

**НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ БІОРЕСУРСІВ ТА
ПРИРОДОКОРИСТУВАННЯ УКРАЇНИ**

**НОВІ СПОСОБИ ПІДВИЩЕННЯ ВТОМНОЇ
ДОВГОВІЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ
ЗА РАХУНОК ВИКОРИСТАННЯ
ІМПУЛЬСНОГО ВВЕДЕННЯ ЕНЕРГІЇ І
НАНОТЕХНОЛОГІЙ**

*Науково-методичні рекомендації для підприємств України з
проектування та виробництва сільськогосподарської техніки*

**Київ
2021**

Автори розробки:

М.Г.Чаусов,
О.Е.Засимчук,
А.П.Пилипенко,
П.О.Марушак,

докт. техн. наук, професор,
докт. фіз. – мат наук, професор,
канд. техн.наук, доцент,
докт. техн.наук, професор.

Рецензенти

В.С.Ловейкін,
В.В.Косарчук,
І.В.Ориняк,

докт. техн. наук, професор,
докт. техн. наук, професор,
докт. техн. наук, професор.

Науково-методичні рекомендації розроблено на основі результатів науково-дослідної роботи «Нові способи підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів за рахунок використання імпульсного введення енергії і нанотехнологій» і схваленні науково-технічною радою НДІ техніки і технологій НУБіП України, протокол від 11.06.2021 р. № 11.

Ч15 Чаусов М. Г. Нові способи підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів за рахунок використання імпульсного введення енергії і нанотехнологій: науково-методичні рекомендації для підприємств України з проектування і виробництва сільськогосподарської техніки. – Київ: Прінтеко, 2021. 64 с.

ISBN 978-617-7876-43-3

УДК 539.3:4

Наведено вказівки щодо до процедури збільшення втомної довговічності листових алюмінієвих сплавів за рахунок попереднього використання імпульсного введення енергії і нанотехнологій.

Для отримання рекомендацій та за додатковою інформацією звертатися на кафедру механіки НУБіП України,

тел. (044) 527-83-25.

03041, м. Київ-41, вул. Героїв оборони, 15

тел. (044) 527-81-54.

ISBN 978-617-7876-43-3

©Чаусов М.Г., Засимчук О. Е., Пилипенко А. П., Марушак П. О., 2021

©НУБіП України, 2021

ЗМІСТ

1	Загальні положення	4
2	Галузь застосування	5
3	Теоретичні передумови розроблення науково-методичних рекомендацій	6
4	Установка для введення імпульсної енергії в алюмінієві сплави за рахунок ударно-коливального навантаження	10
5	Високочастотна випробувальна машина RUMUL Testronic для проведення випробувань алюмінієвих сплавів на втому	12
6	Фізичні аспекти прояви ефектів зміни структури алюмінієвих сплавів в поверхневих шарах при імпульсному введенні енергії за рахунок ударно-коливального навантаження і використання нанотехнологій	15
7	Ефект прояви зуба текучості і площадки текучості в досліджуваних алюмінієвих сплавах після ударно-коливального навантаження	19
8	Оцінка втомної довговічності алюмінієвих сплавів у вихідному стані при заданих режимах змінного навантаження	22
9	Оцінка втомної довговічності алюмінієвих сплавів після попереднього ударно коливального навантаження різної інтенсивності і за довготривалої витримки на протязі 6-7 місяців при заданих режимах змінного навантаження	23
10	Фізичні аспекти зміни втомної довговічності алюмінієвих сплавів за рахунок попереднього ударно-коливального навантаження різної інтенсивності	28
11	Оцінка втомної довговічності алюмінієвих сплавів після попереднього ударно коливального навантаження різної інтенсивності з використанням нанотехнологій при заданих режимах змінного навантаження	38
12	Апробація розробленої фізико-механічної моделі для прогнозування втомної довговічності алюмінієвих сплавів, в тому числі і при впливі динамічних незрівноважених процесів	45
13	Нові технічні рішення для підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів за рахунок використання імпульсного введення енергії і нанотехнологій	56
14	Висновки і рекомендації	57
	Список рекомендованої літератури	59

1. ЗАГАЛЬНІ ПОЛОЖЕННЯ

Науково-методичні рекомендації регламентують нові способи підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів за рахунок попереднього ударно-коливального навантаження різної інтенсивності і використання нанотехнологій.

Результати, отримані авторами, з випробування листових алюмінієвих сплавів за умов ударно-коливального навантаження свідчать, що за перехідних режимів навантаження, при коротких імпульсах силового підвантаження, коли є перенесення маси, а дисипація енергії в класичному сенсі (перетворення механічної енергії в тепло) ще не почалася, можливі процеси самоорганізації матеріалів з утворенням нових дисипативних структур. Їх фізичні і механічні властивості суттєво відрізняються від властивостей сплавів у вихідному стані. Авторами також експериментально підтверджено при випробуванні листових алюмінієвих сплавів, що при одночасному використанні імпульсного введення енергії за рахунок ударно-коливального навантаження і нанотехнологій можна додатково суттєво модифікувати поверхневі шари сплавів.

Листові алюмінієві сплави Д16 і 2024-T3 широко застосовують для виготовлення авіаційних, ракетних та інших відповідальних конструкцій. Протягом експлуатації вони піддаються складним видам навантаження, зокрема, циклічним. Тому завдання підвищення втомної довговічності подібних алюмінієвих сплавів є дуже актуальним. На практиці, для покращення втомної довговічності алюмінієвих сплавів використовують різні методи.

Прагнення підвищити втомну довговічність алюмінієвих сплавів, спираючись на традиційні методи металознавства, шляхом підвищення міцності сплаву, не призвело до відчутних результатів [1-3]. Це пов'язано з тим, що підвищення механічної міцності сплавів супроводжується збільшенням швидкості і об'єму релаксаційного перетворення структури сплавів, що не може не впливати негативно на втомну довговічність.

Також не було досягнуто підвищення втомної довговічності конструкційних алюмінієвих сплавів шляхом оптимізації складу сплавів і режимів термообробки [4-6]. Тому зусилля дослідників сконцентрувалися на вивченні характеристик поверхневого шару сплавів, відповідального в більшості випадків, за втомне руйнування.

Незважаючи на великий обсяг виконаних досліджень з вивчення впливу стану поверхні на втомні характеристики сплавів ця проблема є актуальною, оскільки необхідно поряд із завданням підвищення втомної довговічності сплавів знайти оптимальний і найбільше економічно вигідний технологічний режим поверхневого зміцнення, прийнятний для обробки деталей складної конфігурації. Складність розв'язку даної проблеми зумовлена її багатофакторністю – це й мікрорельєф поверхні, і формування напруженого стану, що зменшує напруження від зовнішнього впливу, і деформаційне зміцнення, і, нарешті вплив фазового складу поверхневих шарів [7-9]. Стосовно деформаційного зміцнення поверхні слід враховувати наступне. Якщо деформаційно зміцнений поверхневий шар сплавів підлягає будь-якому механічному втручанню (а це неможливо виключити навіть в

процесі експлуатації виробу), стає можливим утворення синергетичних структур, які викликають зменшення в результаті розвитку релаксаційних процесів. Цим пояснюється велика кількість невдалих спроб застосування різних засобів деформаційного зміцнення поверхні для збільшення втомної довговічності авіаційних алюмінієвих сплавів [10].

На теперішній час розроблено багато нових технологічних способів поліпшення вихідних фізико-механічних властивостей матеріалів, зокрема, їх поверхневих шарів за рахунок впливу різних енергетичних полів – лазерних, електромагнітних, ультразвукових та ін. [11-15] Встановлено, що за таких імпульсних впливів в матеріалах виникають динамічні незрівноважені процеси (ДНП), які суттєво впливають на зміну вихідних механічних властивостей конструкційних матеріалів в поверхневих шарах і таким чином можна досягти підвищення їх втомної довговічності. Однак, ускладнення методів модифікування поверхонь, з одного боку, забезпечує зростання втомної довговічності алюмінієвих сплавів, а з іншого боку – потребує використання складного технологічного обладнання.

Слід також підкреслити, що немає універсального способу обробки поверхневих шарів алюмінієвих сплавів різних класів для значного підвищення їх втомної довговічності;

Розроблення і апробація нових ефективних способів підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів з використанням імпульсного введення силової енергії в сплав при ударно-коливальному навантаженні (УКН) і нанотехнологій дозволяє технологічно простіше та дешевше досягти позитивного впливу на фізико-механічні властивості алюмінієвих сплавів, в тому числі в поверхневих шарах, і, відповідно, на підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів, порівняно з відомими аналогами. Особливо важливим є те, що цей процес є керованим, його параметри регулюються зміною інтенсивності імпульсного введення енергії в сплав і те, що ця процедура реалізується за кімнатної температури.

Науково-методичні рекомендації розроблено на основі загальних підходів проблематики нелінійних динамічних систем, що працюють за межами стану рівноваги. В них систематизовано використання оригінальних експериментальних результатів з механічної поведінки листових алюмінієвих сплавів за динамічних незрівноважених процесів внаслідок ударно-коливального навантаження, в тому числі з використанням нанотехнологій, вперше отриманих на кафедрі механіки Національного університету біоресурсів і природокористування України.

2. ГАЛУЗЬ ЗАСТОСУВАННЯ

Науково-методичні рекомендації можуть бути використані у дослідно-конструкторських установах, конструкторських бюро та на підприємствах сільськогосподарського машинобудування під час проектування, розроблення та випробувань сучасної сільськогосподарської техніки.

3. ТЕОРЕТИЧНІ ПЕРЕДУМОВИ РОЗРОБЛЕННЯ НАУКОВО- МЕТОДИЧНИХ РЕКОМЕНДАЦІЙ

Не зважаючи на багаторічну історію експериментальних і теоретичних досліджень деформаційних процесів в металевих матеріалах, деякі фундаментальні аспекти цих процесів досі є проблематичними. Це пов'язано з відсутністю надійної теорії пластичного деформування кристалів, яка б враховувала всі можливі особливості механічної поведінки матеріалу під дією енергетичного поля у стані, значно віддаленому від рівноваги. Сучасні теоретичні уявлення не приділяють належної уваги тому факту, що макроскопічна пластична формозміна матеріалів можлива за умов далеких від термодинамічної рівноваги, коли виникають істотні зміни структури кристалічного матеріалу внаслідок його самоорганізації. Якщо врахувати цей факт, то очевидним є те, що головну роль в пластичній деформації відіграє саме структура кристалічного матеріалу, але не та, що задається спочатку, а та, яка істотно змінюється в зовнішньому енергетичному полі. Слід мати на увазі, що структурні зміни, які відбуваються під час деформації, істотно впливають на майже всі механічні властивості матеріалів. Тому дуже важливо передбачати можливість і характер цих змін для матеріалів, які можуть деформуватися під час експлуатації. Крім того, знання властивостей матеріалів, в яких під дією пластичної деформації можна одержати бажану структуру, доцільно використовувати у експлуатаційних умовах.

В реальних кристалічних матеріалах, які мають достатню кількість дефектів навіть у вихідному стані, в процесі навантаження відбувається взаємодія дефектів і утворення перешкод для подальшого руху дефектів (головним чином дислокацій), який забезпечує формозміну матеріалу (пластичну деформацію). Перешкоди збільшують внутрішні напруження і у зовнішньому енергетичному полі перетворюються в більш впорядковану дефектну структуру, що сприяє зменшенню внутрішніх напружень. Найбільш відомою дефектною структурою, яка утворюється при навантаженні кристалічних матеріалів, є дислокаційна коміркова структура. Не зважаючи на те, що ця структура сприяє зменшенню внутрішніх напружень (так звана *релаксаційна* структура), вона так само як і невпорядковані дефектні утворення створює перешкоди для вільного руху дислокацій, тобто заважає пластичній деформації кристалічного матеріалу. В таких умовах, як відомо, можлива самоорганізація, тобто утворення структури, яка буде забезпечувати життєздатність системи у зовнішньому енергетичному полі і буде відігравати активну роль в процесі пластичної деформації. Але утворенню такої структури заважає раніше утворена релаксаційна структура. Тому самоорганізація відбувається в процесі руйнування коміркової структури (структурна несталість). Завдяки структурній невпорядкованості виникає хаотичний ансамбль дефектів, який забезпечує можливість утворення нової *синергетичної* структури, яка перешкоджає деградації системи і руйнуванню.

Виникає питання: яке ж структуроутворення буде протидіяти деградації системи і руйнуванню під час пластичної деформації? Така структура (*синергетична*) може утворюватися лише в результаті самоорганізації кристалу під

час деформації і забезпечувати новий (не дислокаційний) механізм пластичної течії. Для того, щоб самоорганізація сприяла формозміні макроскопічних об'єктів, необхідне виконання деяких умов:

- процес повинен бути кооперативним, тобто проходити одночасно на всіх структурно-масштабних рівнях матеріалу, який деформується;
- синергетичні структури повинні бути морфологічно самоподібними на всіх структурно-масштабних рівнях, тобто бути ієрархічними;
- необхідним є взаємозв'язок усіх рівнів структуроутворення в об'єкті, котрий деформується

Експериментальні і розрахункові дослідження деформаційного структуроутворення в металевих матеріалах показали можливість зміни механізму пластичної течії від дислокаційного ковзання до гідродинамічної течії по каналам з рідиноподібною структурою [16-19] (ГК) (Shear Bands, Micro Bands). Новоутворені структурні елементи локалізують пластичну течію, при цьому структура матеріалу поза цих утворень лишасться майже незмінною [19], а структура всередині ГК збагачена вакансіями і вакансійними кластерами, що сприяє гідродинамічній течії в цих утвореннях. В наших попередніх роботах [20 та ін.] було показано, що в матеріалах, які мають дефекти (головним чином дислокації) у вихідному стані пластична деформація на початкових етапах супроводжується формуванням вакансій і вакансійних кластерів в процесі міграції дислокацій. Під дією зовнішнього механічного поля відбувається самоорганізація вакансійних дефектів з утворенням смугастих аморфних структур в кристалічній матриці. Ці утворення можна розглядати як зародки ГК, а локалізація вакансійних дефектів створює рідиноподібну некристалічну структуру всередині цих утворень, які можуть зростати в процесі навантаження. Їх некристалічна структура експериментально підтверджена в наших попередніх роботах – наприклад, на деформованому прокатуванням монокристалі нікелю – методом локальної мікродифракції [21]. Гратку вакансійних кластерів можна спостерігати всередині ГК (рис. 3.1).

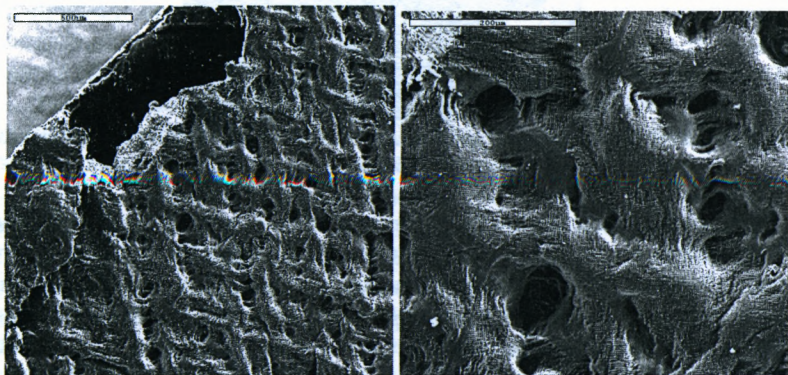


Рис. 3.1. Гратка вакансійних кластерів всередині SBs (ГК)

В дослідженнях, проведених на чистих металах і однофазних сплавах різного хімічного складу, було виявлено збільшення пластичності та знеміцнення за раптового збільшення зовнішнього напруження. Цей факт не був до кінця зрозумілим з позицій класичної механіки і потребував детального фізичного дослідження. Більш того, також не досліджено з точки зору можливого знеміцнення при імпульсному підвантаженні гетерофазних сплавів, які у більшості випадків використовуються в практичних цілях. З практичної точки зору важливими є багатофазні сплави на основі алюмінію, які експлуатуються в змінних механічних полях, зокрема авіаційні сплави Д16 та 2024-Т3. Проведене нами ТЕМ-дослідження структури алюмінієвого сплаву Д16 на різних структурно-масштабних рівнях в процесі пластичної деформації при статичному розтягу і після реалізації динамічних незрівноважених процесів (ДНП) показало наявність смугових структурних елементів (MBs та SBs), орієнтованих у напрямку найбільших компонент тензору напружень зовнішнього механічного поля [22] (див. рис. 3.2).

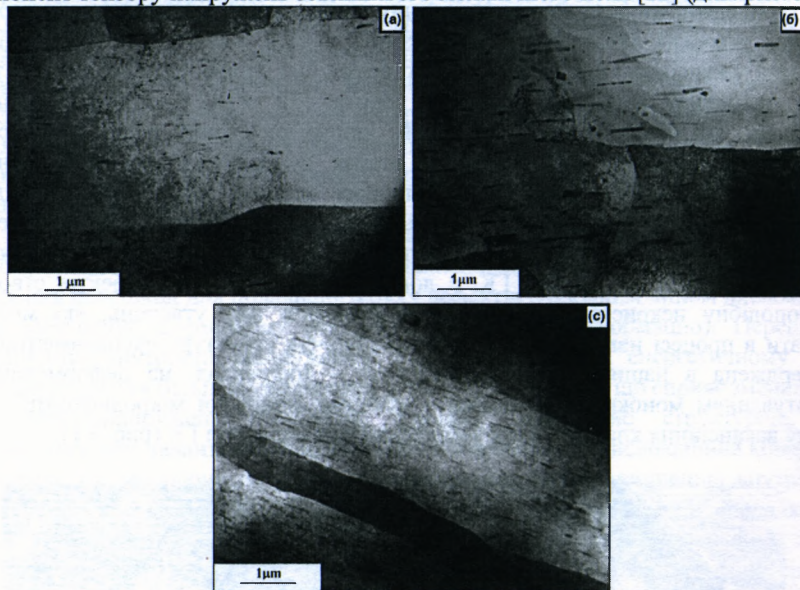


Рис. 3.2. а, б, с - ТЕМ структури зразка сплаву Д16 після імпульсного підвантаження за відносної деформації 3%, розвантаженого при 6%

Одержаний нами результат утворення мікросмугової структури при зміні умов навантаження в багатокомпонентному сплаві співпадає з прикладами утворення MBs та SBs в монокристалічних плівках і однофазних металевих матеріалах при гальмуванні дислокаційного ковзання. Цей результат є очікуваним, оскільки на сьогоднішній день відомо, що процесам самоорганізації термодинамічних систем, які знаходяться далеко від рівноваги, сприяє зміна умов впливу зовнішнього енергетичного поля, в якому ці системи перебувають. Щодо металевих матеріалів, які знаходяться під дією механічного поля і пластично

деформуються, слід очікувати нелінійних ефектів під час зміни параметрів зовнішнього поля. Відомо, що в процесі пластичної деформації, особливо при зміні умов механічного впливу на матеріал, може спостерігатися нестійкість раніше створеної структури і подальша структурна самоорганізація деформованого об'єкту у вигляді структури, що сприяє деформації. Це структурне перетворення відбувається винятково в процесі навантаження, а після припинення дії навантаження структура може піддаватися релаксацийним змінам. Тому будь-яка зміна умов механічного впливу (швидкості, температури, типу навантаження) призводить до посилення деформаційної здатності матеріалу (до збільшення пластичності). Як показали експериментальні дослідження, в гетерофазних сплавах це досягається завдяки утворенню синергетичних смугових структур. Можна запропонувати таку послідовність процесів, що відбуваються в розглянутому матеріалі і в інших багатокомпонентних сплавах під навантаженням. На ранніх стадіях навантаження деформація пластичного матеріалу здійснюється шляхом переміщення дефектів (дислокацій, дисклинацій і їх комплексів). У полікристалічному зразку при малій швидкості пластичної течії $(0,1 \dots 1) \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ і помітно вираженій взаємодії і розмноженні дефектів утворюється велика кількість перешкод їх переміщенню, що призводить до гальмування, а іноді і до повного припинення деформаційного процесу, з одного боку, і до генерації великої кількості дефектів вакансійного типу з іншого. При різких змінах в режимі навантаження структурна нестійкість з наступною самоорганізацією структури сприяє продовженню пластичної деформації. Такою структурою є канали з рідиноподібною структурою всередині, пов'язані між собою на різних масштабних рівнях, які забезпечують макроскопічну формозміну зразка шляхом гомогенного масоперенесення. Рідиноподібна структура всередині смуг під час дії зовнішнього механічного поля сприяє гідродинамічній пластичній течії матеріалу, а релаксацийне фазове перетворення цієї некристалічної структури в кристалічні мікрозерна після розвантаження дає змогу одержати відносно стабільну наноструктуру.

