формування текстурного компонента $\langle 100 \rangle$, ймовірно, обумовлено тим, що найшвидше ростуть стовпчасті кристали, у яких орієнтація утворює мінімальний кут з напрямком найбільшого відведення тепла. У сплавах з ГЦК ґратами (до яких відноситься і сплав Inconel 718) орієнтації $[111]$ відхилені від кристалографічного напрямку $[001]$ на $54,5^\circ$. Внаслідок цього після селективного лазерного плавлення в процесі 3D друку кристалізація зерен з орієнтаціями $[111]$ може придушуватись будь-якими сусідніми зернами інших орієнтацій [129, 131]. З цієї причини, ймовірно, на ОПФ полюсна щільність $\langle 111 \rangle$ низька, а полюсні щільності $\langle 533 \rangle$ та $\langle 100 \rangle$ відносно великі (рис. 5.1).

5.3. Вплив кристалографічної текстури на анізотропію механічних властивостей зразків, виготовлених за допомогою 3D-друку зі сплаву Inconel 718

Добре відомо, що кристалографічна текстура є одним із головних причин анізотропії механічних властивостей. Аналіз деформації металевих кристалів з ГЦК ґратами показав [132], що зміцнення при деформації може змінюватися в широких межах залежно від орієнтації кристалів.

Кристаліти, орієнтації яких розташовані близько чи на межі сторони $[001]$ – $[111]$ стереографічного трикутника, до якої під час деформації наближається вісь розтягування, показують більше зміцнення, тоді як кристали, орієнтації яких лежать у центральній області стереографічного трикутника, далекої від сторін

трикутника, особливо далеко від вищезгаданої сторони $[001] - [111]$, виявляються менш міцними при розтягуванні. При цьому найбільше зміцнення при розтягуванні встановлено у кристалах з орієнтуваннями $[001]$ та $[111]$, як першої, так і на другий стадії зміцнення, хоча й те так яскраво виражена (рис. 5.2) [132].

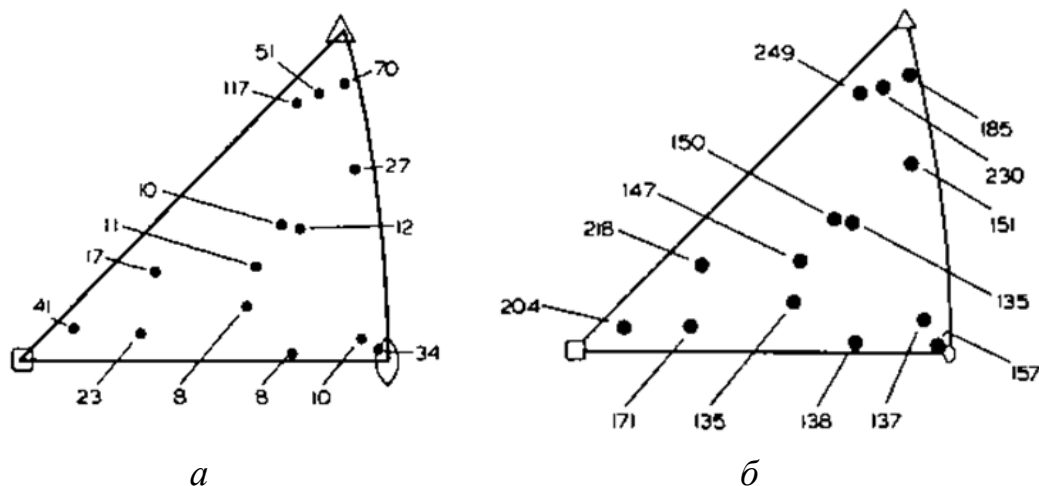


Рис. 5.2. Коефіцієнти зміцнення (МПа) кристалів міді чистоти 99,88 % на першій [132, с. 85(а)] і на другий [132, с. 85(б)] стадії зміцнення для різних орієнтувань

Як відомо, полюсна густина на ОПФ (рис. 5.1) пропорційна об'ємній частці кристалів відповідної орієнтації. Виходячи з вищевикладеного, для прогнозування впливу орієнтації кристалів на властивості міцності зразків досліджуваного сплаву скористаємося співвідношенням сумарної полюсної густини орієнтувань кристалів уздовж сторони $[001] - [111]$ стереографічного трикутника для зразків в горизонтальному і вертикальному напрямках побудови після 3D друку та пост-друкарської обробки. У табл. 5.2 представлені значення сумарної полюсної густини P_{hkl} вздовж $[001] - [111]$ сторони стереографічного трикутника на ОПФ (рис. 5.1), а також результати механічних випробувань на розтяг відповідних зразків сплаву, що досліджується.

Звертає на себе увагу те, що характеристики міцності зразків, отриманих при використанні порошку VIGA, як правил, перевищують відповідні величини у зразках на основі порошку PREP (табл. 5.1). Це може бути обумовлено різною морфологією порошків, що використовуються, про що згадувалося вище.

З табл. 5.2 видно, що після 3D-друку сумарна полюсна густина горизонтальних зразків перевищує відповідне значення вертикальних для всіх видів обробки.

Таблиця 5.2.

Сумарна полюсна густина $\sum_{[001]-[111]} P_{hkl}$ вздовж [001] – [111] сторони

стереографічного трикутника на ОПФ та механічні властивості зразків

№ п/п	Позначення	Технологія одержання порошку	Напрямок	Технологія пост-друкерської обробки	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	$\sum_{[001]-[111]} P_{hkl}$
2	КГ1	PREP	Г	-	1109	802	24,0	6,83
1	KB1	PREP	В	-	1021	686	30,0	6,45
4	КГ6	PREP	Г	ТО	1537	1291	20,0	7,86
3	KB6	PREP	В	ТО	1436	1245	8,0	6,43
6	КГ4	PREP	Г	ГП + ТО	1425	1197	22,0	7,83
5	KB4	PREP	В	ГП + ТО	1374	1097	22,6	7,20
9	Г6	VIGA	Г	ТО	1552	1335	20,0	7,87
8	В6	VIGA	В	ТО	1429	1242	16,8	7,25
11	Г3	VIGA	Г	ГП + ТО	1399	1173	26,0	7,22
10	В3	VIGA	В	ГП + ТО	1361	1139	25,0	6,62

Таким чином, кристалографічна текстура є основною причиною того, що властивості міцності горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних. Відповідно, пластичні характеристики горизонтальних зразків нижчі, ніж у вертикальних.