На прикладі розглянутих нами металів і сплавів в монокристалічному і полікристалічному станах показано, що утворення структури в металевих матеріалах в процесі пластичної деформації відбувається за двома сценаріями:

- т.зв. «релаксацийне» структуроутворення (утворення коміркової і полігональної структури, рекристалізація). Воно сприяє зменшенню внутрішніх напружень, проте активної ролі в деформаційному процесі не відіграє.
- самоорганізація деформованого кристалу – синергетичне структуроутворення.

В пластично деформованих металевих матеріалах синергетичне структуроутворення здійснюється шляхом зародження і розвитку каналів гомогенного масопереносу з аморфною (рідиноподібною) структурою всередині (ГК). Як правило, в більшості реальних металів і сплавів, в яких містяться дефекти кристалічної будови, утворенню каналів передують дислокаційне ковзання, яке в умовах розвиненої пластичної деформації гальмується різного роду перешкодами переміщенню дислокацій. В таких умовах в нелінійній області, далеко від

рівноваги, відповідно до законів нелінійної термодинаміки, можлива самоорганізація термодинамічної системи з утворенням структури, що сприяє «виживанню» цієї системи в енергетичному полі. Такою структурою в пластично деформованих кристалічних матеріалах є канали гомогенної (гідродинамічної) течії матеріалу (ГК) у вигляді смуг, які локалізують деформацію. Елементи смугової структури в процесі пластичної деформації спостерігали за допомогою методу ТЕМ і раніше (MBs та SBs) [23-27], але автори ні в одній із опублікованих робіт не пов'язували ці структури із зміною механізму деформації. Про можливу зміну механізму деформації при блокуванні дислокаційного ковзання було **вперше** заявлено і експериментально підтверджено в наших роботах [16-19]. Автори вперше довели, що при раптових змінах зовнішнього механічного поля (імпульсне підвантаження) в умовах віддаленості від термодинамічної рівноваги виникає знеміцнення матеріалу і суттєве збільшення пластичності, пов'язане з утворенням MBs та SBs, не зважаючи на зростання зовнішнього напруження. Вивчення внутрішньої структури MBs та SBs показало локалізацію в них вакансійних дефектів і дозволило зробити висновок, що локалізація в них пластичного масоперенесення обумовлена створенням рідиноподібної аморфної структури, яка забезпечує можливість гідродинамічної течії в них кристалічного матеріалу.

Таким чином дислокаційне ковзання не є єдиним можливим механізмом пластичної деформації кристалічних матеріалів, пластична формозміна матеріалу при реалізації ДНП можлива і без участі дислокацій [19].

Виявлений альтернативний механізм пластичної деформації матеріалів відкриває широкі можливості для модифікації механічних властивостей алюмінієвих сплавів при імпульсному введенні енергії різної інтенсивності в сплави за рахунок ударно-коливального навантаження.

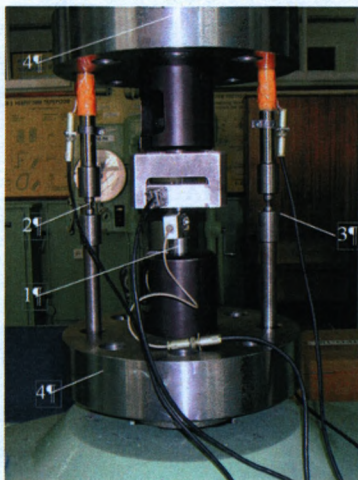
4. УСТАНОВКА ДЛЯ ІМПУЛЬСНОГО ВВЕДЕННЯ ЕНЕРГІЇ В АЛЮМІНІЄВІ ЗА РАХУНОК УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Дослідження проводились на модернізованій гідравлічній установці для статичних випробувань ZD-100Pu. Модифікацію даної установки виконано для забезпечення складного режиму навантаження за схемою: статичний розтяг – високочастотний, високошвидкісний коливальний процес (динамічний незрівноважений процес (ДНП)) [28, 29].

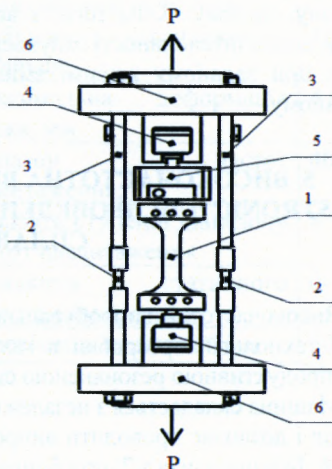
Модифікована установка містить два контури – зовнішній (навантажувальна рама випробувальної машини) і внутрішній (рис. 4.1, а, б – відповідно). Внутрішній контур є найпростішою статично невизначеною конструкцією у вигляді трьох паралельних елементів, які навантажують одночасно – центрального зразка та двох симетричних зразків-супутників («крихких проб») різного поперечного перерізу, виготовлених із загартованих сталей 65Г чи У8-У12. При навантаженні даної конструкції, зразки-супутники руйнуються (за попередньо заданих навантажень чи деформацій) та імпульс енергії вводиться в матеріал досліджуваного зразка.

Для реалізації ДНП зразки випробовували за такою схемою:

- статично розтягували досліджуваний зразок до заданого рівня навантаження/деформації за регламентом проведення експерименту.
- закручували в штанги крихкі зразки-супутники (крихкі проби). Деформація проби до розриву не перевищувала 0,1 мм;
- деформували внутрішній контур (зразок + крихкі проби) до моменту руйнування крихких проб. За цей період зразок деформувався не більше ніж на 0,5%, у випадку випробуваних зразків з найменшою базою, рис. 4.1, б, те ж типове значення додаткової деформації на зразку ще менше;
- руйнування крихких проб спричиняло коливання у випробувальній установці з одночасним переміщенням гідравлічного циліндра в напрямі розтягу досліджуваного зразка – створення ДНП;
- систему зупиняли, а зразки після реалізації ДНП розвантажували і використовували для подальших випробувань.



а



б

Рис. 4.1. Випробувальна установка, а – загальний вигляд (силова рама установки – зовнішній контур), б – внутрішній контур: 1 – досліджуваний зразок, 2 – крихкі проби, 3 – тензометричні штанги, 4 – сферичні опори, 5 – динамометр (власна частота 12 кГц), 6 – фланці

Як було зазначено, фізичний зміст ДНП полягав у високошвидкісному розтягу матеріалу з накладанням коливального навантаження з високою частотою (кілька кілогерц). Такий режим досягався вільними коливаннями механічної складової (рис. 4.1, а) за надлишкового тиску в гідравлічній системі. Процес контролювали зміною співвідношення жорсткість/маса зовнішнього контуру системи (рис. 4.1, а) та величини раптового переміщення гідроциліндра, що залежала від руйнівного зусилля крихких проб.

При проведенні експериментів зусилля на зразку та крихких пробах вимірювали незалежними тензодинамометрами, а деформації на поверхні плоских зразків фіксували оптичним методом [30], або стандартними екстензометрами за базою вимірювань 16 мм виробництва АНТК ім. О.К. Антонова. Оптичний метод використовували для підвищення достовірності вимірювання деформації зразків при реалізації ДНП.

Інтенсивність імпульсного введення енергії в алюмінієві сплави контролювалась проскоками динамічної деформації ε_{ism} при реалізації ДНП в сплавах за рахунок ударно-коливального навантаження [31,32]. Вибір ε_{ism} у якості параметра, якій характеризує інтенсивність імпульсного введення енергії в сплави, значно спрощує процедуру випробувань. Так як режими ударно-коливального навантаження можна створювати на гідравлічних випробувальних машинах різної жорсткості, зникає необхідність у складних розрахунках з передачі конкретного силового впливу безпосередньо на зразок залежно від сумарного імпульсу на механічну систему. Крім того, з використанням такої процедури дуже просто оцінити вплив інтенсивності імпульсного введення енергії на втомну довговічність сплавів при заданому режимі змінного навантаження, що і буде показано в подальшому.

5. ВИСОКОЧАСТОТНА ВИПРОБУВАЛЬНА МАШИНА RUMUL TESTRONIC ДЛЯ ПРОВЕДЕННЯ ВИПРОБУВАНЬ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ НА ВТОМУ

Високочастотна випробувальна машина RUMUL Testronic увібрала в собі новітні технології і розробки в галузі механіки та електротехніки й оснащена високопродуктивною резонансною системою «RUMUL MAGNODYN» (рис. 5.1).

Машина складається з незалежних один від іншого статичного і динамічного приводів і дозволяє проводити випробування за будь-якого коефіцієнта асиметрії циклу R. Більша плита з T-подібними слотами в основі машини і регульований по вертикальній осі випробувальний простір дозволяють випробовувати зразки і готові деталі різних розмірів. Діапазон робочих частот випробувань знаходиться в інтервалі від 40 Гц до 260 Гц і залежить від номінального навантаження, типу зразка й загальної ваги використовуваних вантажів коливальної системи.

Основна область застосування резонансних випробувальних машин – втомні випробування матеріалів з побудовою графіків залежності напруження від числа циклів до руйнування зразка, багатоциклові і надбагатоциклові втомні випробування компонентів і багато чого іншого. Високочастотні випробування можуть проводитися за кімнатної температури, а також при корозійних впливах і високих температурах.

В даній роботі всі досліді проведенні за кімнатної температури. Випробування зразків із алюмінієвих сплавів після різних режимів попередньої обробки за рахунок ударно-коливального навантаження і одночасного використання нанотехнологій проводили за однаковим режимом:

- режим навантаження м'який;
- коефіцієнт асиметрії циклу $R=0,1$;
- максимальні динамічні навантаження F , відповідно, 13,2 кН; 12 кН; 11,1 кН; 10,2 кН;
- частота випробувань 110 Гц.



Максимальне навантаження, кН	пікове	50
Максимальне динамічне навантаження, кН		± 25
Похибка вимірювання навантаження, не більше		1%
Стабільність навантаження, не більше		1%
Максимальна деформація зразка, мм		4 (± 2)
Діапазон навантаження, Гц	частот	40-220
Кількість ступенів діапазону частот навантаження		8
Швидкість статичного навантаження, мм/хв		0-100
Просвіт між колонами, мм		500

Рис. 5.1. Загальний вигляд випробувальній машини RUMUL Testronic

Зразки та матеріали для досліджень

Для того щоб виявити дійсно коректні результати впливу імпульсного введення в алюмінієві сплави на підвищення їх втомної довговічності в даному дослідженні спеціально були вибрані найбільш жорсткі умови циклічного навантаження сплавів з використанням випробувальній машини резонансного типу при високих рівнях максимальних напружень зависоких частотах навантаження - 110 Гц. Випробовували зразки листових промислових

алюмінієвих сплавів Д16 і 2024-Т3. Всі зразки для кожного матеріалу виготовлялись із одного листа товщиною 3 мм (рис. 5.2).

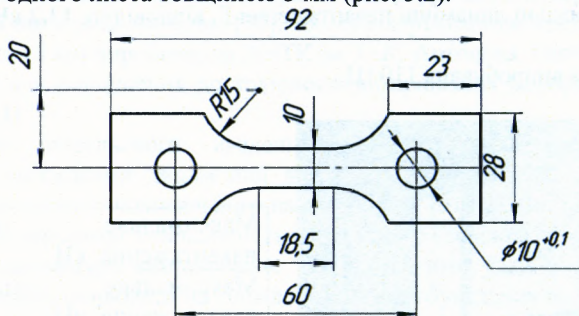


Рис. 5.2. Зразок для випробувань

Механічні властивості досліджуваних алюмінієвих сплавів і їх хімічний склад подані в таблицях 5.1 і 5.2.

Таблиця 5.1.

Механічні властивості досліджуваних алюмінієвих сплавів

Марка матеріалу	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_s , МПа	δ , %
Сплав 2024-Т3	342	462	20,5
Сплав Д16	322	452	21,5

Таблиця 5.2.

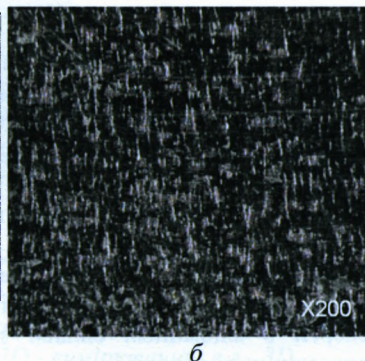
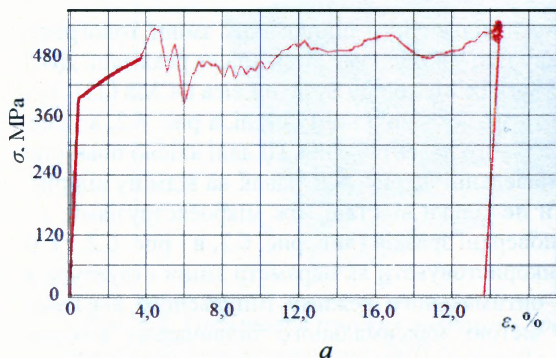
Хімічний склад досліджуваних алюмінієвих сплавів

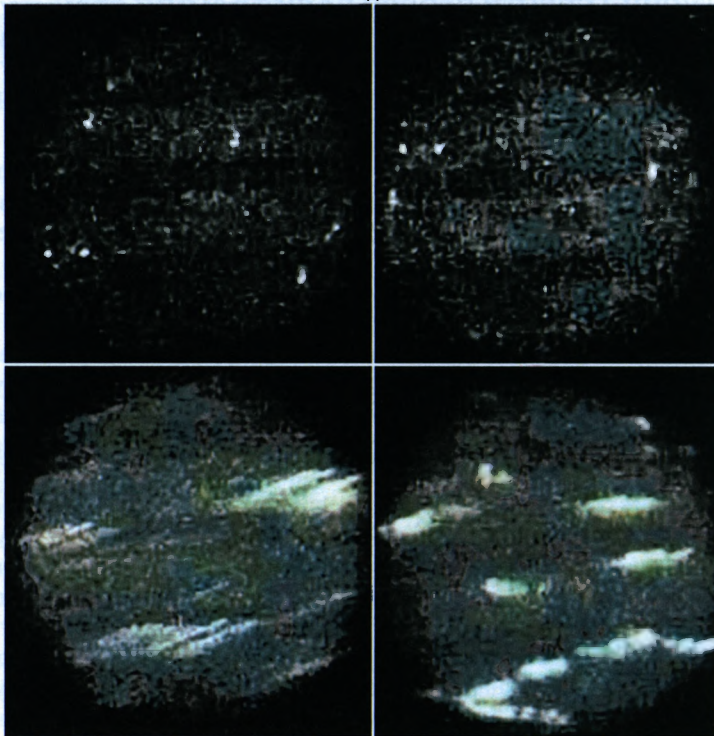
Сплав 2024-Т3, %							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,05	0,13	4,7	0,70	1,5	0,01	0,02	0,04
Сплав Д16, %							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,11	0,18	4,4	0,63	1,4	0,01	0,01	0,07

6. ФІЗИЧНІ АСПЕКТИ ПРОЯВИ ЕФЕКТІВ ЗМІНИ СТРУКТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В ПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ ПРИ ІМПУЛЬСНОМУ ВВЕДЕННІ ЕНЕРГІЇ РІЗНОЇ ІНТЕНСИВНОСТІ ЗА РАХУНОК УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

На теперішній час авторами експериментально виявлені три фізичних механізми, які впливають на втомну довговічність алюмінієвих сплавів після ударно-коливального навантаження [32]. По-перше, встановлено, що реалізація динамічних незрівноважених процесів (ДНП) в листових алюмінієвих сплавах призводить до створення дисипативних структур в об'ємі сплавів, щільність яких менше щільності основного матеріалу. В результаті, проявляються ефекти мікроекструзій менш щільних дисипативних структур на поверхні сплавів.

На рис 6.1 показано діаграму деформування сплаву Д16 з урахуванням імпульсного підвантаження (рис. 6.1, а), рельєф сенсору в момент завершення динамічного незрівноваженого процесу (рис. 6.1, б) і кінетику зміни рельєфу спеціального сенсору із монокристалу алюмінію, що був попередньо наклеєний на поверхню зразка (рис. 6.1, в). Форму рельєфу вважали одним із параметрів, який дозволяє оцінити поверхневий стан матеріалу, оскільки утворені морфоструктури є наслідком прояви нановстворених в процесі реалізації ДНП дисипативних структур. Виникнення мікроекструзій, менш щільних дисипативних структур на поверхні зразків, вказує на зміни структури і механічних властивостей не лише в об'ємі матеріалів, але й насамперед в поверхневих шарах. Створення гібридної поверхневої структури з чергуванням м'яких і твердих мікрозон може сприяти зупинці зародження і поширення мікротріщин на поверхні зразків при циклічному навантаженні і, таким чином, позитивно впливати на підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів. Отримані дані є переважно якісними, так як не дозволяють кількісно оцінити висоту утворених мікроекструзій. Аналіз висоти і відстані між утвореними мікроекструзіями проводили за топографією поверхні зразків в вихідному стані і після ударно-коливального навантаження з використанням приладу 3D Optical Surface Metrology System Leica DCM8 [33].





$$f = 600 \text{ кадр/с}; d_{\text{області}} = 0,3 \text{ мм}$$

б

Рис. 6.1 Діаграма деформування сплаву Д16 з урахуванням імпульсного підвантаження ($F_{\text{ім}} = 82,9 \text{ кН}$) – а; рельєф сенсора після імпульсного підвантаження – б; кінетика зміни рельєфу сенсора під час імпульсного підвантаження – в

На рис. 6.2 подані результати кількісного оцінювання зміни топографії плоских поверхонь зразків із сплаву Д16 у вихідному стані і після реалізації ДНП за допомогою приладу 3D Optical Surface Metrology System Leica DCM8 [33]. Тут рис. 6.2, а і рис. 6.2, б відповідають зразку у вихідному стані, а рис. 6.2, в і рис. 6.2, г - зразку після ударно-коливального навантаження. Ці дані якісно повністю співпадають з результатами, які наведені на рис. 6.1, однак на відміну від рис. 6.1 дозволяють кількісно оцінити не тільки відстані між мікроекструзіями, а і висоту самих мікроекструзій на поверхні зразків (див. рис. 6.2, в і рис. 6.2, г). В подальшому цю ознаку можна використовувати як параметр зміни структури в поверхневих шарах при виборі оптимального режиму імпульсного введення енергії в алюмінієві сплави з метою максимального підвищення втомної довговічності сплавів.