Раніше в роботі [133] було показано, що для вертикальних зразків (побудованих у напрямку Z) характерне зниження характеристик міцності (σ_B , $\sigma_{0.2}$ – у межах норм ASM 5662M) на 5-6% та підвищення пластичних (δ) порівняно зі значеннями горизонтальних зразків (вирощених у напрямку XY).

Аналогічна тенденція спостерігалася і у зразках сплаву Inconel 718 після 3D-друку ТО та ГІП обробки. Так, для горизонтальних зразків значення σ_B на 1,6%, $\sigma_{0,2}$ на 0,7%, на 3,5% вище, ніж у вертикальних зразків [134].

У роботі [134] представлені результати порівняльного вивчення механічних характеристик зразків, отриманих методом селективного лазерного сплавлення (СЛМ) порошків сплаву Inconel 718 на основі порошків PREP та VIGA, як і в нашій роботі. Авторами [134] встановлено, що співвідношення міцності та пластичних характеристик зразків після 3D-друку в горизонтальному і вертикальному напрямках побудови і пост-друкарської обробки подібно представленому в табл. 5.2.

Кореляційний аналіз зв'язку між параметрами текстури для зразків горизонтальному та вертикальному напрямках побудови напрямку після 3D-друку та пост-друкарської обробки, з одного боку, та відповідними характеристиками міцності (границею міцності σ_B , умовною границею плинності $\sigma_{0,2}$) та пластичності δ , з іншого боку (табл. 5.2) дозволив пов'язати параметри текстури з характеристиками міцності й пластичності. Параметри текстури представлені у вигляді сумарної полюсної густини вздовж сторони [001] - [111] стереографічного трикутника (рис. 5.1). Нижче представлені відповідні рівняння регресії значень вищезгаданих властивостей на величину сумарної полюсної густини, а також відповідні коефіцієнти надійності апроксимації R^2 .

Для зразків побудованих в горизонтальному напрямку:

$$\sigma_B = 342,8 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 1173,8; R^2 = 0,83 \quad (5.1)$$

$$\sigma_{0,2} = 400,3 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 1851,5; R^2 = 0,81 \quad (5.2)$$

$$\delta = -4,4 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} + 55,5; R^2 = 0,64 \quad (5.3)$$

Для зразків побудованих в вертикальному напрямку:

$$\sigma_B = 487,0 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 2055,8; R^2 = 0,85 \quad (5.4)$$

$$\sigma_{0,2} = 653,3 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 3451,8; R^2 = 0,86 \quad (5.5)$$

$$\delta = -22.4 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} + 175.8; R^2 = 0,75 \quad (5.6)$$

З рівнянь (5.1) – (5.6) видно, що має місце лінійний кореляційний зв'язок із високими коефіцієнтами надійності апроксимації між параметрами текстури та механічними характеристиками. Це свідчить про те, що основною причиною анізотропії властивостей у досліджених зразках є кристалографічна текстура. Рациональне використання кристалографічної текстури у процесі виготовлення деталей методом селективного лазерного плавлення у відповідних напрямках 3D-друку дозволить отримувати деталі з оптимальним комплексом властивостей.

Для встановлення зв'язку впливу текстури на інші механічні властивості (ударну в'язкість, твердість, відносне звуження) слід узгодити напрямок застосування навантаження при випробуваннях і кристалографічний напрямок у випробуваному зразку. Так, наприклад, при ударних випробуваннях горизонтального зразка навантаження прикладається в напрямку осі Z (або Y), у той час як при випробуваннях на розтяг навантаження прикладено в напрямку осі X. Тому порівняння властивостей при розтязі та на удар для горизонтального зразка є некоректним.

У перспективі доречно провести оцінку кристалографічної текстури та механічних властивостей у зразках, вирізаних у напрямках X, X+45° та Y з пластини, виготовленої шляхом 3D-друку у площині XY. Аналогічні експерименти можуть бути проведені на зразках, вирізаних у відповідних напрямках пластин, отриманих за допомогою 3D-друку в площинах XZ і YZ.

Висновки до розділу 5

1. Досліджено кристалографічну текстуру та механічні характеристики зразків сплаву Inconel 718, отриманих за допомогою 3D-друку у горизонтальному (XY) та вертикальному (Z) напрямках методом селективного лазерного плавлення порошків PREP та VIGA.

2. Текстура характеризується тим, що максимальні значення полюсної густини спостерігаються в полюсах $\langle 533 \rangle$ (2,17) (відстань від $\langle 111 \rangle$ на $\approx 14^\circ$) і $\langle 100 \rangle$ (1,81) стереографічного трикутника. Розмір максимумів і характер розсіювання залежить від напрямку побудови і методу після друкованої обробки. При цьому сумарна полюсна густина вздовж сторони $[001] - [111]$ стереографічного трикутника для горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних.

3. Встановлено, що властивості міцності горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних, а, відповідно, пластичні характеристики горизонтальних зразків нижче, ніж у вертикальних.

5. Проведений кореляційний та регресійний аналіз показав, що має місце лінійний кореляційний зв'язок з високими значеннями коефіцієнта надійності апроксимації (0,64-0,86) між параметрами текстури та механічними характеристиками. Це свідчить про те, що основною причиною анізотропії властивостей у досліджених зразках є кристалографічна текстура.

6. Раціональне використання кристалографічної текстури у процесі виготовлення деталей методом селективного лазерного плавлення у відповідних напрямках 3D-друку дозволить отримувати деталі з оптимальним комплексом властивостей. Перспективним є оцінка кристалографічної текстури та механічних властивостей у зразках, вирізаних у напрямках X , $X+45^\circ$ та Y з пластини, виготовленої шляхом 3D-друку у площині XY , а також на зразках, вирізаних у відповідних напрямках із пластин, отриманих за допомогою 3D-друку у площинах XZ та YZ .

ВИСНОВКИ

1. Показано, що використання параметрів текстури Кернса та пружних констант монокристалів сплавів магнію ZE10, Mg 5 % Li (мас.) та титану дозволяє розрахувати модуль пружності в трьох основних напрямках вихідних листів, а також листів після 0,5; 1,0; 3,0; і 5,0 циклів знакозмінного вигину з відхиленням розрахункових і експериментальних значень в межах 5 – 10%.

2. Встановлено анізотропію модуля пружності, параметрів пошкоджуваності, межі міцності, умовної межі плинності та відносного подовження як у вихідних листах сплавів магнію ZE10, Mg 5 % Li (мас.) та титану, так і в листах після знакозмінного вигину. Анізотропія досліджених характеристик зменшується зі збільшенням кількості циклів ЗВ.