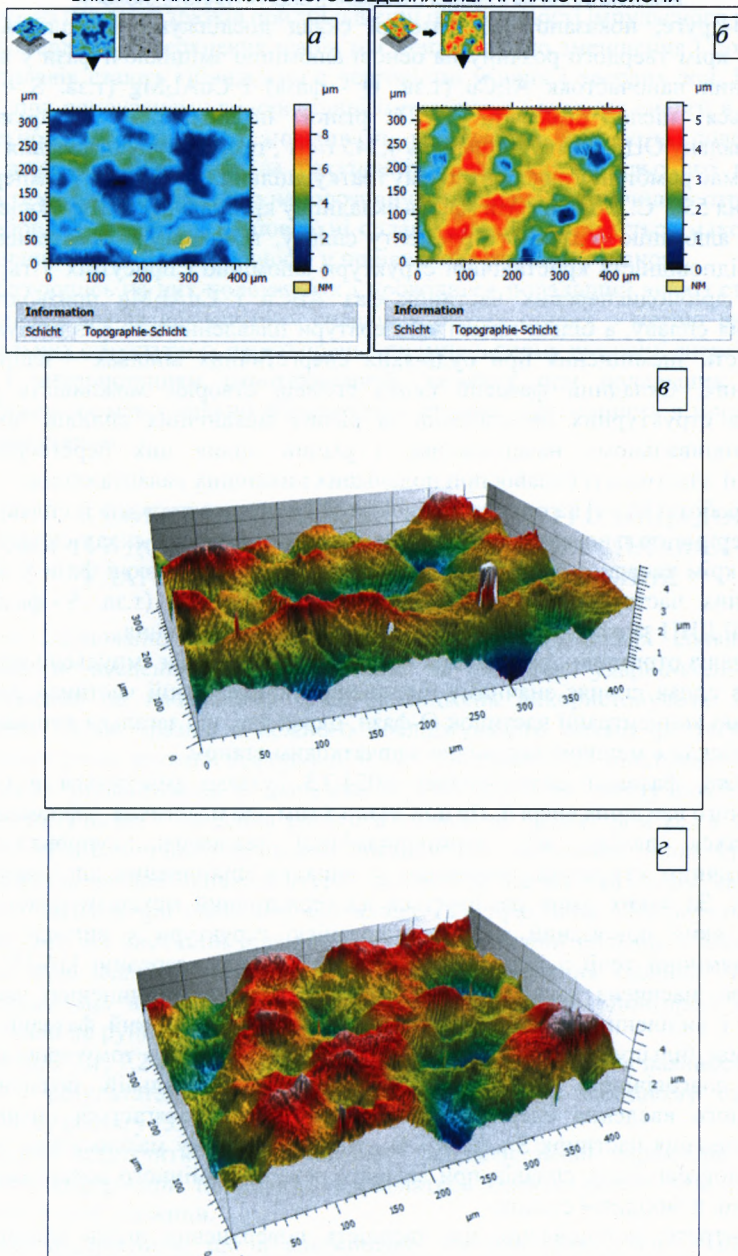


Рис. 6.2. Топографія плоских поверхонь зразків із сплаву Д16 в вихідному стані (а,б) і після реалізації ДНП (в,г): а,б - 2D - вимірювання; в,г - 3D - вимірювання

По-друге, показано, що фазовий склад досліджуваних сплавів, який включає крім твердого розчину на основі алюмінію зміцнюючі фази у вигляді дисперсних наночастинок Al_2Cu (т.зв. Θ - фаза) і CuAl_2Mg (т.зв. S - фаза), змінюється після реалізації ДНП різної інтенсивності. Θ - фаза має тетрагональну ОЦК ґратку, щільність $4,345 \text{ г/см}^3$, температуру плавлення 591°C , S - фаза має ромбічну гранецентровану ґратку, щільність $3,55 \text{ г/см}^3$, температуру плавлення 550°C . Обидві фази мають складнішу кристалічну ґратку порівняно з ґраткою алюмінію (головного елементу сплаву, температура плавлення $660,3^\circ\text{C}$). Невідповідність кристалічної структури алюмінію і присутніх у твердому розчині дрібнодисперсних частинок фаз Al_2Cu і CuAl_2Mg призводить до зміцнення сплаву, а більш низькі температури плавлення цих фаз вказують на можливість знеміцнення при будь-яких енергетичних впливах – наприклад, механічних. Складний фазовий склад сплавів створює можливість різних сценаріїв структурних перетворень за різних механічних впливів, зокрема, ударно-коливальному навантаженні, і різний вплив цих перетворень на механічні властивості сплавів при подальших циклічних навантаженнях.

В роботі [32,34] на прикладі обробки ТЕМ-структур зразків із сплаву 2024-Т3 експериментально встановлено, як змінюється фазовий склад сплаву, який містить крім твердого розчину на основі алюмінію зміцнюючі фази у вигляді дисперсних частинок Al_2Cu (т.зв. Θ - фаза) і CuAl_2Mg (т.зв. S - фаза) при реалізації ДНП за рахунок ударно-коливального навантаження.

Аналіз отриманих результатів показує, що попереднє імпульсне введення енергії в сплав сприяє значному зменшенню концентрації частинок S -фази і зростанню концентрації частинок Θ -фази, однак так, що загальна концентрація часток завжди є меншою порівняно з початковим станом.

Отже, фазовий склад сплаву 2024-Т3 суттєво змінюється в процесі імпульсного введення енергії. Це пов'язано з тим, що пластична деформація, яка відбувається далеко від термодинамічної рівноваги, супроводжується синергетичним структуроутворенням у випадку припинення дислокаційного ковзання. За таких умов реалізується альтернативний механізм пластичного течіння, який пов'язаний з самоорганізацією структури у вигляді каналів гідродинамічної течії з рідіноподібною структурою всередині [16-19]. Така структура, насичена вакансійними дефектами, сприяє розчиненню частинок S - фази і виділенню частинок Θ - фази. Доведено, що такий фазовий склад сплаву має більшу опірність зародження втомних тріщин і тому зростає його втомна довговічність [32,34]. Ймовірно, при оптимальній інтенсивності імпульсного введення енергії в алюмінієві сплави досягається оптимальне співвідношення частинок S - фази і Θ – фази, при якому максимально зростає втомна довговічність сплавів при заданих режимах змінного навантаження в порівнянні з вихідним станом.

По-третє, встановлено, що твердість поверхневих шарів алюмінієвих сталей є дуже чутливим параметром до інтенсивності імпульсного введення енергії в сплави, зокрема і з одночасним використанням нанотехнологій. Тут слід звернути увагу на те, що за рахунок мікроекструзій менш щільних дисипативних

структур на поверхні зразків при збільшенні інтенсивності імпульсного введення енергії твердість поверхневих шарів має тенденцію до зменшення і поверхневі шари сплавів стають гібридними з черговістю м'яких і твердих зон. Що саме цікаво, при одночасному використанні імпульсного введення енергії в сплави і нанотехнологій з'являється можливість регулювати твердість поверхневих шарів алюмінієвих сплавів за рахунок інтенсивності імпульсного введення енергії та вибору конкретного нанорозчину матеріалу і таким чином отримувати таку гібридну структуру на поверхні сплавів, за якої досягається максимальне підвищення втомної довговічності у порівнянні з вихідним станом.

Базуючись на цих положеннях і проводився подальший аналіз структури поверхневих шарів алюмінієвих сплавів в різних станах з метою виявлення оптимальних структурних перетворень при імпульсному введенні енергії, в тому числі і використанням нанотехнологій, за яких при подальших змінних навантаженнях максимально збільшується втомна довговічність в порівнянні з вихідним станом.

7. ЕФЕКТ ПРОЯВИ ЗУБА ТЕКУЧОСТІ І ПЛОЩАДОК ТЕКУЧОСТІ В ДОСЛІДЖУВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ ПІСЛЯ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Для оцінювання змін структурного стану алюмінієвих сплавів після імпульсного введення силової енергії за рахунок ударно-коливального навантаження на початковому етапі досліджень використовували наступну методику. Серію зразків з кожного досліджуваного сплаву розтягували до однакового рівня пружної деформації 0,34% і піддавали дії зростаючих силових імпульсних підвантажень в діапазоні 42...56 кН. При цьому реалізовували режими імпульсного введення енергії в сплави за параметром ε_{imp} в діапазоні $\varepsilon_{imp} = 2...10\%$. Вибір цього діапазону пояснюється наступним чином, при малих значеннях ε_{imp} дисипативна структура в сплавах ще не встигає сформуватися при реалізації ДНП, а при значеннях ε_{imp} більше 10% практично вичерпується запас пластичності на висхідній ділянці діаграм деформацій сплавів. Після ДНП в сплавах при заданих значеннях інтенсивності введення силової енергії за параметром ε_{imp} всі зразки повністю розвантажували і повторно статично розтягували до руйнування.

На рис. 7.1, 7.2 подані деякі результати випробувань. Для наявності ці дані подані з результатами випробувань обох сплавів в вихідному стані при статичному розтягу [35].

Цікаво відзначити, що в заданому діапазоні зміни параметра ε_{imp} на діаграмах деформацій починають проявлятися ефекти появи зуба і ділянок текучості різної довжини.

Слід підкреслити, що в алюмінієвих сплавах даного класу ніколи не виникають зуб текучості і площадки текучості за статичного розтягу. Тому проява таких ефектів потребує підвищеної уваги.

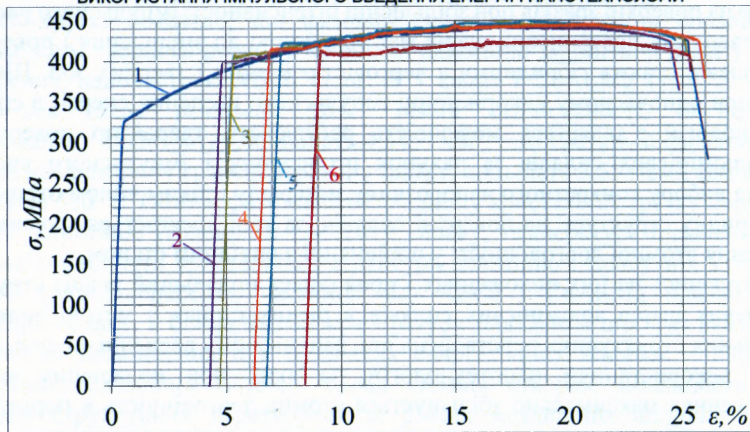


Рис. 7.1. Діаграми деформацій сплаву Д16 при статичному розтягу в вихідному стані (крива 1) і після різної інтенсивності введення силової енергії: 2 - $\epsilon_{imp} = 4,26$ %; 3 - $\epsilon_{imp} = 4,71$ %; 4 - $\epsilon_{imp} = 6,21$ %; 5 - $\epsilon_{imp} = 6,7$ %; 6 - $\epsilon_{imp} = 8,39$ %.

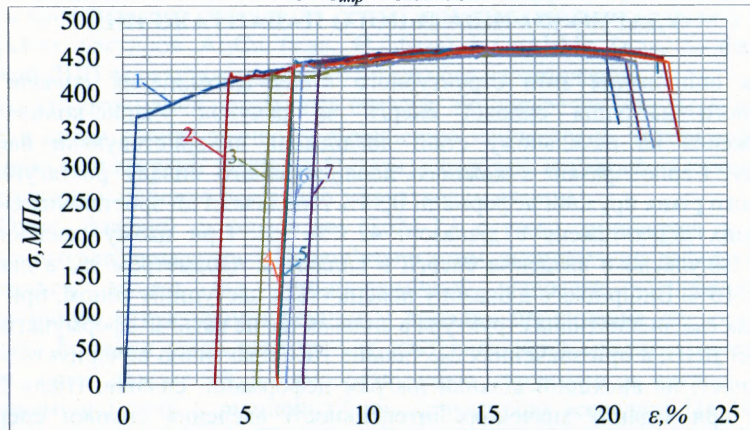


Рис. 7.2. Діаграми деформацій сплаву 2024-T3 при статичному розтягу в вихідному стані (крива 1) і після різної інтенсивності введення силової енергії: 2 - $\epsilon_{imp} = 3,72$ %; 3 - $\epsilon_{imp} = 5,44$ %; 4 - $\epsilon_{imp} = 6,33$ %; 5 - $\epsilon_{imp} = 6,33$ %; 6 - $\epsilon_{imp} = 6,67$ %; 7 - $\epsilon_{imp} = 7,38$ %.

На теперішній час існують три основні моделі, що пояснюють появу зуба текучості в металевих матеріалах при заданій швидкості деформації [36]:

1. щільність дислокацій ρ у початковому структурному елементі є надто малою;
2. хоча загальна щільність дислокацій ρ велика, число рухливих дислокацій недостатнє, тому що більшість їх заблоковано атмосферами домішкових атомів;
3. швидкість руху дислокацій v , яка залежить від величини зсувного напруження, за дани умов є надто малою.

У першому випадку пластична деформація інтенсифікується, коли зсувне напруження стане достатнім для активізації дислокаційних джерел Франка-Ріда, подібна поведінка спостерігається в ниткоподібних металевих кристалах.

У другому випадку зуб текучості з'являється в результаті або розблокування дислокацій, коли напруження виявляється достатнім для відриву їх від домішкових атомів, або в результаті утворення нових дислокацій, якщо первісне закріплення виявляється занадто сильним. За наявним даними, кількість рухливих дислокацій N із числа виникаючих у процесі пластичної деформації рівне $N \sim 0,1 \rho$.

У третьому випадку зуб текучості з'являється в результаті розмноження дислокацій, що дозволяє уменшити швидкість їх руху і, відповідно, величину напруження, необхідного для здійснення деформації із заданою швидкістю. Щоб підтримувати дану швидкість деформації, N дислокацій повинні рухатися зі швидкістю v , але якщо кількість дислокацій зростає до $2N$, то необхідна швидкість їх руху буде рівна тільки $v/2$. Якщо тепер взяти до уваги, що меншої швидкості дислокацій відповідає більш низьке напруження, то на кривій напруження – деформація при збільшенні числа рухливих дислокацій повинне спостерігатися спадання напруження.

Перечисленні моделі нажаль не пояснюють появу зуба текучості і площадок текучості в досліджуваних алюмінієвих сплавах після імпульсного піднапруження різній інтенсивності.

По-перше, ці ефекти проявляються при значних пластичних деформаціях в умовах далеких від термодинамічної рівноваги, де діють закони нелінійної фізики, а всі вище описані моделі виводяться із лінійної теорії пружності.

По-друге, авторами показано, що пластична формозміна в зовнішньому механічному полі можлива і без участі дислокацій. Головна причина цього полягає в тому, що пластична деформація відбувається далеко від термодинамічної рівноваги, і відповідно, можлива самоорганізація, результатом якої є утворення каналів гідродинамічної течії. Локалізована в каналах течія матеріалу цілком забезпечує задану зовнішнім механічним полем його макроскопічну формозміну.

Тому ефект появи зуба і площадок текучості в алюмінієвих сплавах Д16 і 2024-Т3 після імпульсного введення енергії вимагає іншого фізичного пояснення.

Слід також звернути увагу на той факт, що зуб текучості з'явився лише на діаграмі сплаву 2024-Т3, який відрізняється від сплаву Д16 наявністю спеціального полімерного покриття. Можливо, цей факт і пояснює, чому тільки на сплав 2024-Т3 виявлено зуб текучості і площадки текучості на відміну від сплаву Д16, на якому проявляються тільки площадки текучості.

Факт формування зуба текучості і площадок текучості різної довжини в алюмінієвих сплавах за різної інтенсивності імпульсного введення силової енергії в даній роботі було пов'язано зі зміною структури сплавів після реалізації ДНП і прийнято за основну передумову можливого підвищення втомної довговічності сплавів, порівняно з вихідним станом.

8. ОЦІНКА ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ У ВИХІДНОМУ СТАНІ ЗА ЗАДАНИХ РЕЖИМІВ ЗМІННОГО НАВАНТАЖЕННЯ

На рис. 8.1 подані експериментальні дані з оцінки втомної довговічності сплавів Д16 і 2024-Т3 у вихідному стані.

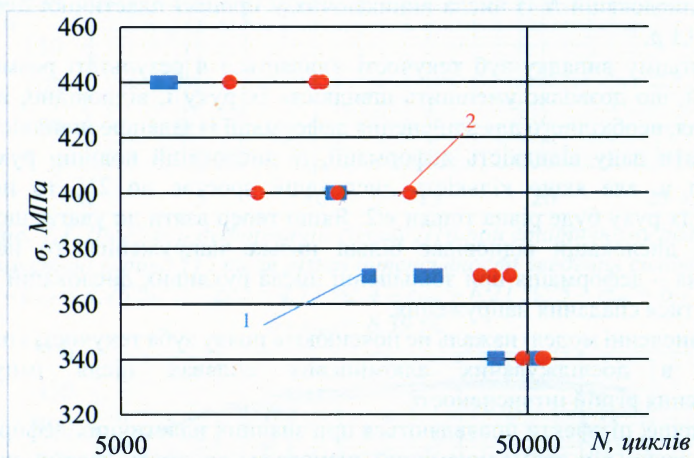


Рис. 8.1. Результати випробувань алюмінієвих сплавів в вихідному стані на втому при змінних навантаженнях: 1 – сплав Д16, 2 – сплав 2024-Т3

Аналіз отриманих результатів свідчить, що за незначної зміни хімічного складу сплавів і механічних властивостей при статичному розтягу досліджувані сплави значно відрізняються за результатами випробувань на втому (див. рис. 8.1). Можливо, це пов'язано з наявністю спеціальної полімерної плівки на сплаві 2024-Т3.

Причому, що треба особливо відмітити, при деяких режимах змінного навантаження (див. рис. 8.1) кількість циклів до руйнування сплаву 2024-Т3 в вихідному стані майже в 2,2 рази більше, ніж сплаву Д16. З іншого боку, є значний розкид експериментальних даних на сплаві 2024-Т3 при високих напруженнях циклу.

В цілому результати випробувань сплаву Д16 підкоряються лінійному закону. В той же час при випробуванні сплаву 2024-Т3 явно проглядається вплив високих і низьких напружень циклу на кількість циклів до руйнування.

9. ОЦІНКА ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ПОПЕРЕДНЬОГО УДАРНО КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ РІЗНОЇ ІНТЕНСИВНОСТІ І ЗА ДОВГОТРИВАЛОЇ ВИТРИМКИ НА ПРОТЯЗІ 6-7 МІСЯЦІВ ПРИ ЗАДАНИХ РЕЖИМАХ ЗМІННОГО НАВАНТАЖЕННЯ

На рис. 9.1...9.4 наведені результати випробувань сплаву 2024-Т3 на втому при різній інтенсивності імпульсного введення енергії, в тому числі і з витримкою на протязі 6-7 місяців після реалізації ДНП різної інтенсивності [37].

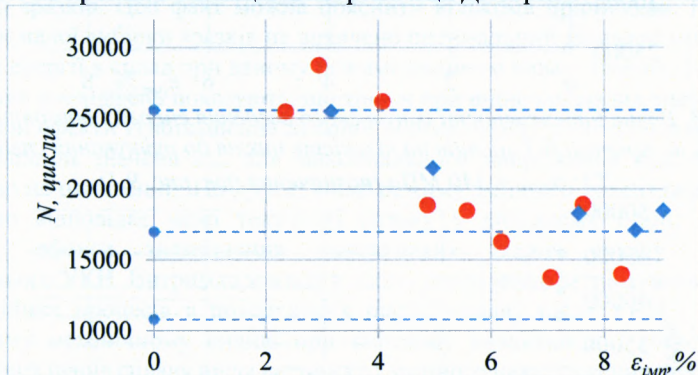


Рис. 9.1. Вплив інтенсивності імпульсного введення енергії і довготривалій витримки на протязі 6-7 місяців на кількість циклів до руйнування сплаву 2024-Т3: $\sigma_{\text{max}} = 400$ МПа (червоні точки вказують стан сплаву після реалізації ДНП без витримки; блакитні символи вказують стан сплаву після реалізації ДНП і витримки; блакитні точки вказують вихідний стан сплаву; блакитні лінії вказують розкид даних сплаву у вихідному стані)

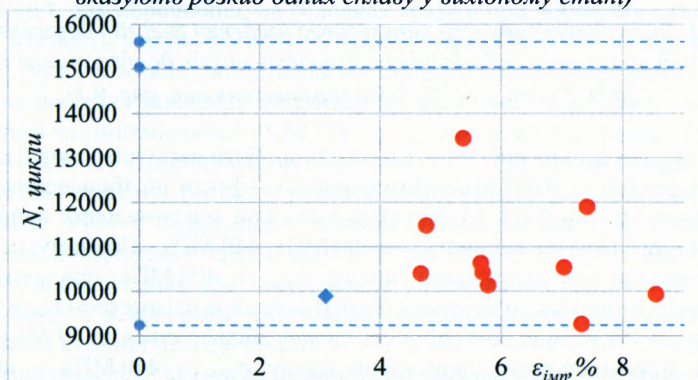


Рис. 9.2. Вплив інтенсивності імпульсного введення енергії і довготривалій витримки на протязі 6-7 місяців на кількість циклів до руйнування сплаву 2024-Т3: $\sigma_{\text{max}} = 440$ МПа (позначення див. рис. 9.1)

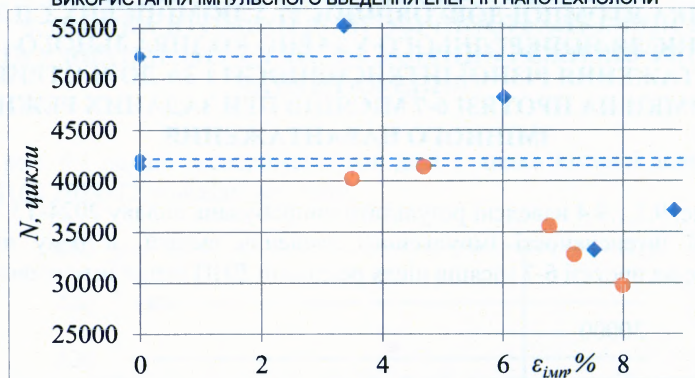


Рис. 9.3. Вплив інтенсивності імпульсного введення енергії і довготривалій витримки на протязі 6-7 місяців на кількість циклів до руйнування сплаву 2024-T3: $\sigma_{\text{max}} = 340 \text{ МПа}$ (позначення див. рис. 9.1)

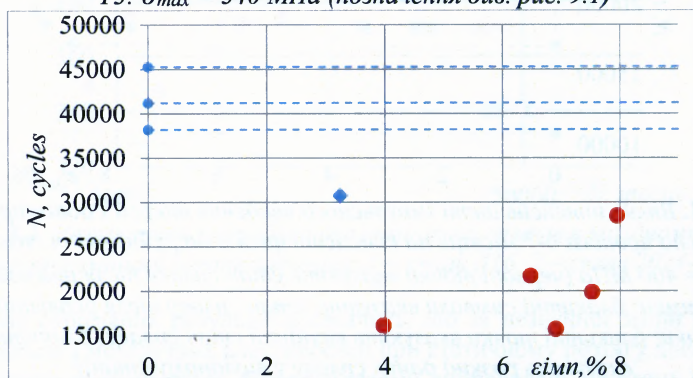


Рис. 9.4. Вплив інтенсивності імпульсного введення енергії і довготривалій витримки на протязі 6-7 місяців на кількість циклів до руйнування сплаву 2024-T3: $\sigma_{\text{max}} = 370 \text{ МПа}$ (позначення див. рис. 9.1).

Аналізуючи дані на рис. 9.1...9.4 можна зробити наступні основні висновки.

Після реалізації ДНП різної інтенсивності ефекти по збільшенню втомної довговічності сплаву 2024-T3 більш помітні при максимальних напруженнях циклів змінного навантаження ($\sigma_{\text{max}} = 400 \text{ МПа}$, 440 МПа). Причому, наприклад, при максимальному напруженні циклу $\sigma_{\text{max}} = 400 \text{ МПа}$ при оптимальній інтенсивності імпульсного введення енергії в сплав за параметром $\epsilon_{\text{імп}}$ в діапазоні $\epsilon_{\text{імп}} = 2,3\% \dots 4,1\%$ втомна довговічність сплаву збільшується до 33,6% (див. рис. 9.1). При максимальному напруженні циклу $\sigma_{\text{max}} = 440 \text{ МПа}$ в широкому діапазоні зміни параметру $\epsilon_{\text{імп}} = 4,5\% \dots 8,5\%$ вплив ДНП не погіршує втомну довговічність сплаву в порівнянні з вихідним станом, однак, при цьому розкид даних становиться значно менше (див. рис. 9.2). При менших напруженнях

циклу, наприклад, при $\sigma_{\max} = 340$ МПа в діапазоні зміни параметра $\varepsilon_{\text{імп.}}$ = 3.4...5% теж не погіршує втомну довговічність сплаву.

Аналіз рис. 9.1...9.3 також показує, що довготривала витримка зразків із сплаву 2024-T3 після імпульсного введення енергії на протязі 6 - 7 місяців в заданих параметрах зміни $\varepsilon_{\text{імп}}$ практично во всіх випадках позитивно впливає на втомну довговічність сплаву.

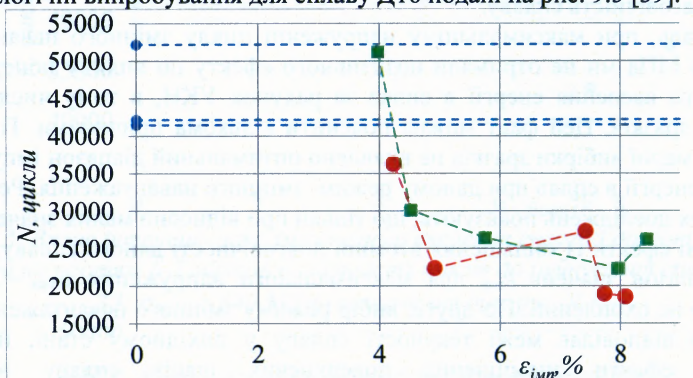
На жаль, при максимальному напруженні циклу змінного навантаження $\sigma_{\max} = 370$ МПа ми не отримали позитивного ефекту по впливу попереднього імпульсного введення енергії в сплав за рахунок УКН, в тому числі і після витримки зразків. Цей факт можна пояснити кількома причинами. По-перше, внаслідок малої вибірки зразків не виявлено оптимальний діапазон імпульсного введення енергії в сплав при даному режимі змінного навантаження. Результати проведених досліджень показують, що тільки при відносно малих значеннях $\varepsilon_{\text{імп}}$ є позитивні ефекти із збільшення втомної довговічності даного сплаву. На жаль даний діапазон значень $\varepsilon_{\text{імп}}$ для максимального напруження $\sigma_{\max} = 370$ МПа практично не охоплений. По-друге, вибір режиму змінного навантаження, який практично відповідає межі текучості сплаву у вихідному стані, ймовірно, підсилює ефекти знеміцнення поверхневих шарів сплаву внаслідок попереднього УКН. Витримка зразків в цьому плані може затримувати розвиток релаксацийних процесів в поверхневих шарах сплаву після УКН і тому при наступному механічному впливі при змінному навантаженні мікротвердість поверхневих шарів сплаву після витримки і змінного навантаження повинна бути більше чим після УКН і змінного навантаження. Ми провели спеціальні досліді для підтвердження цього припущення на зразку після УКН при деформації $\varepsilon_{\text{імп}} = 3,2\%$ і витримки і на зразку при деформації $\varepsilon_{\text{імп}} = 4\%$ (див. рис. 9.4).

Методика випробувань була аналогічною описаній в роботі [38]. Твердість поверхневих шарів вимірювали на твердомірі НПО-10 за методом Віккерса в робочій зоні і, для порівняння, на головках зразків при робочому навантаженні 0,456 кг. Кількість уколів для кожної досліджуваної ділянки поверхні було не менше 30. Було показано, що в першому випадку (після витримки) абсолютне осереднене значення зниження макротвердості робочої зони зразку в порівнянні з захватними частинами склало 3,44 HV (в процентному відношенні 13,47 %), а в другому – 6,09 HV (в процентному відношенні 21,3 %). Таким чином, витримка дійсно суттєво затримує розвиток релаксацийних процесів в поверхневих шарах сплаву після УКН і подальшого змінного навантаження, які приводять до знеміцнення поверхневих шарів. Цей факт треба обов'язково враховувати в подальших дослідженнях для знаходження оптимальних режимів імпульсного введення енергії в конкретні алюмінієві авіаційні сплави для гарантованого збільшення їх втомної довговічності.

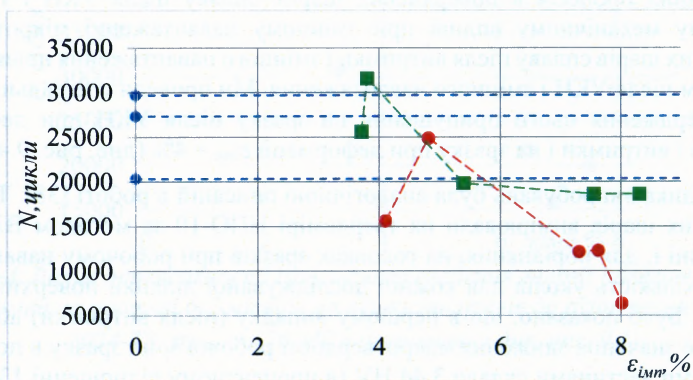
Все вищенаведене вказує на наявність оптимального діапазону імпульсного введення енергії в алюмінієвий сплав 2024-T3 за параметром $\varepsilon_{\text{імп.}}$ для підвищення його втомної довговічності при заданих режимах змінного навантаження і це пов'язано безпосередньо з нановоствореної менш щільної дисипативної структурою, яка екстрадує в поверхневі шари сплаву. Отже, залежно від

параметру ε_{imp} . в поверхневих шарах створюється гібридна структура з різним процентним складом м'яких зон (дисипативна структура) і твердих зон (основний матеріал). При оптимальному співвідношенні цих зон і проявляються максимальні ефекти по збільшенню втомної довговічності сплаву.

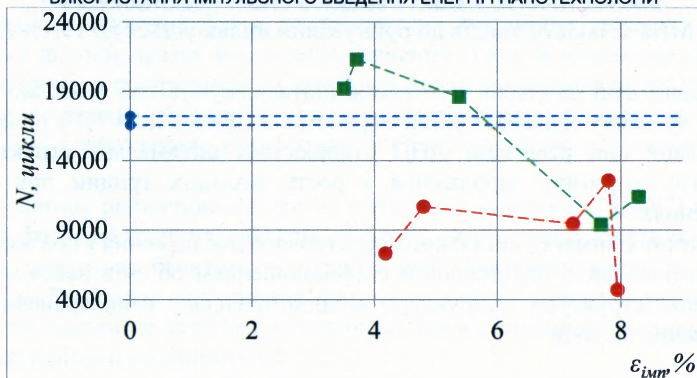
Аналогічні випробування для сплаву Д16 подані на рис. 9.5 [39].



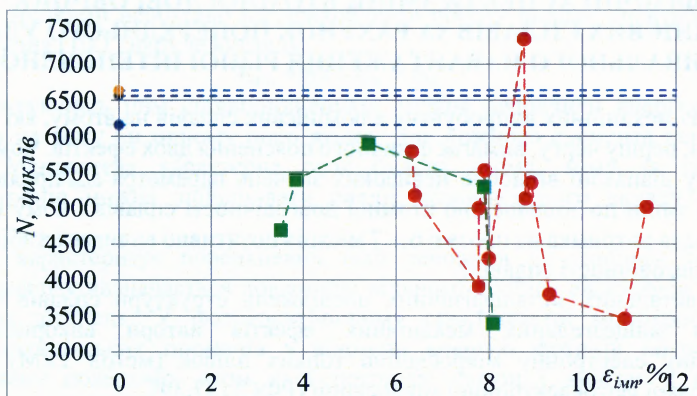
а



б



б



г

Рис. 9.5. Вплив інтенсивності імпульсного введення енергії і довготривалої витримки на протязі 6-7 місяців на кількість циклів до руйнування сплаву Д16: а - $\sigma_{max} = 340$ МПа; б - $\sigma_{max} = 370$ МПа; в - $\sigma_{max} = 400$ МПа; г - $\sigma_{max} = 440$ МПа (червоні точки вказують стан сплаву після реалізації ДНП без витримки; зелені символи вказують стан сплаву після реалізації ДНП і витримки; блакитні точки вказують вихідний стан сплаву; блакитні лінії вказують розкид даних сплаву у вихідному стані)

Аналіз даних на рис. 9.5 показує, що досягти позитивного впливу ДНП різної інтенсивності на втомну довговічність сплаву Д16 практично при всіх досліджуваних режимах змінного навантаження можна тільки після довготривалої витримки на протязі 6 - 7 місяців. Так, наприклад, при $\sigma_{max} = 370$ МПа кількість циклів до руйнування збільшується до 13,5% (див. рис. 9.5, б), при

$\sigma_{\max} = 400$ МПа кількість циклів до руйнування збільшується до 19,1% (див. рис. 9.5,в).

Отримані дані на сплаві Д16 також підтверджують той факт, що тільки в достатньо вузькому діапазоні зміни параметра ε_{lim} (від 3 до 4 %) в поверхневих шарах сплаву при реалізації ДНП створюється оптимальна структура для подальшого супротиву зародження і росту втомних тріщин при змінних навантаженнях.

Це питання вимагає детального додаткового дослідження і пов'язане воно, як вже відмічалось, з оптимальним співвідношенням об'ємів наноствореної дисипативної структури і структури вихідного сплаву в поверхневих шарах досліджуваних сплавів.

10. ФІЗИЧНІ АСПЕКТИ ЗМІНИ ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК ПОПЕРЕДНЬОГО УДАРНО- КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ РІЗНОЇ ІНТЕНСИВНОСТІ

Аналіз механічних випробувань алюмінієвих сплавів на втому, які подані в розділі 9, в, першу чергу, вимагає фізичного пояснення двох ефектів. Чому тільки в вузькому діапазоні відносно невисоких значень параметра ε_{lim} проявляються позитивні зміни по збільшенню втомної довговічності сплавів і чому в цілому довготривала витримка на протязі 6...7 місяців позитивно впливає на збільшення втомної довговічності сплавів?

Для детальних металофізичних досліджень структури сплавів з метою пояснення вищезгаданих механічних ефектів автори використовували трансмісійну електронну мікроскопію тонких плівок (метод ТЕМ) і метод рентгенівської фотоелектронної мікроскопії (РФС) [37,39].

Перевагою методу ТЕМ є те, що з його допомогою можливо одержати детальну інформацію про реальний структурно-фазовий стан матеріалу. Дослідження тонкої структури проводили на приладах JEM-200CX фірми "JEOL" (Японія) при напрузі 200кВ і Scanning Elektron Microscope JEOL JSM-6610^{nx} (Японія). Фольги для ТЕМ-досліджень одержували шляхом електроерозійної різки з наступним шліфуванням і електролітичною обробкою підготовлених шайб діаметром 3 мм з обробкою в приладі іонного полірування іонізованими потоками аргону. Іонне полірування дозволяє уникнути структурних змін в процесі приготування зразка і суттєво збільшує площину аналізуємих ділянок. В наших роботах іонне полірування виконували таким чином. Зразок розташовували у спеціальному пристрої, який знаходився в камері низького тиску вакуумного приладу. На зразок подавали потік іонів інертного газу (аргону). При напрузі 1-10 кВ швидкість зменшення товщини зразку (швидкість полірування) становить 2-10 мкм /годину. Іонне полірування зразків виконували з використанням обладнання для вакуумного дослідження типу ВУП-2К. При виконанні статистичних розрахунків (наприклад, розрахунок

концентрації зміцнюючих фаз в досліджуваних авіаційних сплавах) площа аналізуємих ділянок зразка має велике значення. Тому в наших дослідженнях процедуру іонного полірування на кожному зразку повторювали декілька разів (до 5). Це дозволяло збільшити кількість аналізованих ділянок на кожному зразку до 300 і забезпечило статистичну вибірку достатню для використаного методу.

Зміст методу рентгенівської фотоелектронної мікроскопії (РФС) полягає в одержанні фотоелектронних спектрів, тобто у вимірюванні кінетичної енергії електрона, вибитого квантом рентгенівського випромінювання з відомою енергією $h\nu$. Внаслідок поглинання фотона зв'язаний електрон переходить у вільний стан і вилітає за межі зразка з енергією, яка в ідеальному випадку повинна задовольняти рівнянню Ейнштейна (10.1):

$$E_{\text{кін}} = h\nu - \varepsilon_{\text{зв}}, \quad (10.1)$$

де $E_{\text{кін}}$ – кінетична енергія електронів, що вилітають з молекули під дією фотона з енергією $h\nu$, $\varepsilon_{\text{зв}}$ – енергія зв'язку електрона. Однак на практиці при роботі з твердими зразками необхідно ще враховувати роботу виходу спектрометра φ_s , тому рівняння (10.1) набуде вигляду

$$E_{\text{кін}} = h\nu - \varepsilon_{\text{зв}} + \varphi_s. \quad (10.2)$$

Користуючись цим співвідношенням, можна визначити енергію зв'язку електрона на тому чи іншому рівні атома. Для кожного елемента періодичної системи Менделєєва характерна своя будова атома, тому за спектрами фотоелектронів можна здійснювати аналіз компонентного складу поверхні зразка.

РФС характеризує поверхневий шар речовини на глибину 10-30 нм. Глибина аналізу визначається довжиною вільного пробігу електронів відносно непружних зіткнень. У фотоелектронному спектрометрі монохроматичний пучок рентгенівських променів з відомою енергією фотонів потрапляє на досліджувану поверхню, атом якої поглинає фотон і вилітає з поверхні. Фотоелектрони вилітають з усіх рівнів атома, для яких робота виходу менша, ніж енергія фотона $h\nu$.

Джерелом випромінювання є рентгенівська трубка, яка генерує рентгенівське випромінювання, що включає гальмівне та характеристичне випромінювання. При РФС дослідженнях застосовують, як правило, Ca – рентгенівське випромінювання алюмінію або магнію, що дає найвужчі лінії.

Для дослідження поверхневих шарів зразків із алюмінієвих сплавів 2024-T3 і Д16 у вихідному стані і після різних режимів механічної обробки в даній роботі використовували фотоелектронний спектроскоп SPECS Surface Nano Analysis Company, Berlin, Germany. РФС-спектри вимірювали в камері UHV-Analysis-System при залишковому тиску менше 8×10^{-8} Па. РФС-спектри досліджували при використанні джерела рентгенівського $\text{MgK}\alpha$ -випромінювання ($E = 1253,6$ эВ) та реєстрували при сталому потенціалі затримки 30 эВ.

Характерні відмінності структур досліджуваних сплавів у вихідному стані і після УКН при оптимальній інтенсивності імпульсного введення енергії за параметром $\varepsilon_{\text{имп}}$, при якій гарантовано відмічається збільшення втомної

довговічності у порівнянні з вихідним станом подано нижче. Для сплаву 2024-T3, для прикладу, дослідження ТЕМ-структури проводились на зразках, зруйнованих в умовах втомного навантаження при максимальному змінному напруженні 400 МПа у вихідному стані (див. рис. 10.1) і після попередньої операції УКН ($\epsilon_{\text{imp}} = 2,95\%$) (див. рис. 10.2). В першому випадку кількість циклів до руйнування складала 17004, а у другому – 28767 циклів. Статистичний ТЕМ-аналіз структури зразків після різних режимів попереднього деформаційного втручання показав суттєву різницю структури в цих випадках. В плівках, досліджених в напрямку розтягування після руйнування в процесі втомного навантаження зразків у вихідному стані визначаються великі ділянки релаксаційної (рекристалізованої) структури (рис. 10.1), в той час як після попереднього УКН такі радикальні зміни структури не фіксуються (рис. 10.2). Затримання релаксаційних змін структури при використанні попереднього УКН і є головною причиною збільшення втомної довговічності в цьому випадку.

Таким чином, незначна динамічна деформація ϵ_{imp} в процесі реалізації УКН може затримувати розвиток релаксаційних процесів в сплавах і як показали експерименти, приводити до збереження початкових стадій синергетичного структуроутворення, однак у достатньо вузькому інтервалі величини деформації ϵ_{imp} . Ймовірність цього процесу в значній мірі залежить від максимального напруження циклу. Наприклад, в інтервалі змінних максимальних напружень 400 – 440 МПа найбільш ефективного впливу попереднього УКН на втомну довговічність сплавів слід чекати при деформаціях 2,5 – 5,5%.