3. Показано, що використання параметрів текстури Кернса, експериментальних величин модуля пружності та меж міцності та плинності полікристалічних листів досліджуваних сплавів магнію і титану дозволяють вирішити зворотну задачу визначення відповідних пружних сталей та характеристик міцності та плинності монокристалів з похибкою в межах 10 %.

4. Встановлено, що між величинами модуля пружності, механічними характеристиками та параметрами пошкоджуваності досліджуваних листів сплавів магнію та титану з одного боку, та відповідними параметрами текстури Кернса, з іншого боку, мають місце сильні кореляційні зв'язки та встановлені рівняння регресії з коефіцієнтами надійності апроксимації 0,76 – 0,99.

5. За параметрами текстури Кернса встановлено розвиток кристалографічної текстури сплаву титану BT1-0 після 5 проходів гвинтової екструзії та наступного відпалу протягом 1 год при температурах 200-400°C з інтервалом у 50°C.

6. Знайдено, що після відпалу при 250°C параметри текстури Кернса мають значення, близькі до 1/3 у трьох напрямках досліджених зразків титану, що відповідає стану без текстури, при цьому анізотропія досліджуваних властивостей є мінімальною.

7. Показано, що використання параметрів текстури Кернса та пружних сталих монокристала технічного титану дозволяє розрахувати з похибкою 10 % величину модуля пружності сплаву титану BT1-0 після 5 проходів ГЕ та відпалу зразків у напрямку осі гвинтової екструзії та взаємно перпендикулярних напрямках до неї, в яких вимір властивостей значно утруднений.

8. Встановлено значення меж міцності і плинності монокристалу титану вздовж його гексагональної осі та у перпендикулярному до неї напрямку, використовуючи літературні дані по твердості H_V^c і H_V^a монокристалів титану технічної чистоти та емпіричних співвідношень між твердістю та міцністю $H_V \approx 2,89 \sigma_B$ і $H_V \approx 3,33 \sigma_{0,2}$.

9. Показано, що використання параметрів текстури Кернса та встановлених величин меж міцності та плинності монокристалу титану, дозволило визначити відповідні характеристики зразків титану марки BT1-0 після гвинтової екструзії з відхиленням від експериментальних значень на 1,5 та 1,7 %, відповідно для межі міцності та плинності.

10. Досліджено кристалографічну текстуру та механічні характеристики зразків сплаву Inconel 718, отриманих за допомогою 3D-друку у горизонтальному (XY) та вертикальному (Z) напрямках методом селективного лазерного плавлення порошків PREP та VIGA та показано, що текстура характеризується тим, що максимальні значення полюсної густини спостерігаються в полюсах $\langle 533 \rangle$ (2,17) (відстань від $\langle 111 \rangle$ на $\approx 14^\circ$) і $\langle 100 \rangle$ (1,81) стереографічного трикутника. Розмір максимумів і характер розсіювання залежить від напрямку побудови і методу після друкованої обробки. При цьому сумарна полюсна густина вздовж сторони $[001]$ – $[111]$ стереографічного трикутника для горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних.

11. Встановлено, що властивості міцності горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних, а, відповідно, пластичні характеристики горизонтальних зразків нижче, ніж у вертикальних.

12. Проведений кореляційний та регресійний аналіз показав, що має місце лінійний кореляційний зв'язок з високими значеннями коефіцієнта надійності

апроксимації (0,64-0,86) між параметрами текстури та механічними характеристиками. Це свідчить про те, що основною причиною анізотропії властивостей у досліджених зразках сплаву Inconel 718 є кристалографічна текстура.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Pavlenko D., Dvirnyk Y., Przysowa R. Advanced Materials and Technologies for Compressor Blades of Small Turbofan Engines. *Aerospace*. 2021. Vol. 8, No. 1. P. 1-10. URL: <https://doi.org/10.3390/aerospace8010001>
2. Bhattacharya N, Unde Ja. & Kulkarni K. Use of titanium and its alloy in aerospace and aircraft industries. *International journal of creative research thoughts (IJCRT)*. 2020. Vol. 8. No. 4. P. 1383-1396. URL: <https://ijcrt.org/papers/IJCRT2004183.pdf>
3. Sheet metal and sheet metal parts. URL: <http://www.arku.com/en/why-roller-leveling/sheet-metal-and-sheet-metal-parts.html>
4. Savchuk E.S., Shkatulyak N.M., Usov V.V. Anisotropic damage of titanium plates under uniaxial tension after reverse bending. *Journal of Materials Research and Technology*. 2018. Vol. 7. No. 1. P. 82–88. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785417300649>
5. Annamalai S., Periyakgoundar S., Gunasekaran S. Magnesium alloys: a review of applications. *Materials and Technologies*. 2019. Vol. 53. No. 6. P. 881–890. URL: https://www.researchgate.net/publication/338035359_Magnesium_alloys_a_review_of_applications
6. Rahulan N., Gopalan S., Kumaran S. Effect of Lithium on the Mechanical Behavior of Magnesium. *Materials Today: Proceedings*. 2019. Vol. 18. No. 7. P. 2573-2580. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785319322473>
7. Zhang, T., Wang, W., Liu, J., Wang, L., Tang, Y., & Wang, K. A review on magnesium alloys for biomedical applications. *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*. 2022. Vol. 10. URL: <https://doi.org/10.3389/fbioe.2022.953344>
8. Shkatulyak N.M., Smirnova S.V., Usov V.V. Effect of alternating bending on texture, structure, and elastic properties of sheets of magnesium lithium alloy *International Journal of Metals*. 2015. Vol. 2015, Article ID 349810, 9 pages. URL: <http://dx.doi.org/10.1155/2015/349810>