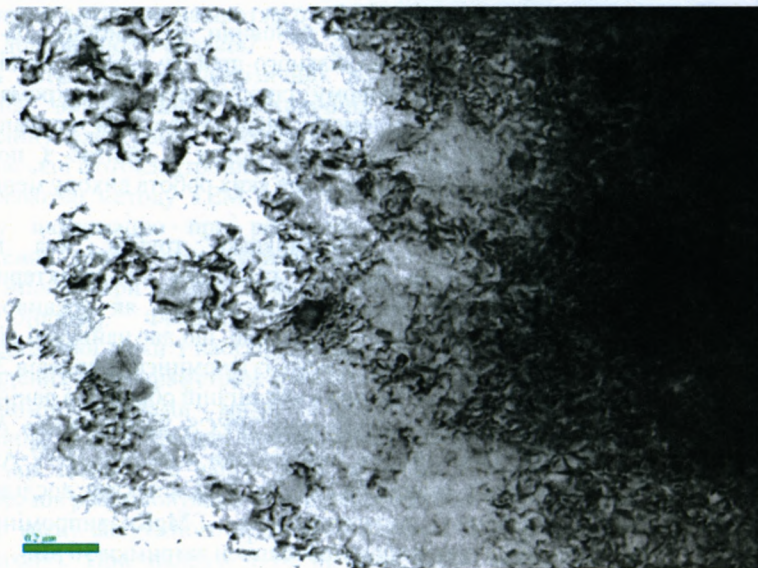


Рис. 10.1. Приклад ТЕМ-структури зразка сплаву 2024-T3, зруйнованого при втомному навантаженні з частотою 110Гц у вихідному стані ($\sigma_{\text{max}} = 400$ МПа)

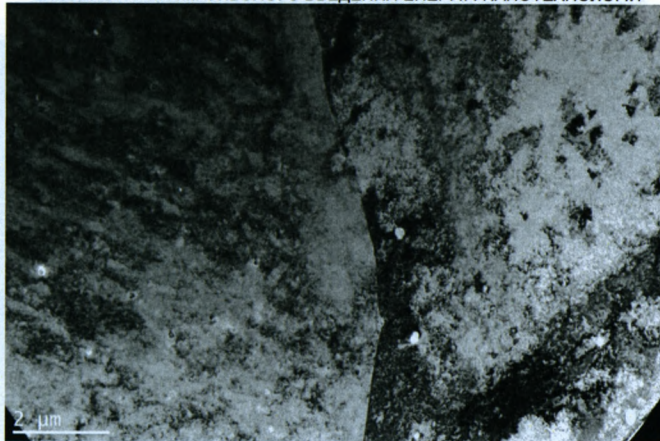


Рис. 10.2. Приклад ТЕМ-структури зразка сплаву 2024-Т3, зруйнованого при втомному навантаженні з частотою 110Гц після попереднього УКН з деформацією $\epsilon_{\text{imp}} = 2,95\%$ ($\sigma_{\text{max}} = 400$ МПа).

Аналогічні дослідження ТЕМ-структур проведенні на сплаві Д16. ТЕМ-дослідження показало, що в зразках, зруйнованих при змінному навантаженні після УКН і витримки на протязі 6 - 7 місяців значного розвитку рекристалізації не виявлено (рис. 10.3), на відміну від зразків без витримки (рис. 10.4)

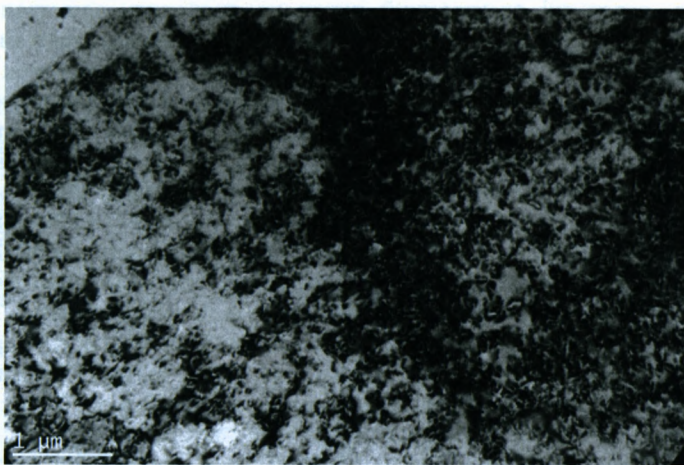


Рис. 10.3. Приклад ТЕМ-структури зразка зруйнованого при змінному навантаженні після УКН ($\sigma_{\text{max}} = 400$ МПа, $\epsilon_{\text{imp}} = 3,71 \%$) з 7-місячною витримкою

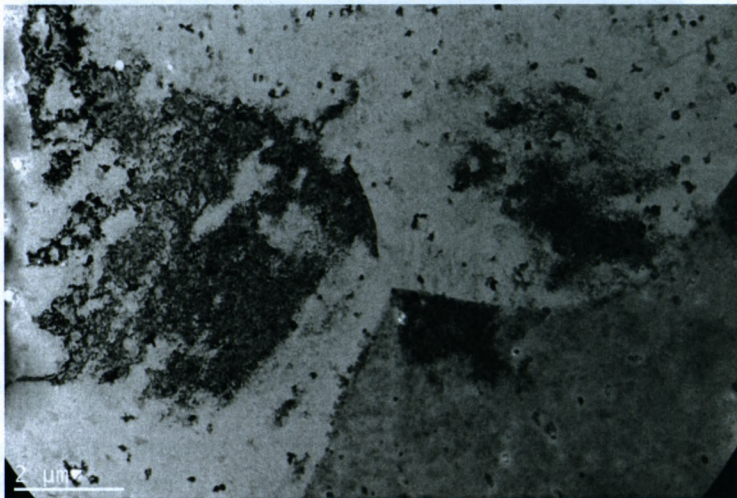


Рис. 10.4. Приклад ТЕМ-структури зразка зруйнованого при змінному навантаженні після УКН ($\sigma_{max} = 400$ МПа, $\varepsilon_{lim} = 4,18$ %) без витримки.

Структурам, показаним на рис. 10.4, притаманна наявність великих площин «білого» контрасту, що є наслідком досконалої (рекристалізованої) структури. Така структура менш підлягає травленню в процесі електрохімічної підготовки фольги для ТЕМ-дослідження, і ділянки з такою структурою лишаються більш товстими, через які електронний пучок не проходить при трансмісійному дослідженні. В процесі витримки кількість центрів рекристалізації зменшується, ймовірно, в зв'язку із зменшенням концентрації часток зміцнюючих фаз, на що вказують проведені нами статистичні дослідження ТЕМ-структури. Розвиток рекристалізаційних процесів не викликає в цих випадках утворення великих ділянок досконалої рекристалізованої структури, приклад якої показаний на рис. 10.4. Сумарне зменшення концентрації часток зміцнюючих фаз в процесі довготривалої витримки не є необхідною умовою збільшення втомної довговічності сплаву, бо роль в утворенні центрів рекристалізації часток Θ і S фаз неоднакова. Частки Θ -фази мають форму несиметричної геометричної фігури типу прямокутного паралелепіпеда із складним полем напружень навкруги кожної частки. В той же час частки S -фази мають форму кулі, і коефіцієнти концентрації напружень біля цих часток, набагато менше коефіцієнтів концентрації напружень навкруг часток Θ -фази. Тому зменшення концентрації центрів рекристалізації буде наслідком лише зменшення концентрації часток Θ -фази, навіть при збільшенні концентрації часток S -фази, що у більшості випадків і спостерігається. Проведені нами дослідження кількісної оцінки концентрації часток у вихідних зразках із сплаву Д16 і зразках після УКН з витримкою і наступному руйнуванні при змінному навантаженні

показали, що концентрація часток суттєво зменшується (в кількості часток на 1 мм^2 реальної робочої площі зразка): у вихідному стані маємо – $0,46 \Theta$ і $0,39 \text{ S}$; після запропонованої обробки – $0,27 \Theta$ і $0,17 \text{ S}$. Можна побачити, що попередня обробка зразків УКН з витримкою приводить до зменшення концентрації часток Θ -фази майже в 2 рази.

Отже, витримка після УКН у вузькому інтервалі деформації, ε_{lim} може збільшувати втомну довговічність, на наш погляд, завдяки уповільненню релаксацийних процесів.

Цікаво проаналізувати результати фізичних досліджень структури поверхневих шарів сплаву методом РФС. Тут зразок 150D відповідає зразку у вихідному стані, а зразок 37D зруйнований в умовах змінного навантаження при максимальному напруженні 440 МПа після попереднього ударно-коливального навантаження з деформацію $\varepsilon_{\text{lim}} = 8,75 \%$ (кількість циклів до руйнування 7353) (див. рис. 9.5, г). Даний зразок вибрано не випадково. Це єдиний зразок із масиву даних випробувань сплаву на втому після попереднього ударно-коливального навантаження без витримки, на якому отримано кількість циклів до руйнування більшу ніж на зразках у вихідному стані (див. рис. 9.5).

Спектри обстеження РФС досліджуваних зразків представленні на рис. 10.5 для їх вихідних поверхонь. З цього рисунка очевидно, що основний внесок у спектри припадає на вуглець, кисень та діоксид кремнію. Додатково дані на рис. 10.6, 10.7 показують значну зміну вмісту елементів вуглецю, кисню та діоксиду кремнію у найвищих поверхневих шарах вихідних поверхонь зразків 150D і 37D.

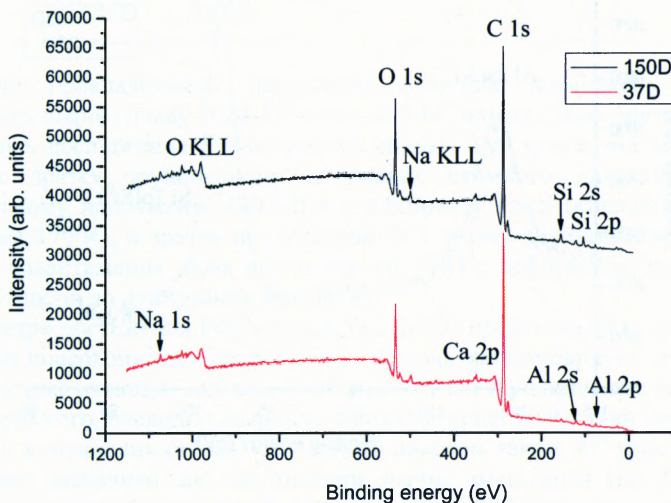


Рис. 10.5. Обстеження спектра РФС вихідних поверхонь зразків 150D і 37D

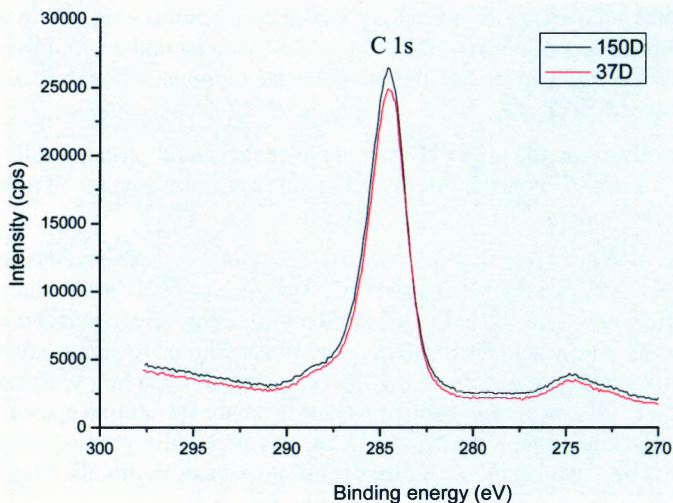


Рис. 10.6. Спектри РФС C 1s на рівні ядра вихідних поверхонь зразків
150D і 37D

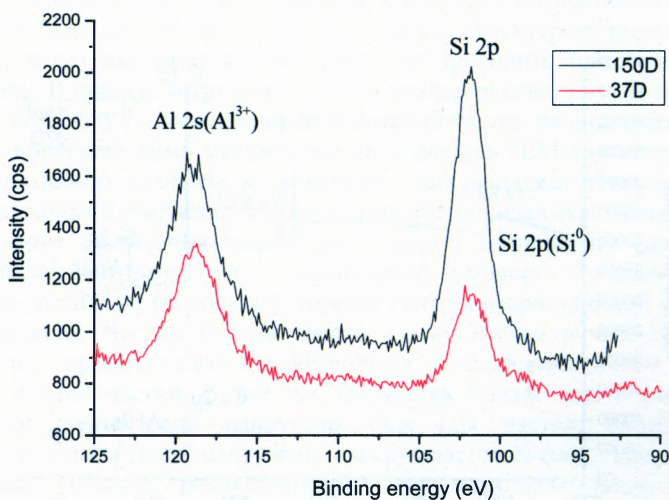


Рис. 10.7. Спектри РФС Al 2s та Si 2p на рівні ядра вихідних поверхонь зразків
150D і 37D

Дані отримані методом РФС (табл. 10.1), вказують на значну зміну процентного складу деяких елементів в поверхневих шарах сплаву після змінного навантаження внаслідок попереднього ударно-коливального навантаження, в порівнянні з вихідним станом. Так, наприклад, із табл. 10.1 можна побачити, що процентний склад вуглецю в поверхневих шарах зразка після заданого режиму обробки (зразок 37D) збільшується на 6,4 %, алюмінію на 4,2 %, у порівнянні з вихідним станом. В той же час процентний склад кисню і кремнію в поверхневих шарах зразка у вихідному стані (зразок 150D) значно більше чим у зразку 37D, відповідно, на 15,5 % і в 2,9 рази. Ймовірно, після реалізації УКН сплаву крім значного зменшення часток Θ -фази ще є і оптимальний фазовий склад в поверхневих шарах сплаву при якому можна максимально підвищити втомну довговічність сплаву у порівнянні з вихідним станом.

Табл. 10.1

Дані про вміст елементів (у %) у найвищих поверхневих шарах вихідних поверхонь зразків 150D і 37D, що виявляються методом РФС

Зразок	C	O	Al	Si
150D	76,2	16,1	2,3	4,4
37D	81,4	13,6	2,4	1,5

Нижче проаналізовано результати фізичних досліджень структури поверхневих шарів сплаву 2024-T3 методом РФС на тих самих зразках, на яких проводились дослідження ТЕМ-структур сплаву. Тут зразок під номером 132 відповідає зразку зруйнованому в умовах втомного навантаження при максимальному напруженні 400 МПа у вихідному стані (кількість циклів до руйнування 17004), а зразок під номером 207 зразку зруйнованому в умовах втомного навантаження після попереднього УКН з деформацією $\epsilon_{imp} = 2,95$ % (кількість циклів до руйнування 28767).

Спектри обстеження РФС зразків 132 та 207 представлені на рис. 10.8 для їх вихідних поверхонь, а також для тих поверхонь, які бомбардували іоном Ag⁺. З цього рисунка очевидно, що основний внесок у спектри припадає на вуглець та кисень. Крім того, очевидно наявність алюмінію (рис. 10.9), який виявляється в основному в зарядових станах +3 з деяким внеском також Al⁰ (рис. 10.9, табл. 10.2). Варто зазначити, що ми виявили значне зменшення (на 22%) вмісту вуглецю при переході від зразка № 132 до зразка № 207 (табл. 10.2), тоді як вміст кисню в такому випадку збільшується приблизно в 2 рази. Вміст алюмінію

збільшується приблизно в 5 разів у вищезазначеній послідовності досліджуваних зразків сплаву.

Табл. 10.2

Дані про вміст елементів (у %) у найвищих поверхневих шарах зразків 132 і 207, що виявляються методом РФС

Зразки	C	O	Al (Al^{3+}/Al^0)	Si
132 (вихідна поверхня)	84,9	11,6	1,8 (1,5/0,3)	1,7
132 (Ar + обробка)	68,5	21,7	9,8 (8,7/1,1)	-
207 (вихідна поверхня)	66,5	22,5	9,3 (7,5/1,8)	1,7
207 (Ar + обробка)	46,8	35,6	17,6 (14,4/3,1)	-

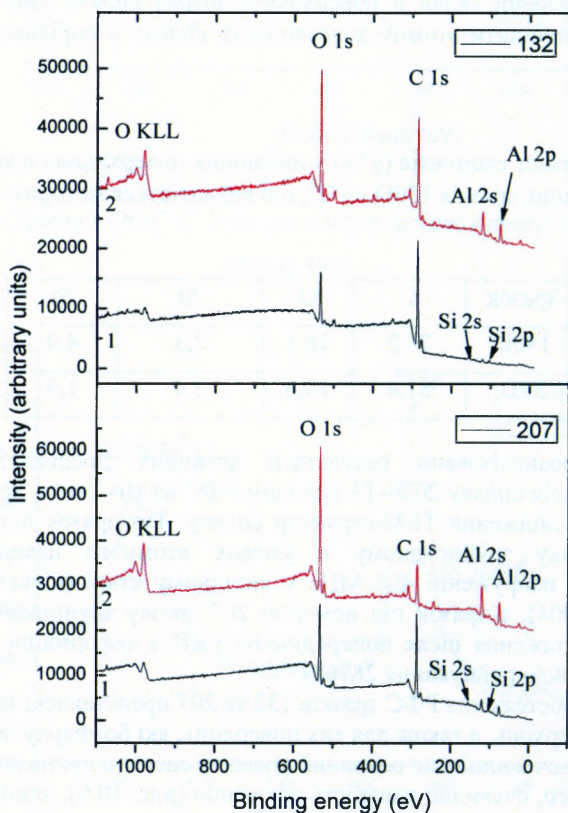


Рис. 10.8. Широкі спектри РФС зразків 132 (верхня панель) та 207 (нижня панель): (1) – вихідна поверхня, (2) – поверхня, що бомбардується Ar + -іон

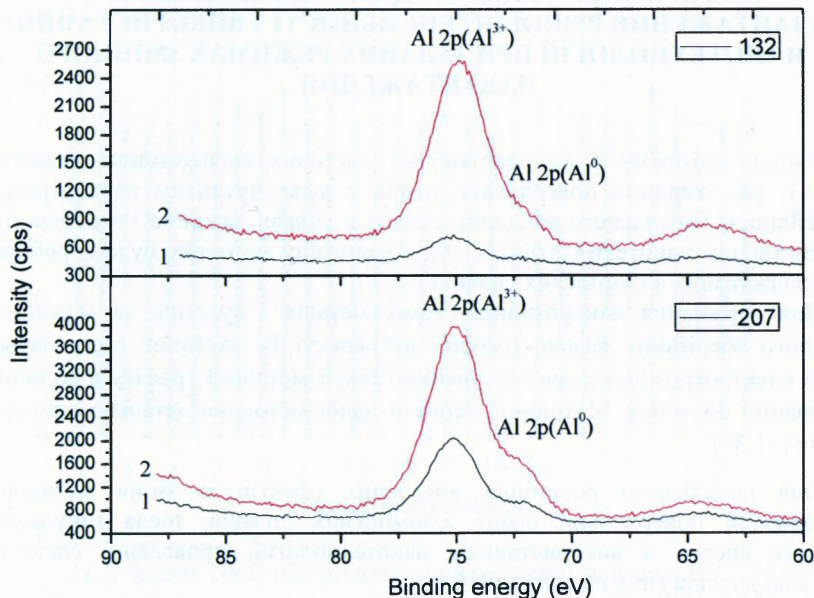


Рис. 10.9. Спектри РФС Al 2p на рівні ядра зразків 132 (верхня панель) та 207 (нижня панель): (1) – вихідна поверхня, (2) – поверхня, що бомбардується Ar^{+} -іон

Дані отриманні методом РФС на зразках із сплавів Д16 і 2024-Т3 у вихідному стані і після реалізації УКН, переконливо вказують на суттєву зміну фазового складу в поверхневих шарах сплавів після попереднього УКН і наступного змінного навантаження у порівнянні з вихідним станом сплавів.

Можливо такий індикатор оцінки кількісного складу конкретних елементів в поверхневих шарах сплаву можна в майбутньому використовувати для знаходження оптимальних режимів імпульсного введення енергії в сплав для гарантованого збільшення його втомної довговічності.

11. ОЦІНКА ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ПОПЕРЕДНЬОГО УДАРНО КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ РІЗНОЇ ІНТЕНСИВНОСТІ З ВИКОРИСТАННЯМ НАНОТЕХНОЛОГІЙ ПРИ ЗАДАНИХ РЕЖИМАХ ЗМІННОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Раніше авторами було показано на листових високоміцних титанових сплавах, що твердість поверхневих шарів є дуже чутливим параметром до інтенсивності імпульсного введення енергії в сплави, зокрема і з одночасним використанням нанотехнологій [31,38]. Аналогічну методику було апробовано на досліджуваних алюмінієвих сплавах.

Для отримання нанорозчинів різних металів і вуглецю та можливості тривалого зберігання фізико-хімічної активності їх частинок застосовували спосіб електроерозійного диспергування гранул металів і графіту в водному і спиртовому розчинах. Методичні аспекти даної методики детально описано в працях [31,38].

Для подальшого розуміння виявлених ефектів зі зміни механічних властивостей поверхневих шарів алюмінієвих сплавів, після імпульсного введення енергії з використанням нанотехнологій, проведенні спеціальні додаткові дослідження на сплаві Д16.

Методика досліджень полягала в наступному. Спочатку три зразка піддавали дії імпульсного підвантаження в заданому діапазоні параметра $\epsilon_{\text{imp}} \sim 3,85\%$. Причому один із зразків був у вихідному стані, другий з попередньо нанесеним нанорозчином вуглецю (C), третій з попередньо нанесеним нанорозчином карбіду вольфраму (WC). Після цього ще один зразок статично навантажували до того самого рівня деформацій.

Після імпульсного підвантаження і статичного розтягу зразки повністю розвантажували, протирали спиртом і на твердомірі НРО-10 за методом Віккерса вимірювали твердість поверхневого шару в робочій зоні і, для порівняння, на головках зразків при робочому навантаженні 0,456 кг. Кількість уколів для кожної досліджуваної ділянки поверхні було не менше 30.

Результати випробувань подані на рис. 11.1, 11.2. Тут позначення ЗЧ означає захватна частина зразку, РЧ – робоча частина зразку. Аналіз отриманих результатів підтверджує основні висновки з впливу імпульсного введення енергії на зміну механічних властивостей матеріалів, в тому числі, і в поверхневих шарах, які раніше отримані на інших матеріалах.

По-перше, за рахунок створення дисипативних структур, щільність яких менша щільності основного матеріалів, жорсткість поверхневих шарів зменшується.

По-друге, запропонована процедура попереднього нанесення нанорозчинів вуглецю і карбіду вольфраму на зразки сплаву призводить до підвищення жорсткості поверхневих шарів сплаву (див. рис. 11.3, 11.4).

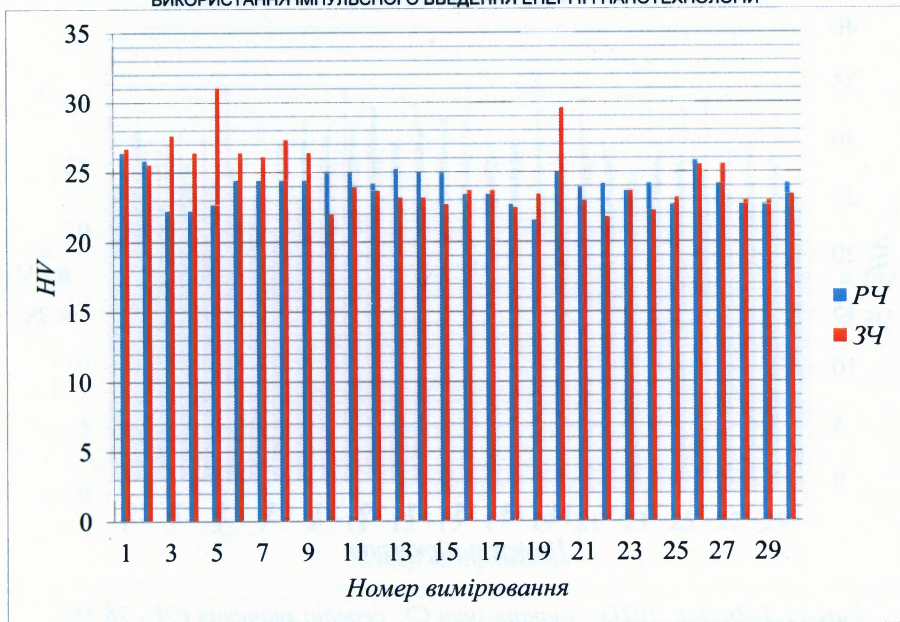


Рис. 11.1. Зразок 106D (без нанорозчинів), середні значення PЧ – 24,02; ЗЧ – 24,63. Чиста статика=3,89%, Різниця між ЗЧ і PЧ – 2,47 %

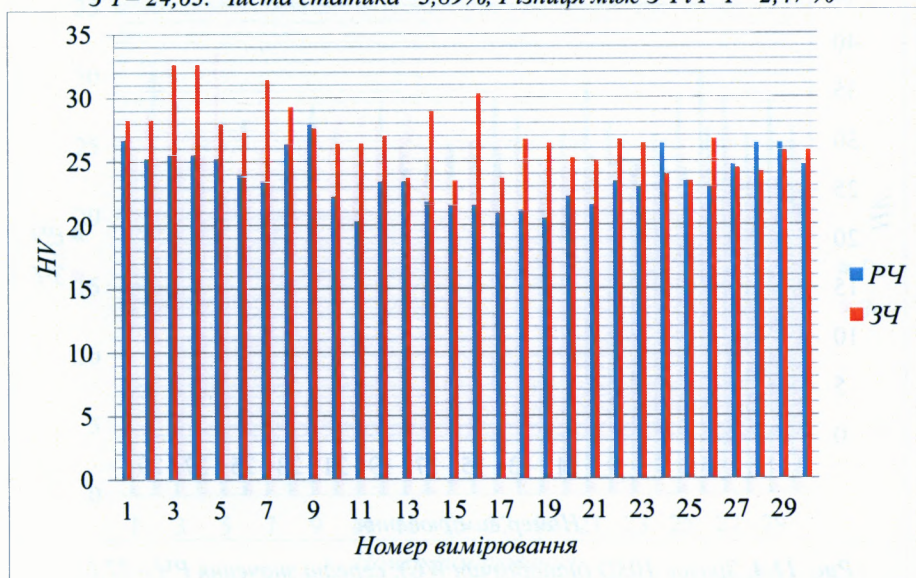


Рис. 11.2. Зразок 83D (без нанорозчинів), середні значення PЧ – 23,82; ЗЧ – 26,85. UKH=3,85%, Різниця між ЗЧ і PЧ – 12,83- %

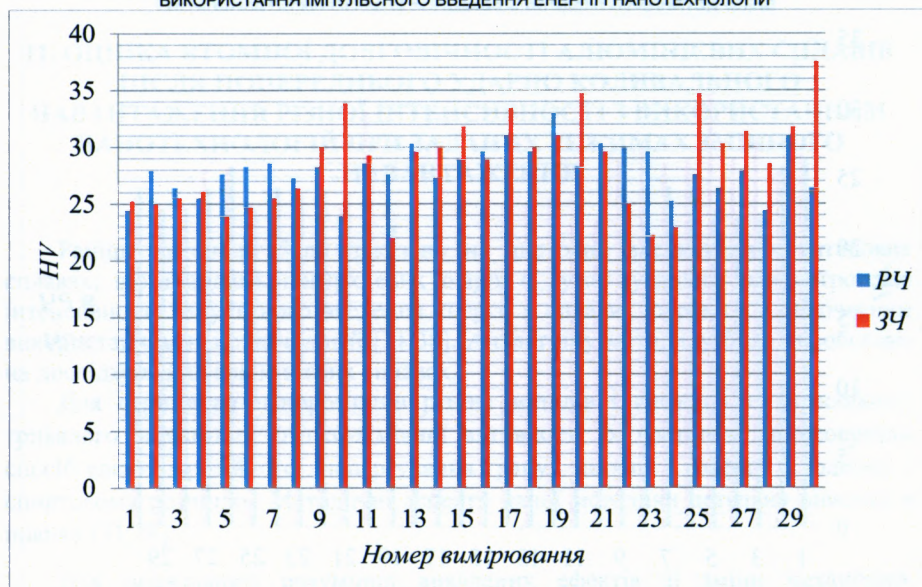


Рис. 11.3. Зразок 102D – (нанорозчин С), середні значення РЧ – 26,38;
ЗЧ – 28,7, УКН=3,84%, Різниця між ЗЧ і РЧ - 8,08%

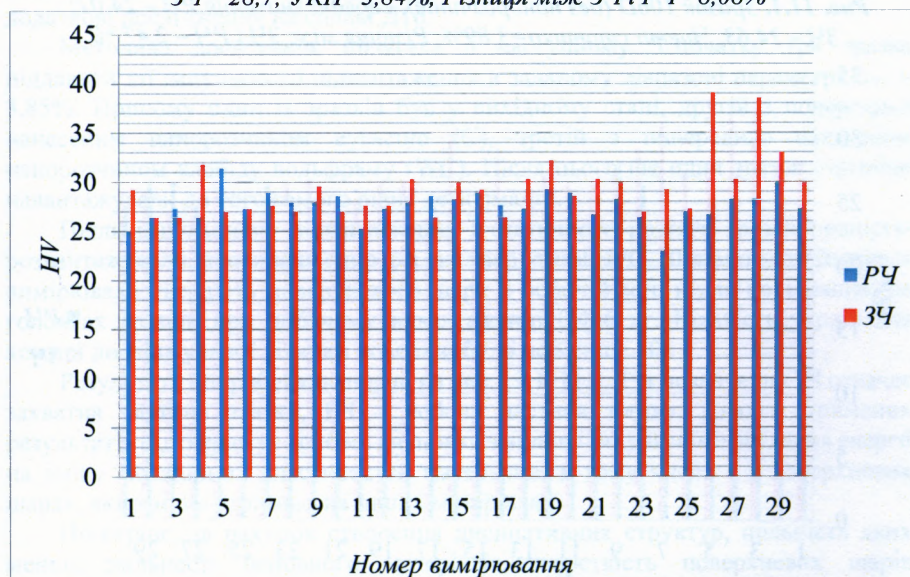


Рис. 11.4. Зразок 103D (нанорозчин WС), середні значення РЧ – 27,6;
ЗЧ – 29,42, УКН=3,78%, Різниця між ЗЧ і РЧ – 6,19 %

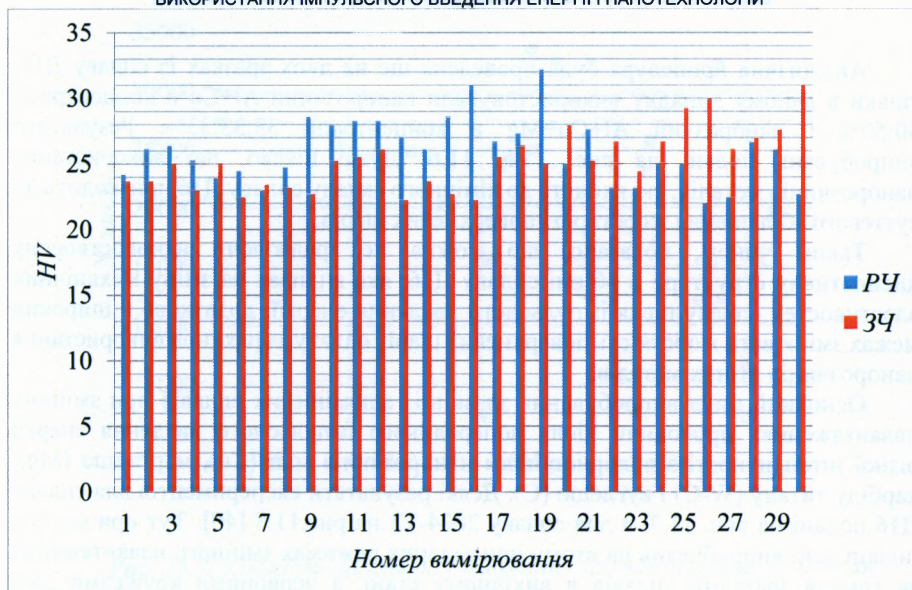


Рис. 11.5. Зразок 104D (нанорозчин Al+Cu), середні значення РЧ – 25,95; ЗЧ – 25,28, УКН=4,3%, Різниця між РЧ і ЗЧ – 2,58 %

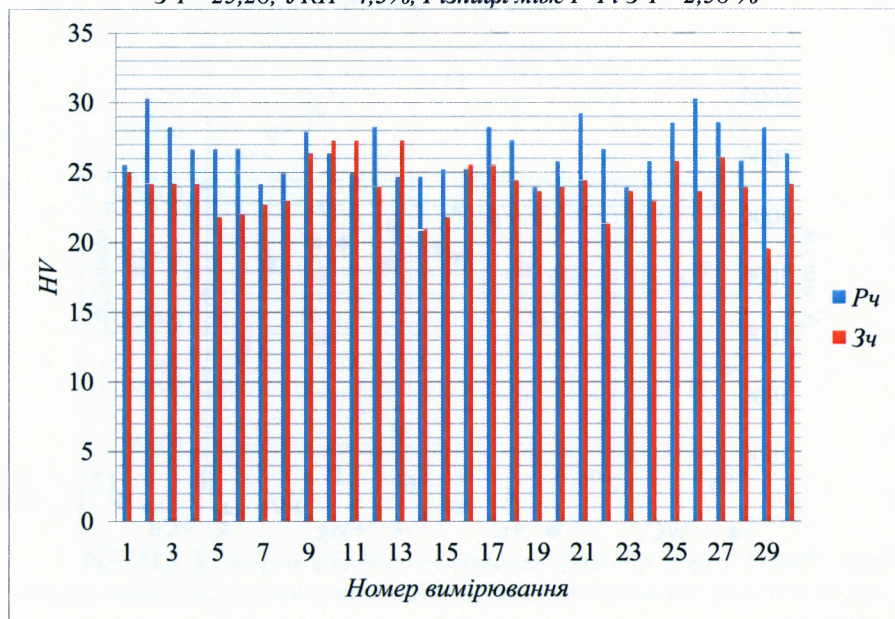
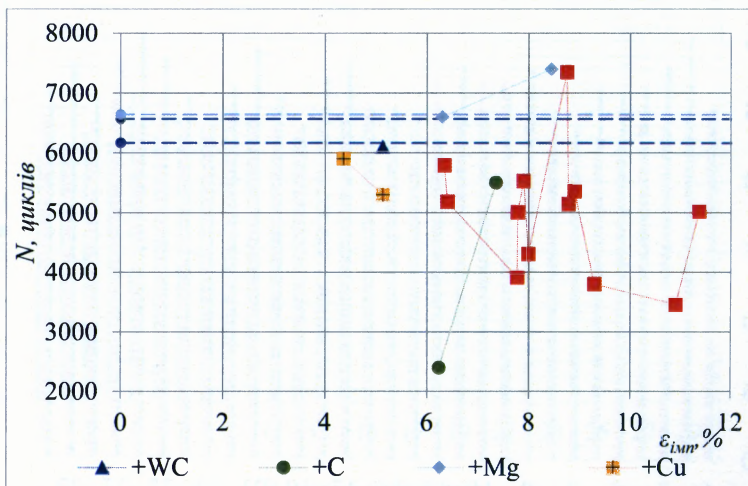


Рис. 11.6. Зразок 105D (нанорозчин Al+Cu+Mg) середні значення РЧ – 26,65; ЗЧ – 23,23, УКН=7,56%, Різниця між РЧ і ЗЧ – 12,83- %

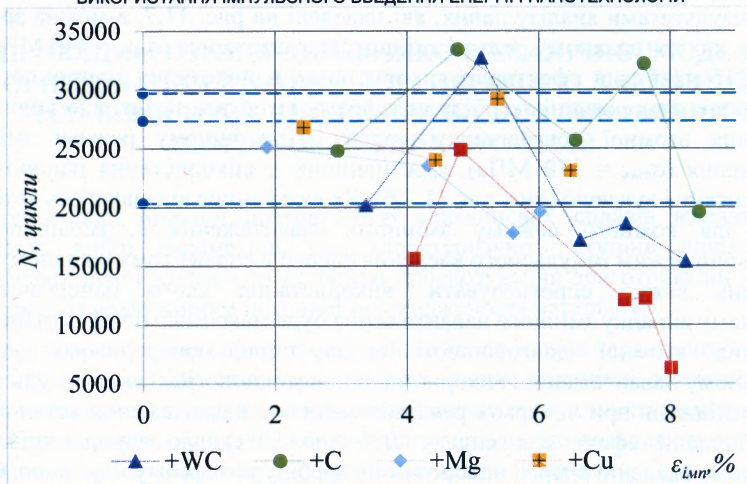
Аналогічна процедура була проведена ще на двох зразках із сплаву Д16, тільки в даному випадку використовували нанорозчини Al+Cu в концентрації 50:50% і нанорозчин Al+Cu+Mg в концентрації 33:33:33%. Результати випробувань подані на рис. 11.5, 11.6. Дуже цікаво, що використання нанорозчинів металів, які входять до хімічного складу сплаву Д16 призводить до суттєвого збільшення жорсткості поверхневих шарів.

Таким чином, показано, що можна не зраджуючи нановостворену дисипативну структуру в об'ємі сплаву Д16, яка впливає на зміну механічних властивостей сплаву після імпульсного введення енергії, додатково в широких межах змінювати жорсткість поверхневих шарів сплаву за рахунок використання нанорозчинів різних металів.

Основний цикл випробувань зразків із алюмінієвих сплавів при змінних навантаженнях проводили після попереднього імпульсного введення енергії різної інтенсивності з використанням нанорозчинів міді (Cu), марганцю (Mg), карбіду титану (W-C) і вуглецю (C). Деякі результати експериментів для сплаву Д16 подані на рис. 11.7, а для сплаву 2024-T3 на рис.11.8 [40]. Тут при $\varepsilon_{imp} = 0$ подані дані випробувань на втому при заданих режимах змінного навантаження за трьома зразками сплавів в вихідному стані, а червоними кружками дані випробувань на втому після попереднього імпульсного введення енергії різної інтенсивності без попереднього нанесення нанорозчинів різних матеріалів.



a



б

Рис. 11.7. Кількість циклів до руйнування зразків із сплаву Д16 після попереднього УКН різної інтенсивності і використання нанорозчинів різних матеріалів при заданих режимах змінного навантаження: а - $\sigma_{max} = 440$ МПа; б - $\sigma_{max} = 370$ МПа

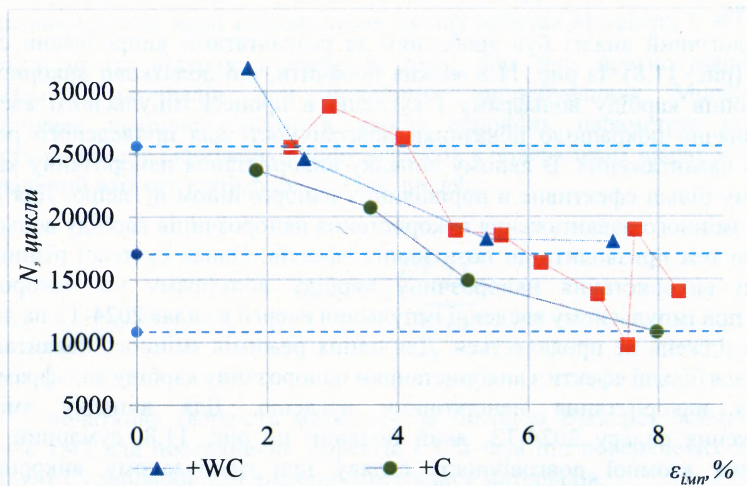


Рис. 11.8. Кількість циклів до руйнування зразків із сплаву 2024-T3 після попереднього УКН різної інтенсивності і використання нанорозчинів різних матеріалів при заданому режимі змінного навантаження: $\sigma_{max} = 400$ МПа

За результатами аналізу даних, які наведені на рис. 11.7, а можна зробити висновок, що при заданому режимі змінного навантаження ($\sigma_{\max} = 440$ МПа) для сплаву Д16 найбільш ефективно використання нанорозчину марганцю. Хоча використання нанорозчинів карбиду вольфраму і міді теж позитивно впливає на підвищення втомної довговічності сплаву. При іншому режимі змінного навантаження ($\sigma_{\max} = 370$ МПа) ефективнішим є використання нанорозчинів карбиду титану і вуглецю (див. рис 11.7,б). Як вже раніше відзначалось авторами [37,39], для кожного режиму змінного навантаження є, імовірно, свій оптимальний режим імпульсного введення енергії в сплав і тому на даному етапі досліджень важко спрогнозувати, використання якого нанорозчину в конкретному випадку змінного навантаження буде максимально ефективним для збільшення втомної довговічності сплаву при попередньому ударно-коливальному навантаженні і використанні нанотехнологій. Так за результатами даних досліджень при чотирьох режимах змінного навантаження встановлено, що найбільший ефект для сплаву Д16 (до 33%) дає використання при імпульсному введенні енергії нанорозчинів карбиду вольфраму і вуглецю. Однак і використання нанорозчинів міді і марганцю теж дає суттєві (до 12,5%) позитивні зміни по збільшенню втомної довговічності сплаву Д16. Слід також підкреслити, що як можна побачити із рис.11.7 оптимальні режими імпульсного введення енергії в сплав при різних режимах змінного навантаження теж відрізняються. При режимі змінного навантаження ($\sigma_{\max} = 440$ МПа) оптимальні значення $\epsilon_{\text{имп}}$ знаходяться в діапазоні 8...9 %, а при режимі змінного навантаження ($\sigma_{\max} = 370$ МПа) оптимальні значення $\epsilon_{\text{имп}}$ знаходяться в діапазоні 4,5...5,5 %,.