9. Смірнова С.В., Шкатуляк Н.М., Усов В.В. Вплив деформації знакозмінним вигином на структуру та механічні властивості листів сплаву магнію з літієм. *Науковий вісник Чернівецького університету. Фізика. Електроніка*. 2015. Т. 4, вип. 1. С. 60-66. URL: <http://www.solidstatephys.chnu.edu.ua/res//solidstatephys/visnyk/t31/t31-10n60-66.pdf>
10. Bohlen J., Cano G., Drozdenko D., et al.. Processing Effects on the Formability of Magnesium Alloy Sheets. *Metals*. 2018. Vol. 8. No. 2. URL: <https://doi.org/10.3390/met8020147>
11. Shkatulyak N.M., Usov V.V., Volchok N.A. et al. Effect of Reverse Bending on Texture, Structure, and Mechanical Properties of Sheets of Magnesium Alloys with Zinc and Zirconium. *Physics of Metals and Metallography*. 2014. Vol. 115. No. 6. P. 609–616. URL: <https://link.springer.com/article/10.1134/S0031918X1406012X>
12. Kearns J. On the relationship among “f” texture factors for the principal planes of zirconium, hafnium and titanium alloys. *Journal of Nuclear Materials*. 2001. Vol. 299, No. 2. P. 171-174. URL: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(01\)00686-9](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(01)00686-9)
13. Khorev A.I. Heat and thermomechanical treatment and textural hardening of weldable titanium alloys. *Welding International*. 2013. Vol. 27. No. 10. P. 798-805. DOI: [10.1080/09507116.2013.796630](https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796630)
14. Kachanov L.M. Rupture Time Under Creep Conditions. *International Journal of Fracture*. 1999. Vol. 97. P. 11–18. URL: <https://doi.org/10.1023/A:1018671022008>
15. Rabotnov Ju.N. Creep Problems in Structural Members. North -Holland Publishing Company, Amsterdam and John Wiley & Sons, Inc., New York, 1969. 822 p. URL: https://books.google.com.ua/books/about/Creep_Problems_in_Structural_Members.html?id=WKQmzQEACAAJ&redir_esc=y
16. Murakami S. Continuum damage mechanics: A continuum mechanics approach to the analysis of damage and fracture. Dordrecht, Heidelberg, London, New York: Springer Sciences + Business Media, 2012. 395 p. – URL: <http://www.gbv.de/dms/tib-ub-hannover/717052052.pdf>

17. Халімон О.П., Бондарець О.А. Достовірність феноменологічних моделей накопичення розсіяних пошкоджень при складному напруженому стані. *Наукові вісми НТУУ "КПІ"*. 2011. № 5. С. 101-106. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/NVKPI_2011_5_19
18. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Я. Е. Бейгельзимер и др. Донецк: ТЕАН, 2003. 87 с.
19. Pavlenko D., Dvirnyk Y., and Przysowa R. Advanced Materials and Technologies for Compressor Blades of Small Turbofan Engines. *Aerospace*. 2021. Vol. 8, No. 1. P. 1-16. URL: <https://doi.org/10.3390/aerospace8010001>
20. Jiménez M., Romero L., Domoinguez I.A., et al.. Additive Manufacturing Technologies: An Overview about 3D Printing Methods and Future Prospects. *Hindawi Complexity*. 2019. Vol. 2019. Article ID 9656938. 30 pages: 1076-2787 (2019). URL: <https://downloads.hindawi.com/journals/complexity/2019/9656938.pdf>
21. Statnik E.S., Uzun F., Lipovskikh S.A., et al.. Comparative Multi-Modal, Multi-Scale Residual Stress Evaluation in SLM 3D-Printed Al-Si-Mg Alloy (RS-300) Parts. *Metals*. 2021 Vol. 11. no 12. 2064. URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/11/12/2064>
22. Qi H., Azer M., and Ritter A., Studies of Standard Heat Treatment Effects on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Net Shape Manufactured INCONEL 718. *Metall. Mater. Trans. A*. 2009. Vol. 40. no. 10. p. 2410–2422. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-009-9949-3>
23. Amato K.N., Gaytan S.M, Murr L.E., et al.. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Mater*. 2012. Vol. 60. p. 2229–2239. URL: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.032>
24. Zhang, B., Li, Y., & Bai, Q. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2017. Vol. 30. no 3. P. 515-527. <https://doi.org/10.1007/s10033-017-0121-5>
25. Wassermann, G. and Greven, J. *Texturen metallischer Werkstoffe*. 2nd edition. Berlin: Springer-Verlag, 1962. 808 p. URL: <https://docplayer.org/54061295-Texturen-metallischer-werkstoffe.html>

26. Мурашко М.І. Ренгенівські проміні (промені Івана Полюя). 2000. Київ: Поліпром. 52.с. URL: https://kingmed.info/download.php?recommendation_id=648
27. Texture in metallic materials and its effect on properties: веб-сайт. URL: <https://www.meetyoucarbide.com/texture-in-metallic-materials-and-its-effect-on-properties/>
28. Suwas S., Gurao N.P. Crystallographic texture in Materials. *Journal of the Indian Institute of Science*. 2008. Vol. 88, No. 2. P. 151-177. URL: https://www.academia.edu/494590/Crystallographic_texture_in_Materials
29. Rollett A.D. Texture, Microstructure & Anisotropy. URL: http://pajarito.materials.cmu.edu/rollett/27750/L22-Metal_Textures-fcc_bcc_hcp-26Apr16.pdf
30. Chapuis, A., & Liu, Q. Simulations of texture evolution for HCP metals: Influence of the main slip systems. *Computational Materials Science*. 2015. Vol. 97. No. 1. P. 121-126. URL: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.10.017>
31. Фодчук І.М., Ткач О.О. Основи кристалографії: навчальний посібник. Чернівці: ЧНУ. 2007. 108 с. URL: https://shron1.chtyvo.org.ua/Fodchuk_Ihor/Osnovy_krystalohrafii.pdf
32. Узлов К.І. Кристалографія, кристалохімія та мінералогія. Частина І: Конспект лекцій. Дніпропетровськ: НМетАУ. 2015. 36 с. URL: https://nmetau.edu.ua/file/konspekt_lektsiy_kristalogr_ch_ii.pdf
33. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., and Skakov Yu.A. Roentgenography and Electron-Optical Analysis. М.: Metallurgia, 1981. 370 p. URL: <https://dokumen.tips/download/link/-5572124c497959fc0b9064de.html>
34. Borodkina M.M., Spector E.N. Roentgenography analysis of the texture of metals and alloys. М.: Metallurgy, 1981. 272 с. URL: https://www.studmed.ru/borodkina-mm-spektor-e-rentgenograficheskiy-analiz-tekstury-metallov-i-splavov_3247096b89c.html
35. Мудрий С.І., Кулик Ю.О., Якимович А.С. Рентгеноструктурний аналіз у матеріалознавстві: навч.-метод. посіб. Львів: ЛНУ імені Івана Франка, 2017. 226 с. URL: https://physics.lnu.edu.ua/wp-content/uploads/rsa_materialozn.pdf

36. Єжов С. М., Макарець М. В., Романенко О. В. Класична механіка. Київ: ВПЦ "Київський університет". 2008. 480с. URL: https://www.studmed.ru/yezhov-sm-makarec-mv-romanenko-ov-klasichna-mehanka_95e32607762.html

37. Bunge H.-J. Texture Analysis in Materials Science H.-J. Bunge. Berlin: Akademie – Verlag. 2015. 595 p..URL: https://www.researchgate.net/publication/277308168_Texture_Analysis_in_Materials_Science_H-J_Bunge

38. Усов В. В., Тарловский В.А. Метод расчета трехмерных функций распределения ориентаций и интегральных характеристик текстуры кубических поликристаллов из обратных полюсных фигур. *Заводская лаборатория*. 1991. Т 57. №7. С. 25-28.

39. Метод расчета анизотропии модуля упругости толстолистного проката с текстурной неоднородностью по сечению / В.В. Усов, А.А. и др. *Заводск. лаборатория*. 1992. №12. С. 31-33

40. Влияние холодной прокатки на анизотропию модуля сдвига и коэффициента Пуассона поликристаллических меди и кремнистого железа / В.В. Усов, А.А. и др.. *Изв. вузов. Физика*. - 1993. №2. С. 25-29.

41. Kocks U.F., Tomé C.N., Wenk H.-R. Texture and Anisotropy. Cambridge: Cambridge University Press, UK. 2000. 676 p. URL: https://books.google.com.ua/books?hl=ru&lr=&id=vkyU9KZBTioC&oi=fnd&pg=PR8&ots=eOyihJneD4&sig=awOdTl3bijN1n_2sYFtXzQQE0zU&redir_esc=y#v=onepage&q&f=false

42. Bryukhanov A.A., Gokhman A.R., Usov V.V. Cubic polycrystal orientation distribution functions and single-crystal elastic constants of electrolytic copper. *Soviet Physics Journal*. 1983. Vol. 26. No 7. P. 595-598. URL: https://www.researchgate.net/publication/243176891_Cubic_polycrystal_orientation_distribution_functions_and_single-crystal_elastic_constants_of_electrolytic_copper

43. Брюханов А.А. Гохман А.Р. Интегральные характеристики текстуры кубических и гексагональных металлов. *Известия вузов. Физика*. 1985. № 9. С. 127-

44. Брюханов А.А., Гохман А.Р. Метод расчета для определения параметров текстуры тензорных свойств кубических и гексагональных металлов. *Заводская лаборатория*. 1987. Т. 53 № 3. С. 572-578

45. Nye J. Physical properties of crystals. London: Oxford University Press, 1957. 350 p. URL: https://archive.org/details/physicalproperti0000jfny_w3w8/page/n5/mode/2up

46. Брюханов А.А. и др. Влияние деформации знакопеременным изгибом на текстуру и анизотропию упругих свойств листов низкоуглеродистой стали. *Материаловедение*. 2010. №10. С. 28-38.

47. Іовчев С.І., Стоянов П.П., Волчок Н.А. Інтегральні характеристики гексагональних текстур. *Вісник Львівського нац. ун-ту. Серія фізична*. 2010. № 39. С. 294-299. URL: https://physics.lnu.edu.ua/wp-content/uploads/28_45.pdf

48. Брюханов А.А., Волчок Н.А., Совкова Т.С. Текстура и анизотропия модуля Юнга холоднокатаных листов титанового сплава ПТЗ-В. *Физика и техника высоких давлений*. 2010. №1. С. 123-132. URL: <http://dspace.nbu.gov.ua/handle/123456789/69270>

49. San'kova S.V., N.M., Shkatulyak, V.V. Usov, N.A. Volchok. The Elastic Constants of the Single Crystal of the Mg-Zn-Zr-REM Alloy from the Data of the Elastic Anisotropy and the Texture of the Polycrystalline Sheet. *International Journal of Metals*. 2014. Vol. 2014. Article ID 142920. 6 pages. URL: <http://www.hindawi.com/journals/ijmet/2014/142920/>

50. Shkatulyak N.M., Usov V.V., Smirnova S.V. Single crystal magnesium lithium alloy elastic constants. *International Journal of Advances in Materials Science and Engineering (IJAMSE)*. 2015- Vol. 4. №. 4. P. 1-11. URL: <https://issuu.com/ijamsejournal/docs/4415ijamse01/1>

51. Magnesium-based alloy for wrought applications. URL: <http://www.sumobrain.com/patents/wipo/Magnesium-based-alloy-wrought-applications/WO2011146970A1.html>

52. Beygelzimer Y., Kulagin R. Estrin Y., Toth, L. S., Kim, H. S., & Latypov, M. I.. *Advanced Engineering Materials*. 2017. Vol. 19. No. 8. P. 1-24

[https://www.researchgate.net/publication/316011012 Twist Extrusion as a Potent Tool for Obtaining Advanced Engineering Materials A Review Twist Extrusion as a Potent Tool for Obtaining](https://www.researchgate.net/publication/316011012_Twist_Extrusion_as_a_Potent_Tool_for_Obtaining_Advanced_Engineering_Materials_A_Review_Twist_Extrusion_as_a_Potent_Tool_for_Obtaining)

53. Beygelzimer, Y., Orlov, D., Korshunov, et. al.. Features of Twist Extrusion. *Method, Structures & Material Properties. Solid State Phenomena*. 2006. Vol. 114. P. 69–78. URL:

[https://www.researchgate.net/publication/242183485 Features of Twist Extrusion Method Structures Material Properties](https://www.researchgate.net/publication/242183485_Features_of_Twist_Extrusion_Method_Structures_Material_Properties)

54. Superalloy Powders URL: <https://prep-system.com/superalloy-powders/>

55. High Temperature Alloy Powder URL: <https://am-material.com/>

56. Zhong C., Chen J., Linnenbrink S., Gasser A., Sui S., and Poprawe R. A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder. *Materials & Desig.* 2016. Vol. 107. No 5. P. 386–392 URL:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127516307894>

57. Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impuls Excitation of Vibration, http://forlab.pt/wp-content/uploads/2015/08/E1876_mvuj8965.pdf

58. Глаговский Б.А., Московеноко И.Б. Низкочастотные акустические методы в машиностроении. М.: Машиностроение, 1977. 235 с. URL: https://www.studmed.ru/glagovskiy-ba-moskovenko-ib-nizkochastotnye-akusticheskie-metody-kontrolya-v-mashinostroenii_741fb15bfab.html

59. X-ray diffraction (XRD). URL: <https://ywcmatsci.yale.edu/xrd>

60. Morris P.R. Reducing the Effects of Nonuniform Pole Distribution in Inverse Pole Figure Studies. *Journal of Applied Physics*. 1959 Vol. 30/ No. 4. P. 595-59. URL: <https://aip.scitation.org/doi/10.1063/1.1702413>

61. Boas W., Mackenzie J.K. Anisotropy in metals. *Progress in Metal Physics*. 1950. Vol. 2. P. 90-120. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0502820550900062>