Аналогічний аналіз був зроблений за результатами випробувань сплаву 2024-Т3 (рис. 11.8). Із рис. 11.8 можна побачити, що додатково використання нанорозчинів карбиду вольфраму і вуглецю в процесі імпульсного введення енергії значно покращило показники довговічності для приведеного режиму змінного навантаження. В даному випадку використання нанорозчину карбиду вольфраму більш ефективне в порівнянні з нанорозчином вуглецю. Для інших режимів змінного навантаження використання нанорозчинів карбиду вольфраму і вуглецю теж призводить до позитивних ефектів. Однак суттєвої різниці між ефектами використання нанорозчину карбиду вольфраму чи нанорозчину вуглецю при імпульсному введенні імпульсної енергії в сплав 2024-Т3 на даному етапі досліджень не проявляється. Для одних режимів змінного навантаження відмічалися більші ефекти з використанням нанорозчину карбиду вольфраму, для інших з використанням нанорозчину вуглецю. Для випадку змінного навантаження сплаву 2024-Т3, який поданий на рис. 11.8, сумарний ефект збільшення втомної довговічності сплаву при одночасному використанні ударно-коливального навантаження і нанорозчину карбиду випадку досягає 45% в порівнянні з вихідним станом сплаву. Тут також слід звернути увагу на оптимальний режим імпульсного введення енергії в сплав за параметром $\epsilon_{\text{имп}}$, він знаходиться в діапазоні 1,5...3 %.

12. АПРОБАЦІЯ РОЗРОБЛЕНОЇ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНОЇ МОДЕЛІ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, В ТОМУ ЧИСЛІ І ПРИ ВПЛИВІ ДИНАМІЧНИХ НЕЗРІВНОВАЖЕНИХ ПРОЦЕСІВ

При оцінці втомної довговічності алюмінієвих сплавів важливу роль відіграють вибір параметрів, що характеризують ступінь пошкодження поверхневих шарів сплавів та алгоритм прогнозування довготривалій міцності конструкції із врахуванням поточної пошкодженості матеріалу.

Слід зазначити, що параметр, за зміною якого можна характеризувати стан деградації сплаву, має спиратись на такі фізико-механічні характеристики, вимірювання яких дає інтегральну характеристику стану структури поверхневих шарів. При цьому особливе значення мають методи, що дозволяють проводити неруйнівний контроль стану поверхневих шарів матеріалу. Тут особливого інтересу набувають способи оцінки стану поверхневих шарів сплавів за його твердістю, для вимірювання якої запропоновано дуже багато методів, що відрізняються формою індентора, умовами навантаження й режимом прикладання навантаження. Відрізняються вони й швидкістю процесів взаємодії тіл, що контактують, а також терміном взаємодії. Значна частина цих методів стандартизована.

На теперішній час в закордонній літературі активно розвивається оригінальний підхід, який запропонував в своїх роботах Murakami Y [41,42].

Зміст цього підходу полягає в тому, що для прогнозування межі витривалості матеріалів при циклічних випробуваннях Murakami Y. запропонував використовувати в якості основних параметрів початкову твердість матеріалу і критичну площу дефектів в поверхневих шарах матеріалів. Оригінальний варіант такої формули має вигляд:

$$\sigma_{f,-1} = C_1 \frac{HV + C_2}{\sqrt{area}^6} \quad (12.1)$$

де HV – початкова твердість матеріалу за методом Віккерса, коефіцієнт C_1 дорівнює 1,43 для поверхневих дефектів і 1,56 для під поверхневих дефектів. Коефіцієнт C_2 дорівнює 120 для широкого класу матеріалів.

В подальшому дослідники неодноразово модифікували цю формулу на різні випадки циклічного навантаження, в тому числі, і при різних значеннях коефіцієнту асиметрії циклу [43-45]. Основна складність при використанні даного підходу полягає в необхідності безперервного контролю площі дефектів у конкретній області зразку матеріалу або елементу конструкції і обов'язкового

знання критичної площі поверхневих дефектів при різних типах змінного навантаження. Тому такий вибір параметра пошкодженості в вигляді площі дефектів в поверхневих шарах матеріалів вимагає спеціальної техніки фіксації та численних експериментальних досліджень для встановлення закономірностей накопичення поверхневих дефектів різної форми і інтенсивності залежно від різних умов циклічного навантаження.

З іншої сторони широкомасштабні дослідження, які проведенні в ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України під керівництвом академіка НАН України А.О. Лебедева показали, що дуже чутливими параметрами до багатьох видів трансформацій структури в поверхневих шарах матеріалів виявились похідні від абсолютних значень характеристик твердості матеріалів, виконаних на однакових зразках в ідентичних умовах. Тому виникла ідея оцінки пошкодженості матеріалу за розкидом абсолютних значень твердості. Одним з таких параметрів є гомогенність (однорідність) структури матеріалу, визначення якої покладено в основу методу LM - твердості, розробленого в ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України [46,47]. Метод стандартизований в Україні [48].

В якості параметра розсіювання значень твердості автори [48] прийняли коефіцієнт гомогенності Вейбулла, розрахований за формулою Гумбеля:

$$m = 0,4343 d_n \left[\frac{l}{n-l} \sum_{i=1}^n (\lg H_i - \overline{\lg H})^2 \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (12.2)$$

де параметр d_n визначають виходячи з кількості вимірювань, H_i - значення твердості по i - тому вимірюванню $\overline{\lg H}$ - середнє значення твердості за результатами n - вимірювань ($n = 20 - 30$). Оскільки стабільність отриманих при масових випробуваннях характеристик твердості в значній мірі залежить від однорідності структури матеріалу, то чим більша неоднорідність структури матеріалу, тим більше розсіювання вимірюваних величин.

Фізичне обґрунтування цього методу полягає в наступному: дисперсія механічних властивостей притаманна всім матеріалам, а величина їх розкиду залежить, переважно, від їх структурного стану. Тому про зміну структурного стану поверхневих шарів матеріалу конструкції в залежності від любого типу механічного напруження, можна судити за величиною параметрів закону розподілу, який описує це розсіювання, тобто за ступенем розсіювання механічних властивостей.

Великим значенням коефіцієнта гомогенності відповідає низький рівень розсіювання характеристик фізико-механічних властивостей і, відповідно, краща організація структури.

Порівнюючи значення коефіцієнта гомогенності m , розрахованому за характеристиками твердості на різних стадіях напруження зразку матеріалу конструкції, або самої конструкції, з вихідними значеннями коефіцієнта гомогенності $m_{вих}$ матеріалу, і знаючи, або прогножуючи граничні значення $m_{гp}$

при тому чи іншому характерному типу навантаження, можна з прийнятною достовірністю для інженерних розрахунків спрогнозувати довговічність конструкції.

Базуючись на вищенаведених положеннях, які запропонував проф. У. Мураками з урахуванням вихідної твердості матеріалів і оцінки пошкоджуваності поверхневих шарів матеріалів, тобто зміни його структурного стану, за параметром розсіювання значень твердості матеріалів m в процесі деформування, яку запропонував академік НАН України А.О. Лебедев, авторами створена фізико-механічна модель, яка об'єднує вище названі підходи для оцінки кількості циклів до руйнування досліджуваних алюмінієвих сплавів при заданих досліджуваних режимах змінного навантаження. Зроблена також спроба адаптувати цю модель для оцінювання впливу динамічних незрівноважених процесів, за рахунок ударно-коливального навантаження, на кількість циклів до руйнування.

В якості базових параметрів в модель входить твердість сплаву у вихідному стані, межа текучості сплаву у вихідному стані, відносні значення критичних значень параметрів розсіювання твердості сплаву для досліджуваних режимів змінного циклічного навантаження у порівнянні з вихідним станом параметра розсіювання твердості сплаву m_e і два коефіцієнти C_1 і C_2 , які визначаються за результатами експериментальних досліджень при мінімальній кількості заданих режимів змінного навантаження.

Основний варіант такої моделі для сплаву Д16 має наступний вигляд:

$$N_{\text{цикл}} = C_1 \cdot \frac{HV}{\sigma_{0,2}} \cdot m_e + C_2, \quad (12.3)$$

де $C_1 = -1,39 \cdot 10^7$; $C_2 = 1,04 \cdot 10^5$; $HV=28,4$ кг/см²; $\sigma_{0,2}=3284$ кг/см².

Відповідно, для сплаву 2024-T3 маємо:

$$N_{\text{цикл}} = C_1 \cdot \frac{HV}{\sigma_{0,2}} \cdot m_e^3 + C_2 \cdot m_e \quad (12.4)$$

де $C_1 = -6,89 \cdot 10^7$; $C_2 = 2,33 \cdot 10^5$; $HV=26,68$ кг/см²; $\sigma_{0,2}=3487$ кг/см².

На рис. 12.1 подано порівняння експериментальних результатів кількості циклів до руйнування сплавів Д16 і 2024-T3 при заданих режимах змінного навантаження з аналітичними результатами, відповідно, з запропонованими варіантами структурно-механічної моделі (12,3; 12.4). Можна побачити добре узгодження результатів.

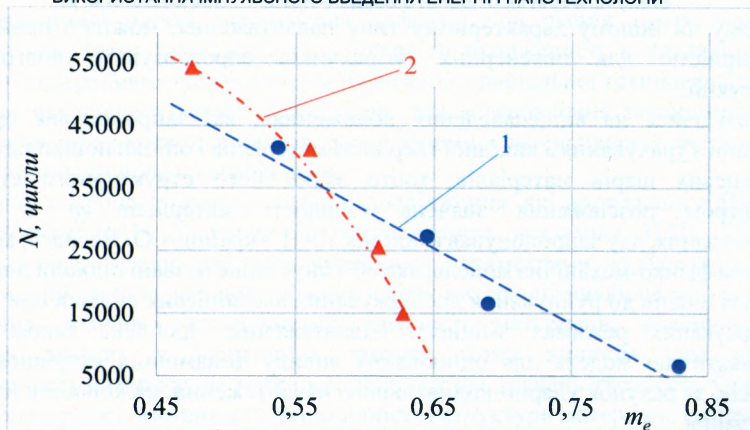


Рис. 12.1. Порівняння експериментальних результатів кількості циклів до руйнування алюмінієвих сплавів у вихідному стані: Д16 (блакитні точки); 2024-T3 (червоні трикутники) при заданих режимах змінного навантаження від параметру m_e з аналітичними результатами по запропонованим структурно-механічним моделям (штрих-пунктирна лінія 1 - формула 12.3; штрих-пунктирна крива 2 - формула 12.4)

Отриманні формули (12.3; 12.4) можна успішно використовувати для прогнозування кількості циклів до руйнування алюмінієвих сплавів при будь-якому заданому режимі циклічного навантаження (при будь-якому заданому σ_{max}). Для цього достатньо побудувати криву залежності σ_{max} від m_e при мінімальній кількості заданих режимів змінного навантаження. На рис. 12.2 поданий приклад такої залежності для сплаву Д16 і відповідна аналітична апроксимація (формула 12.5).

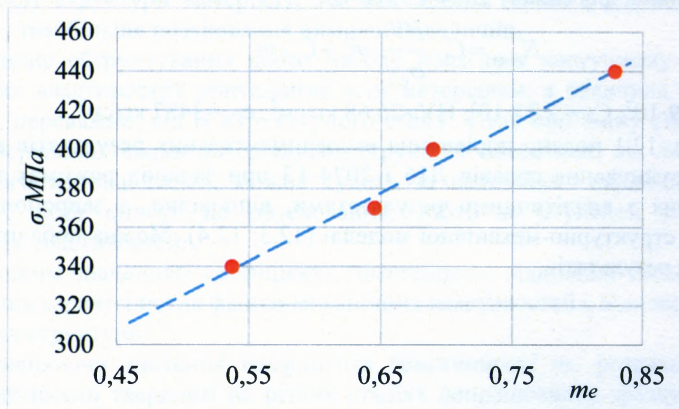


Рис.12.2. Крива залежності σ_{max} від m_e для сплаву Д16 за результатами реалізованих режимів змінного навантаження

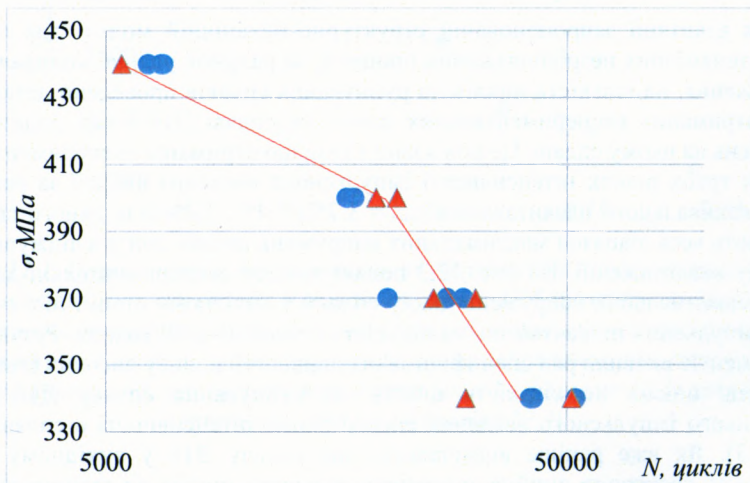
$$\sigma_{\max} = 350,6m_e + 150 \quad (12.5)$$

Далі, задавая любе конкретне хначення $\sigma_{\max}$, визначаємо по формулі 12.5, або по графіку (рис.12.2) відповідне значення m_e і підставляя його в формулу 12.3 отримуємо необхідну кількість циклів до руйнування $N_{\text{цикл}}$ сплаву.

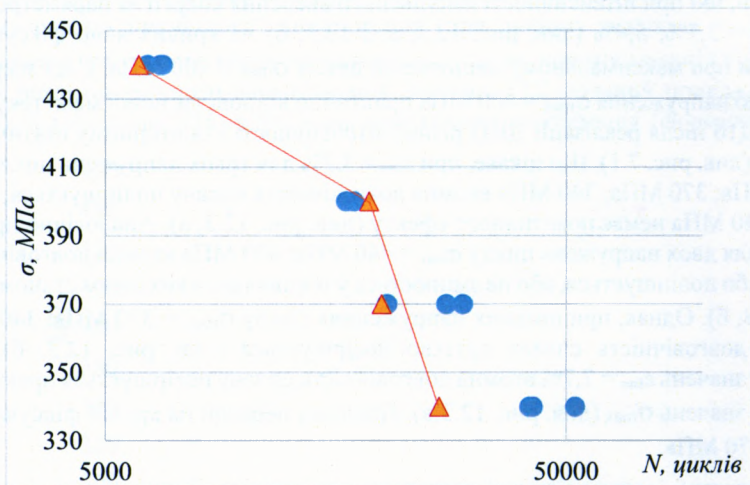
Для адаптації запропонованій структурно-механічній моделі для оцінки впливу динамічних незрівноважених процесів, за рахунок ударно-коливального навантаження, на кількість циклів до руйнування сплавів проведено детальний аналіз отриманих експериментальних даних на сплаві Д16 і ряд додаткових досліджень на цьому сплаві. Це пов'язано з тим, що отриманні експериментальні дані при трьох рівнях інтенсивності імпульсного введення енергії за рахунок ударно-коливального навантаження $\varepsilon_{\text{имп}} = 3,7\%; 5,4\%; 7,7\%$ для даного сплаву, охоплюють весь діапазон максимальних напружень циклів при досліджуваному змінному навантаженні. На рис. 12.3 подані вихідні експериментальні дані по впливу максимальних напружень циклу сплаву у вихідному стані і після трьох різних імпульсних підвантажень на кількість циклів до руйнування. Результати експериментів виявили ряд специфічних особливостей впливу високих і низьких напружень циклів на кількість циклів до руйнування сплаву Д16 після попереднього імпульсного введення енергії різної інтенсивності в сплав (див. рис. 12.3). Як вже раніше відмічалось, для сплаву Д16 у вихідному стані зафіксована практично лінійна залежність кількості циклів до руйнування від максимального напруження циклу. В той же час із аналізу рис. 12.3 можна побачити, що при інтенсивності імпульсного введення енергії за параметром $\varepsilon_{\text{имп}}$ при $\varepsilon_{\text{имп}} = 3,7\%; 5,4\%$ (див. рис. 12.3, а; і 12.3, б) на кривих явно фіксуються перегини при максимальному напруженні циклу $\sigma_{\max} = 400$ МПа. Слід звернути увагу, що напруження $\sigma_{\max} = 400$ МПа практично відповідає нової межі текучості сплаву Д16 після реалізації ДНП різної інтенсивності і повторному статичному розтягу (див. рис. 7.1). Що цікаве, при $\varepsilon_{\text{имп}} = 3,7\%$ для трьох напружень циклу $\sigma_{\max} = 400$ МПа; 370 МПа; 340 МПа втомна довговічність сплаву поліпшується, а при $\sigma_{\max} = 440$ МПа немає позитивного ефекту (див. рис. 12.3, а). Аналогічно при $\varepsilon_{\text{имп}} = 5,4\%$ для двох напружень циклу $\sigma_{\max} = 440$ МПа; 400 МПа втомна довговічність сплаву або поліпшується, або не змінюється у порівнянні з вихідним станом (див. рис. 12.3, б). Однак, при низьких напруженнях циклу $\sigma_{\max} = 370$ МПа; 340 МПа втомна довговічність сплаву суттєво погіршується (див. рис. 12.3, б). Для великих значень $\varepsilon_{\text{имп}} = 7,7\%$ втомна довговічність сплаву погіршується практично для всіх значень $\sigma_{\max}$ (див. рис. 12.3, в). Причому перегин на кривій фіксували за $\sigma_{\max} = 370$ МПа.