62. Kearns J.J. Thermal expansion and preferred orientation in zircaloy. URL: <https://ntrl.ntis.gov/NTRL/dashboard/searchResults/titleDetail/WAPDTM472.xhtml>
63. Vishnyakov Ya.D et al. The theory of texture formation in metals and alloys. M.: Science, 1979. 343 с. URL: <https://lib-bkm.ru/15173>
64. Усов В.В, Шкатуляк Н.М., Савчук О.С., Рибак Н. І. Вплив виду деформації й текстури на пошкоджуваність та механічні властивості магнієвого сплаву ZE10. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2020. Т. 56. №6. С. 65-75. URL: <http://pcmm.ipm.lviv.ua/pcmm-2020-6u.pdf>
65. Usov V.V., Shkatulyak N.M., Savchuk E.S., Rybak N.I. Elastic properties of alloy ZE10 sheets evaluation by kerns texture parameters. *East East Eur. J. Phys.* 2021. No. 1, P. 43-49. URL: <https://periodicals.karazin.ua/eejp/article/view/16552>
66. Usov V.V., Shkatulyak N.M., Savchuk O.S., Rybak N.I. Influence of the Type of Deformation and Texture on the Damageability and Mechanical Properties of ZE10 Magnesium Alloy. *Material Science*. 2021. Vol. 5, No. 6. P. 795-806. URL: <https://www.scinapse.io/papers/3214570885>
67. Grytsyna V., Malykhin D., Yurkova T. et al.. On Structural Aspects of Texture Changes During Rolling of Zr-2.5%Nb Alloy. *East Eur. J. Phys.* 2019. Vol. 3, 38-45. URL: <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2019-3-05>
68. Tannous C. Crystal structure, X-ray diffraction and Oblique geometry: Volumes, distances and angles. *European Journal of Physics*. 2019. hal-02268849v2. URL: <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02268849v2/document>
69. Liu, Y., Li, W., & Li, Y. Microstructure and mechanical properties of ZE10 magnesium alloy prepared by equal channel angular pressing. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Material*. 2009. Vol. 16, No. 5. P. 559-563. URL: [https://doi.org/10.1016/S1674-4799\(09\)60096-0](https://doi.org/10.1016/S1674-4799(09)60096-0)
70. San'kova S.V. Shkatulyak N.M, Usov V.V., Volchok N.A.. The Elastic Constants of the Single Crystal of the Mg-Zn-Zr-REM Alloy from the Data of the Elastic Anisotropy and the Texture of the Polycrystalline Sheet. *International Journal of Metals*. 2014. Vol. 2014. Article ID 142920. 6 pages. URL: <http://www.hindawi.com/journals/ijmet/2014/142920/>

71. Zhang, J., Zhang, Y., Xu, K., & Ji, V. Anisotropic elasticity in hexagonal crystals. *Thin Solid Films*. 2007. Vol. 515, No. 17. P. 7020-7024. URL: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2007.01.045>
72. Lemaitre J., Desmorat R. Anisotropic damage law of evolution. *Eur. J. Mech. A /Solids/*. 2000. Vol. 19, No. 2. P. 187-208. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0997753800001613>
73. Hansen N. R. Schreyer H. L. A thermodynamically consistent framework for theories of elastoplasticity coupled with damage. *Int. J. Solid. Structures*. 1994. Vol. 31, No. 3. P. 359-389. URL: [https://doi.org/10.1016/0020-7683\(94\)90112-0](https://doi.org/10.1016/0020-7683(94)90112-0)
74. Chow C.L., Wang J. An anisotropic theory of elasticity for continuum damage mechanics. *International Journal of Fracture*. 1987. Vol. 33, No. 1. P. 3-16. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF00034895>
75. Bobyr M., Khalimon O., Bondarets O. Phenomenological damage models of anisotropic structural materials // *Journal of Mechanical Engineering NTUU «Kyiv Polytechnic Institute»*. 2013. № 67. P. 5-13. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/VKPI_mash_2013_67_3
76. Usov V.V., and Shkatulyak N.M. Fractal nature of the dislocation structure of low-alloyed steel after controlled rolling. *Russian Physics Journal*. 2004. Vol. 47, No. 11. P. 1139-1146. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11182-005-0044-y>
77. Usov V.V., Shkatuliak N.M., Sovkova T.S., Rybak N.I. Single crystal characteristics of the Mg - 5% Li alloy, found from the polycrystalline experimental data and the Kearns texture parameters. *Physics and chemistry of solid state*. 2022. Vol. 23, No. 3. P. 604-611. URL: <https://journals.pnu.edu.ua/index.php/pcss/article/view/5705>
78. Li, X., Guo, F., Ma, Y., Jiang, L., Lai, H., Liu, H., Zhang, D., & Pei, R.. Rolling texture development in a dual-phase Mg-Li alloy: The role of temperature. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2021. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.10.005>
79. Влияние знакопеременного изгиба на текстуру, структуру и механические свойства листов α -титана / Усов В.В и др. *Деформация и разрушение материалов* 2012. № 9. С. 32-37. URL: http://www.nait.ru/journals/number.php?p_number_id=1692

80. Shkatulyak N., Savchuk E., Usov V. Anisotropic damage of titanium plates under uniaxial tension after reverse bending. *Journal of Materials Research and Technology* 2017. Vol. 7, No. 1. P. 82-88. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785417300649?via%3Dihub>
81. Dzunovich D., Betsofen S., and Panin P. Methodological aspects of the quantitative texture analysis of HCP Alloy (Ti, Zr) sheet semiproducts. *Russian Metallurgy (Metally)* 2017. Vol. 10. P. 813820. URL: <https://link.springer.com/article/10.1134/S0036029517100056#citeas>
82. Usov V.V., Shkatulyak N.M., Savchuk O.S., Rybak N.I. Kearns texture parameters, mechanical properties and damageability of titanium sheet after alternating bending. *Physics and chemistry of solid state*. 2021. Vol. 22, No. 3. P. 543-550. URL: <https://journals.pnu.edu.ua/index.php/pcss/article/view/5017/5638>
83. Gong J. & Wilkinson A. Investigation of elastic properties of single-crystal α -Ti using microcantilever beams Philosophical Magazine Letters. 2010. Vol. 90, No. 7. P. 503-512. URL: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/09500831003772989>
84. Lubenets S.V., Rusakova A.V., Fomenko L.S., and Moskalenko V.A. Micromechanical properties of single crystals and polycrystals of pure α -titanium: Anisotropy of microhardness, size effect, effect of the temperature (77-300 K). *Low Temp. Phys.* 2018. Vol. 44. No. 1. P. 96-105. URL: https://www.researchgate.net/publication/322199541_Micromechanical_properties_of_single_crystals_and_polycrystals_of_pure_alpha-titanium_Anisotropy_of_microhardness_size_effect_effect_of_the_temperature_77-300_K
85. Merson E., Brydson R., and Brown A. The effect of crystallographic orientation on the mechanical properties of titanium. *Journal of Physics, Conference Series* 126, 012020. 2008. URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/126/1/012020/pdf>
86. Zambaldi, C., Yang, Y., Bieler, T.R. et al. Orientation informed nanoindentation of α -titanium: Indentation pileup in hexagonal metals deforming by

prismatic slip. *Journal of Materials Research*. 2012. Vol. 27. P. 356–36. URL: <https://doi.org/10.1557/jmr.2011.334>

87. On capturing the grain-scale elastic and plastic anisotropy of alpha-Ti with spherical nanoindentation and electron back-scattered diffraction / Weaver J.S., et. al. *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 23-34. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.053>

88. Khodabakhshi F., Haghshenas M., Eskandari H., Koohbor B. Hardness–strength relationships in fine and ultra-fine grained metals processed through constrained groove pressing. *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 636. No. 11. P. 331-339. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.122>

89. Текстура титану після гвинтової екструзії / Усов В.В. и др. *Физика и техника высоких давлений*. 2011. Том 21, № 2, С. 103-108, URL: <http://dspace.nbu.gov.ua/handle/123456789/69437>

90. About formation of crystallographic texture in VT1-0 titanium under helical extrusion / Olshanetskii V.E. et al. *Met Sci Heat Treat*. 2012. Vol. 53. P. 618-622. URL: <https://doi.org/10.1007/s11041-012-9445-z>

91. Zeng, Z., Zhang, Y., & Jonsson, S. Microstructure and texture evolution of commercial pure titanium deformed at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 513-514. P. 83–90. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.01.065>

92. Won J. W., Park C. H., Hong S.-G., & Lee C. S. Deformation anisotropy and associated mechanisms in rolling textured high purity titanium. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 651. P. 245–254. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.075>

93. Yapici G.G., Karaman I., & Maier H. J. Mechanical flow anisotropy in severely deformed pure titanium. *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 434. No. 1-2. P. 294–302. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.06.082>

94. Nourbakhsh S., & O'Brien T.D. Texture formation and transition in Cold-rolled titanium. *Materials Science and Engineering*. 1988. Vol. 100. P. 109–114. URL: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90245-5](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90245-5)

95. Suwas S., Texture evolution in commercially pure titanium after warm equal channel angular extrusion / Beausir B., et. al. *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. No. 3. P. 1121–1133. URL: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.045>
96. Influence of twist extrusion and thermal action on texturing and properties of titanium / Usov V.V. et al. *Functional materials*. 2022. Vol. 29, No.1. P. 81-92. URL: <http://functmaterials.org.ua/contents/29-1/fm291-81.pdf>
97. Бейгельзимер Я.Е. Деякі міркування із приводу великих пластичних деформацій, засновані на їхній аналогії з турбулентністю. *Фізика и техника высоких давлений*. 2008. Т. 18, № 4, С. 77-87. URL: <http://dspace.nbuv.gov.ua/xmlui/handle/123456789/69437>
98. Pavlenko D.V., Beygel'zimer Ya.E. Vortices in noncompact blanks during twist extrusion, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2016. Vol. 54, № 9-10. P. 517-524. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11106-016-9744-9>
99. Gorelik, S.S. Recrystallization in Metals and Alloys. Translated and revised from the 1978 (2nd) Russian Edition by V. Afanasyev. M.: MIR Publishers, 1981. 568 с. URL: [https://www.scirp.org/\(S\(351jmbntvnsjt1aadkozje\)\)/reference/referencespapers.aspx?referenceid=481936](https://www.scirp.org/(S(351jmbntvnsjt1aadkozje))/reference/referencespapers.aspx?referenceid=481936)
100. Марочник металлов: Титан, сплав и марки, URL: http://metallischekiy-portal.ru/marki_metallov/tit
101. Skiba J., Kulczyk M., Pachla W., Wiśniewski T.S., Smalc-Koziorowska J., et al. Effect of Severe Plastic Deformation Realized by Hydrostatic Extrusion on Heat Transfer in CP Ti Grade 2 and 316L Austenitic Stainless Steel, *J. Nanomed. Nanotechnol.* 2018. Vol. 9, No. 4. 1000511. URL: <https://www.longdom.org/open-access/effect-of-severe-plastic-deformation-realized-by-hydrostatic-extrusion-on-heat-transfer-in-cp-ti-grade-2-and-316l-austenitic-stainl-2157-7439-1000511.pdf>
102. Kubina T., Dlouhý J., Köver M., Dománková M., Hodek J. Preparation and thermal stability of ultra-fine and nano-grained commercially pure titanium wires using conform equipment. *Materials and Technology*. 2015. Vol. 49, No. 2, P. 213–217. URL: <http://mit.imt.si/Revija/izvodi/mit152/kubina.pdf>

103. Microstructure of severely deformed metals determined by X-ray peak profile analysis / Gubicza J., et. al. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004, Vol. 378, No. 1-2, P. 248–252, doi:10.1016/j.jallcom.2003.11.162, URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925838804000945>.

104. Thermophysical Properties and Temperature of the Start of Titanium Recrystallization in Different Structural States / Pavlenko D.V. et al. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2017. Vol. 90, No. 3. P. 685–696. URL: <https://doi.org/10.1007/s10891-017-1616-8>

105. Karpinos B.S., Pavlenko D.V., Kachan O.Ya. Deformation of a submicrocrystalline VT1-0 titanium alloy under static loading. *Strength of Materials*. 2012. Vol. 44, No. 1. P. 100-107. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11223-012-9354-9>

106. On capturing the grain-scale elastic and plastic anisotropy of alpha-Ti with spherical nanoindentation and electron back-scattered diffraction / Weaver J.S., Priddy M.W., McDowell D.L., Kalidindi S.R. *Acta Materialia*. 2016, Vol. 117, No. 9, P. 23-34, URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.053>

107. Gong J. and Wilkinson A. Investigation of elastic properties of single-crystal α -Ti using microcantilever beams. *Philosophical Magazine Letters*. 2010. Vol. 90, No. 7, P. 503-512. URL: <http://dx.doi.org/10.1080/09500831003772989>

108. Anisotropic elasticity in hexagonal crystals / Zhang J.-M., Zhang Y., Xu K.-W., Ji V. *Thin Solid Films*. 2007. Vol. 515, No. 17. P. 7020 – 7024, URL: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2007.01.045>

109. Tromans D. Elastic anisotropy of hcp metal crystals and polycrystals. *International Journal of Research and Reviews in Applied Sciences*. 2011. Vol. 6, No. 4. P. 462-483, URL: https://www.arpapress.com/volumes/vol6issue4/ijrras_6_4_14.pdf

110. Mante F.K., Baran G.R., Lucas B. Nanoindentation studies of titanium single crystals. *Biomaterial*, 1999. Vol. 20, P. 1051-1055. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142961298002579>

111. Merson E., Brydson R., and Brown A. The effect of crystallographic orientation on the mechanical properties of titanium. *Journal of Physics*. 2008: Conference Series

126, 012020, URL <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/126/1/012020/pdf>

112. Zhang P., Li S.X., Zhang Z.F. General relationship between strength and hardness. *Materials Science and Engineering A*. 2011. Vol. 529. P. 62–73. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.08.061>

113. Hardnessstrength relationships in fine and ultra-fine grained metals / Khodabakhshi F., Haghshenas M., Eskandari H., Koohbor B. *Materials Science & Engineering A*. 2015. Vol. 636, No. 11. P. 331-339. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.122>

114. Pavlenko D., Dvirnyk Y., Przysowa R. Advanced Materials and Technologies for Compressor Blades of Small Turbofan Engines. *Aerospace*. 2021. Vol. 8, No. 1. P. 1-16. URL: <https://www.mdpi.com/2226-4310/8/1/1/htm>

115. Effect of Microstructure on Dynamic Shear Localisation in Alloy 718 / Johansson J., et al. *Mech. Mater.* 2017. Vol. 109. P. 88–100. URL: <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.03.020>

116. Qi H., Azer M., and Ritter A. Studies of Standard Heat Treatment Effects on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Net Shape Manufactured INCONEL 718. *Metall Mater Trans A*. 2009. Vol. 40, P. 2410–2422. URL: <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9949-3>

117. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting / Amato K.N., et al. *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60, No. 5. P. 2229-2239. URL: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.032>

118. Microstructure and Mechanical Behavior of Direct Metal Laser Sintered Inconel Alloy 718 / Smith D.H., et al., *Mater. Charact.* 2016. Vol. 113. P. 1-9. URL: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.01.003>

119. The Influence of Laves Phases on the High-Cycle Fatigue Behavior of Laser Additive Manufactured Inconel 718 / Sui S., et al., *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 69. P. 6–1. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.098>

120. Thermomechanical Behavior of Laser Metal Deposited Inconel 718 Superalloy over a Wide Range of Temperature and Strain Rate: Testing and Constitutive Modeling /

Yuan K., et al. *Mech. Mater.* 2019. Vol. 135. P. 13–25. URL: <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2019.04.024>

121. Vodennikova O.S., Koval M.O., and Vodennikov S.A. Investigation of Mechanical Properties and Structure of Inconel 718 Alloy Obtained by Selective Laser Sintering from Powder Produced by ‘LPW’. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2021. Vol. 43. No. 7. P. 925-937. URL: <https://mfint.imp.kiev.ua/article/v43/i07/MFiNT.43.0925.pdf>.

122. Laser Additive 3D Printing of Titanium Alloys: Current Status, Problems, Trends / Kazantseva N.V., et al. *Physics of Metals and Metallography*. 2021. Vol. 122. No. 1. P. 6-25. URL: <https://doi.org/10.1134/S0031918X21010063>

123. Sims Ch.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. Wiley-Interscience. 2nd Edition, 1987. 640 p.

124. Adzhamsky S.V., Kononenko H.A., and Podolskyi R.V. Аналіз структури після термічної обробки зразків з жароміцного стопу Inconel 718, виготовлених за SLM-технологією. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2021. Vol. 43. No. 7. P. 909-924. URL: <https://mfint.imp.kiev.ua/article/v43/i07/MFiNT.43.0909.pdf>

125. Ni M., Chen C., Wang X., Wang P., Li R, Zhang X., and Zhou K. Anisotropic tensile behavior of in situ precipitation strengthened Inconel 718 fabricated by additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, Vol. 701. P. 344–351. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.098>

126. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound / Todaro C.J., et al. *Nat. Commun.* 2020. Vol. 11, 142. URL: <https://www.nature.com/articles/s41467-019-13874-z.pdf?pdf=button%20sticky>

127. The effect of energy density on texture and mechanical anisotropy in selective laser melted Inconel 718 / Liu S.Y., et al. *Materials & Design*. 2020. Vol. 191, No. 3: 108642. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108642

128. Unique crystallographic texture formation in Inconel 718 by laser powder bed fusion and its effect on mechanical anisotropy / Gokcekaya O., et al. *Acta Materialia*, 2021. Vol. 212: 116876. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116876>

129. Usov V.V., Shkatuliak N.M., Rybak N.I., Tsarenko M.O., Pavlenko D.V., Tkach D.V., and Pedash O.O., Texture and Anisotropy of Mechanical Properties of Inconel 718 Alloy Products Obtained by 3D-Printing from Powders. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2023. Vol. 45, No. 1. P. 111–125 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.45.01.0111

130. Kestens L. A. I. & Pirgazi H. Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures, *Materials Science and Technology*. 2016. Vol. 32, No. 13. P. 1303-1315 URL: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/02670836.2016.1231746>

131. Toloraya V.N., Kablov E.N., and Svetlov I.L. Growth texture due to directed crystallization of high-temperature nickel alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2006. Vol. 48. No. 7-8. P. 352-359. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11041-006-0098-7>

132. Honeycombe R.V.K. The Plastic Deformation of Metals. 2 nd Edstion. London: Edward Arnold Ltd. Publ., 1984. 504 p. URL: https://archive.org/details/plasticdeformati0000hone_c4v2/page/n5/mode/2up?view=theater

133. Коваль М. О., Воденнікова О. С. Дослідження механічних властивостей та структури сплаву Inc 718, отриманого методом 3d-принтингу. *Aerospace Technic and Technology*. 2020, No. 3. С. 21-29. URL: <http://nti.khai.edu/ojs/index.php/aktt/article/view/aktt.2020.3.03/1182>

134. Вплив технологій виготовлення металевих порошків на структуру та властивості деталей, отриманих селективним лазерним плавленням / Педаш А.А., та ін. *Вісник двигунобудування*. 2019. № 2. С. 31-39. URL: <http://vd.zntu.edu.ua/article/view/180255>