Виявленні закономірності попереднього впливу імпульсного введення енергії різної інтенсивності на втомну довговічність сплаву Д16 вказують на особливі зміни структурного стану сплаву в поверхневих шарах, а також і в об'ємі матеріалу, які залежать від інтенсивності імпульсного введення енергії в сплав. Оскільки, після імпульсного підвантаження різної інтенсивності

матимемо справу з зовсім іншими фізико-механічними властивостями алюмінієвого сплаву, порівняно з вихідним станом, то в процесі подальшого циклічного навантаження з різними максимальними напруженнями циклу можна очікувати суттєвих змін на кривій розсіювання значень твердості сплаву m , або його відносних величин m_e .



a



б

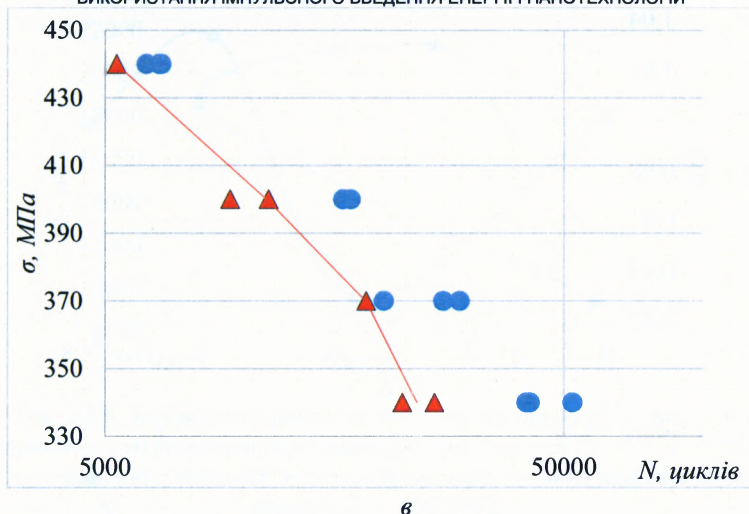
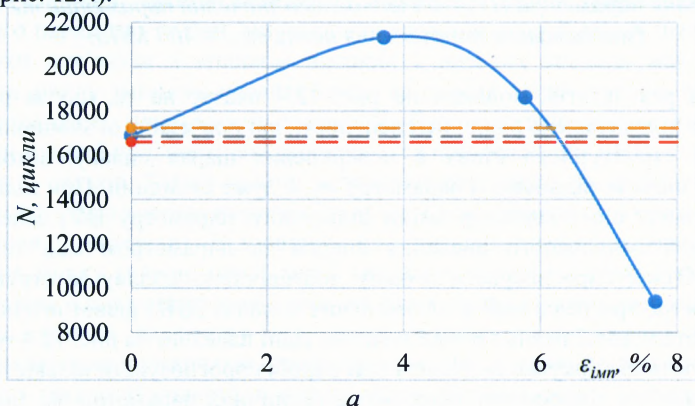


Рис. 12.3. Порівняння кількості циклів до руйнування сплаву Д16 у вихідному стані (чорні точки) і після попереднього імпульсного введення енергії різної інтенсивності: а - $\epsilon_{imp} = 3,7\%$; б - $\epsilon_{imp} = 5,4\%$; в - $\epsilon_{imp} = 7,7\%$

Для узагальнення встановлених особливостей зміни кількості циклів до руйнування сплаву залежно від інтенсивності імпульсного введення енергії авторами проведенні додаткові дослідження на зразках зі сплаву Д16 (див. рис. 9.5, в), які випробовували при максимальному напруженні циклу $\sigma_{max} = 400$ МПа для оцінювання зміни як самих відносних значень твердості HV_e , так і відносних параметрів розсіювання m_e (рис. 12.4) залежно від інтенсивності імпульсного введення енергії. Для наочності отриманих результатів дані подані в наступному вигляді (рис. 12.4).



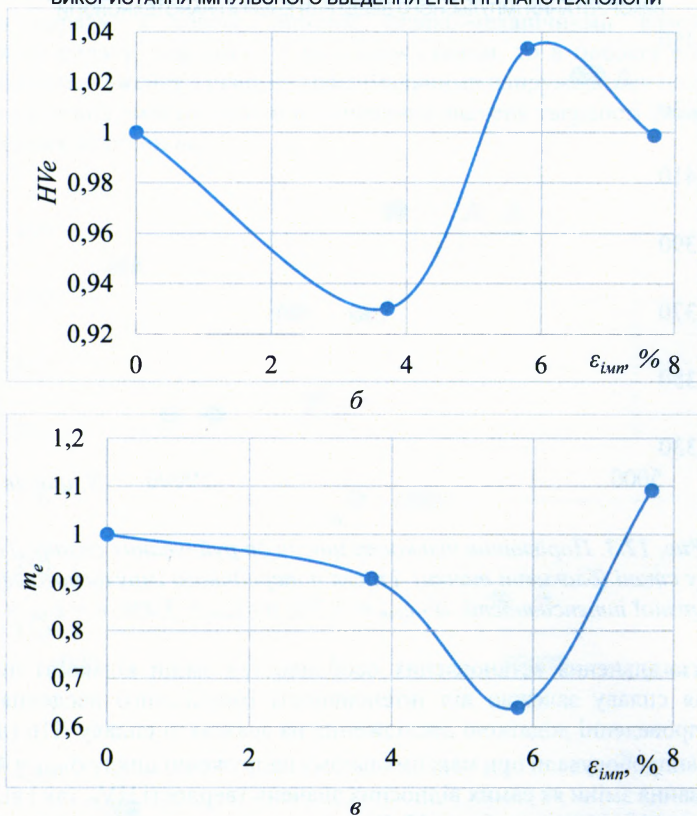


Рис. 12. 4. Вплив інтенсивності імпульсного введення енергії в сплав Д16 за параметром ϵ_{imn} на зміну кількості циклів до руйнування сплаву – а, відносного значення параметра HV_e – б і відносного значення параметра m_e - в (максимальне напруження циклу $\sigma_{max} = 400$ МПа).

Аналіз результатів, поданих на рис. 12.4 вказує на те, що за раптових імпульсних підвантажень різної інтенсивності, які пов'язані зі значною зміною фазового і структурного стану в поверхневих шарах сплаву, закон зміни граничних значень відносного параметру m_e , є дуже складний. При цьому, слід звернути увагу, що і характер зміни відносного параметру HV_e залежно від інтенсивності імпульсного введення енергії за параметром ϵ_{imn} , теж дуже складний. Отже, спрогнозувати втомну довговічність сплаву за структурним параметром m_e при реалізації в алюмінієвих сплавах ДНП різної інтенсивності на даному етапі досліджень проблематично. Дані наведені на рис. 12.4 повністю підтверджують ці міркування. Навіть при спробі спрогнозувати кількість циклів до руйнування за відносними значеннями граничних параметрів m_e для даних, наведених на рис. 12.4 а, виникає багато труднощів (див. рис.12.5).

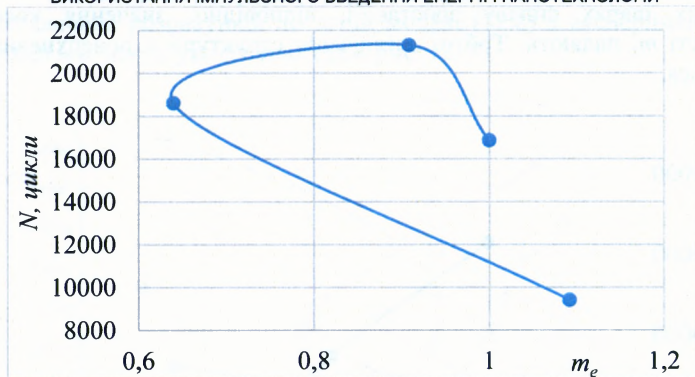


Рис. 12.5. Залежність циклів до руйнування сплаву Д16 при різних інтенсивностях імпульсного підвантаження ($\epsilon_{imp} = 3,7\%; 5,4\%; 7,7\%$) і у вихідному стані від граничних значень параметру m_e (максимальне напруження циклу $\sigma_{max} = 400$ МПа)

На рис. 12.6 подані результати експериментального співставлення кількості циклів до руйнування сплаву Д16 у вихідному стані і після імпульсного введення енергії різної інтенсивності ($\epsilon_{imp} = 3,7\%; 5,4\%; 7,7\%$) з експериментальними значеннями граничних відносних параметрів m . Причому, слід відмітити, що в даному випадку у якості параметру пошкоджуваності поверхневих шарів сплаву вибрані критичні значення параметру m . Як показано в стандарті [48] для конкретного типу навантаження допускається вибирати або параметр m_e , або параметр m .

Можна побачити складний характер встановлених залежностей. Одна із можливих причин такого складного характеру зміни граничних значень відносного параметру m при імпульсному введенні енергії різної інтенсивності може бути пов'язана з впливом високих і низьких значень максимальних напружень циклу змінного навантаження на розкид даних значень твердості в поверхневих шарах алюмінієвих сплавів. Як було показано раніше, дисипативні структури меншої щільності, які створюються при реалізації ДНП, екструдують на поверхні зразків. Таким чином, в поверхневих шарах сплавів створюється гібридна структура з чередуванням м'яких зон (дисипативна структура) і твердих зон (основний матеріал). Відповідно, при низьких значеннях максимальних напружень циклу (нижче нової межі текучості сплаву) і м'які і тверді зони деформуються в пружній області і тому не фіксується помітних змін на характері кривої залежності параметру m при циклічному навантаженні з різними максимальними напруженнями циклу. При високих ж напруженнях циклу (вище нової межі текучості сплаву), в першу чергу, більш активно деформуються в поверхневих шарах сплаву м'які зони (дисипативна структура). В результаті, рівень розсіювання характеристик фізико-механічних властивостей сплаву в

поверхневих шарах сплаву зростає і, відповідно, значення коефіцієнту гомогенності m , падають. Тобто, організація структури в поверхневих шарах погіршується.

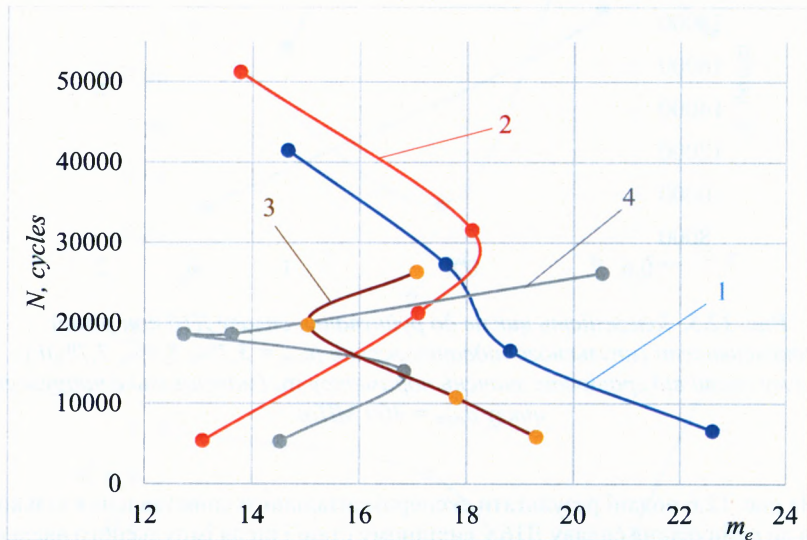


Рис. 12. 6. Результати експериментального співставлення кількості циклів до руйнування сплаву Д16 у вихідному стані з експериментальними значеннями граничних параметрів m : 1 – вихідний стан; 2 - $\varepsilon_{imp} = 3,7\%$; 3 - $\varepsilon_{imp} = 5,4\%$; 4 - $\varepsilon_{imp} = 7,7\%$, при всіх досліджуваних режимах змінного циклічного навантаження ($\sigma_{max} = 340, 370, 400, 440$ МПа).

Аналізуючи дані на рис. 12.6 і вибравши в якості основної для аналізу впливу імпульсного введення енергії ту криву, за якої практично за всіх значень максимальних напружень циклів виявлено позитивний ефект на збільшення втомної довговічності сплаву ($\varepsilon_{imp} = 3,7\%$, рис. 12.3 а) зроблено спробу адаптувати запропонований варіант структурно-механічної моделі (формула 12.3) для прогнозування кількості циклів до руйнування за даного випадку ДНП. Для цього в структурно-механічну модель введено додатковий коефіцієнт C_3 .

В результаті, одержано наступний варіант структурно-механічної моделі:

$$(N_{цикл} - C_1)^2 = 2 \cdot C_2 \cdot \frac{HV}{\sigma_{0,2}} \cdot (m - C_3), \quad (12.6)$$

де $C_1 = 2,96 \cdot 10^4$; $C_2 = 1,86 \cdot 10^{10}$; $C_3 = 18,18$; $HV = 28,4$ кг/см²; $\sigma_{0,2} = 4487$ кг/см². В даному випадку в формулу 12.6 підставлено нове значення межі текучості сплаву (див. рис. 7.1)

Співставлення розрахунків по даній моделі (12.6) з експериментальними результатами має добре узгодження (див. рис. 12. 7).

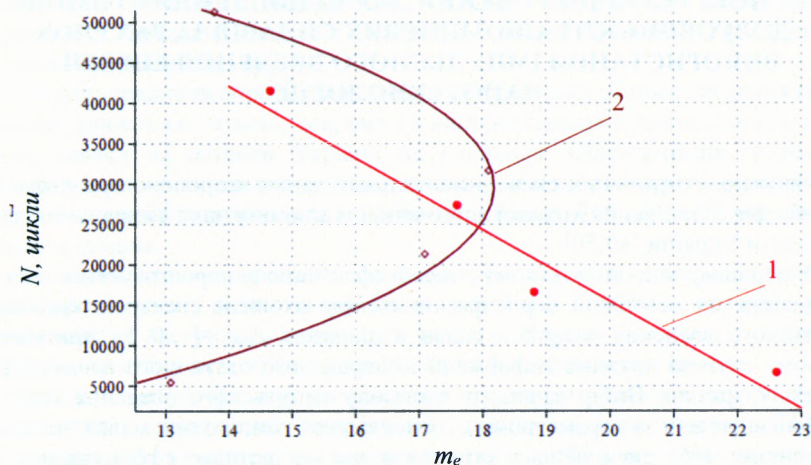


Рис. 12.7. Порівняння експериментальних результатів кількості циклів до руйнування алюмінієвого сплаву Д16 у вихідному стані - червонні точки і після інтенсивності імпульсного введення енергії в сплав $\epsilon_{\text{імп}} = 3,7\%$ (коричневі символи) при заданих режимах змінного навантаження з аналітичними результатами по запропонованім структурно-механічним моделям (лінія 1 – формула 12.3; крива 2 – формула 12.6).

На основі отриманих експериментальних результатів можна зробити основний висновок. Коли в процесі циклічного навантаження в матеріалі конструкції за рахунок раптових імпульсних підвантажень реалізуються ДНП різної інтенсивності, то попередні поточні залежності кількості циклів навантаження від відносних, або абсолютних значень параметрів m_e і m кардинально змінюються, так як кардинально змінюються фазовий склад в поверхневих шарах сплавів і, відповідно, фізико-механічні властивості поверхневих шарів сплавів. Тому при наступному повторному циклічному навантаженні маємо зовсім інший закон залежності кількості циклів до руйнування сплавів від відносних значень параметрів m_e , або від абсолютних значень параметрів m . Отже, якщо в процесі циклічного навантаження фазовий склад сплавів не змінюється, то параметри m_e і m можна використовувати в якості основного параметра в структурно-механічних моделях для оцінки кількості циклів до руйнування. Коли ж фазовий склад в поверхневих шарах сплавів в результаті імпульсних підвантажень кардинально змінюється, то як показали експериментальні дослідження, використання такого параметра в структурно-

механічних моделях алюмінієвих сплавів для прогнозування кількості циклів до руйнування становиться проблематичним.

13. НОВІ ТЕХНІЧНІ РІШЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК ВИКОРИСТАННЯ ІМПУЛЬСНОГО ВВЕДЕННЯ ЕНЕРГІЇ І НАНОТЕХНОЛОГІЙ

На основі отриманих експериментальних даних запропоновано два нових способи для підвищення втомної довговічності алюмінієвих сплавів на винаходи на патенти України [49,50].

У першому запропонованому способі ефективно використовується технічна можливість на невеликій серії зразків сплаву охопити спектр інтенсивності імпульсного введення енергії в сплав в діапазоні $\varepsilon_{imp} = 1...9$ %. при одному заданому ступені пружної деформації попереднього статичного навантаження матеріалу зразків. Вибір заданого діапазону імпульсного введення енергії в алюмінієві сплави за параметром ε_{imp} пояснюється тим, що при малих значеннях ε_{imp} менших 1%, дисипативна структура ще не встигає сформуватися при реалізації ДНП в сплавах, а при значеннях ε_{imp} більше 8% практично вичерпується запас пластичності на висхідній ділянці діаграм деформацій сплавів і сама процедура поліпшення механічних властивостей матеріалів за рахунок реалізації динамічних незрівноважених процесів втрачає сенс.

Розвантажив потім зразки, кожний із яких піддавався дії заданих зростаючих імпульсних підвантажень і повторно навантажуючи при змінному навантаженні до руйнування можна безперечно по кривій залежності кількості циклів до руйнування при заданому змінному навантаженні від величини ε_{imp} оцінити вплив інтенсивності імпульсного введення енергії в алюмінієві сплави на максимальне збільшення кількості циклів до руйнування.

У другому запропонованому способі поверхні одної чи кількох однакових серій зразків із алюмінієвого сплаву перед імпульсним підвантаженням змочують послідовно колоїдними розчинами металів, які входять у фазовий склад алюмінієвого сплаву у якості зміцнювальних фаз у вигляді наночастинок, Далі осаджують наночастинок з розчинів на поверхні серій зразків шляхом сушіння і потім послідовно піддають дії заданих зростаючих імпульсних підвантажень, при цьому задають проскакування деформації ε_{imp} в процесі введення імпульсної енергії в сплав як і в першому способі в діапазоні $\varepsilon_{imp} = 1...9\%$. Після цього зразки повністю розвантажують, а потім повторно навантажують при заданих режимах змінного навантаження до руйнування та визначають вплив інтенсивності імпульсного введення енергії з використанням нанотехнологій на максимальне підвищення кількості циклів до руйнування алюмінієвого сплаву по кривій залежності кількості циклів до руйнування від величини ε_{imp} .

14. ВИСНОВКИ І РЕКОМЕНДАЦІЇ

Вперше розроблено науково-методичні рекомендації з підвищення втомної довговічності листових алюмінієвих сплавів за рахунок використання імпульсного введення силової енергії і нанотехнологій при ударно-коливальному навантаженні.

Запропоновано та апробовано 2 нових способи імпульсного введення енергії в листові алюмінієві сплави, зокрема і з використанням нанотехнологій, на які подано заявки на патенти України на винаходи. Обґрунтовано оптимальні режими ударно-коливального навантаження, що забезпечують максимальне зростання втомної довговічності алюмінієвих сплавів Д16 і 2024-Т3, порівняно з вихідним станом.

Експериментально доказано, що поява зуба текучості і площадок текучості різної протяжності після попередньої реалізації ДНП в сплавах різної інтенсивності і наступного статичного розтягу напругу пов'язані зі зміною їх структурного стану як в об'ємі сплавів, так і в їх поверхневих шарах.

Детальні метало-фізичні дослідження структури сплавів з використанням трансмісійної електронної мікроскопії тонких плівок (метод ТЕМ) і рентгенівської фотоелектронної мікроскопії (метод РФС) переконливо вказують на суттєву зміну фазового складу в поверхневих шарах сплавів після попереднього ударно-коливального навантаження різної інтенсивності і наступного змінного навантаження у порівнянні з вихідним станом сплавів. Також фізичними методами встановлено, що незначна динамічна деформація (2,5...4,5%) за рахунок ударно-коливального навантаження може затримувати розвиток релаксацийних процесів в сплавах і приводити до збереження початкових стадій синергетичного структуроутворення, що позитивно впливає на збільшення втомної довговічності сплавів. Аналогічні ефекти затримки розвитку релаксацийних процесів і позитивного впливу на збільшення втомної довговічності сплавів відмічаються і після довготривалої витримки зразків на протязі 6...7 місяців.

З використанням розроблених способів при деяких режимах змінного навантаження одержано збільшення втомної довговічності сплаву Д16 до 21,2%, сплаву 2024-Т3 до 45%.

Для оцінювання кількості циклів до руйнування досліджуваних алюмінієвих сплавів за заданих режимів змінного навантаження створено фізико-механічну модель, в якій запропоновано в якості основних параметрів використовувати початкову твердість сплавів і параметр розсіювання значень твердості сплавів m , або його відносну величину, в процесі циклічного навантаження. Цю модель також адаптовано для оцінювання впливу динамічних незрівноважених процесів, за рахунок ударно-коливального навантаження, на кількість циклів до руйнування. Апробація моделі на сплавах Д16 і 2024-Т3 у вихідному стані і за оптимального рівня інтенсивності імпульсного введення

енергії в сплави за рахунок ударно-коливального навантаження, показала задовільне узгодження з експериментальними результатами досліджень.

Запропоновані способи збільшення втомної довговічності листових алюмінієвих сплавів дуже просто реалізувати на будь-якій гідравлічній випробувальній машині при кімнатній температурі. Це дозволяє технологічно простіше та дешевше, у порівнянні з відомими способами, досягнути позитивного впливу на фізико-механічні властивості поверхневих шарів алюмінієвих сплавів, і зокрема, на їх втомну довговічність.

Отримані результати можна використовувати під час проектування і виготовлення сучасної сільськогосподарської техніки і в авіабудуванні, також вони є актуальними для виробів спеціального призначення.

СПИСОК РЕКОМЕНДОВАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №8. С. 7–17.
2. T. Dursun, C. Soutis. Recent developments in advanced aircraft aluminum alloys. *Mater. Des.* 56 (2014), 862–871.
3. A.T. Kermanidis, Aircraft aluminum alloys: applications and future trends. In: Pantelakis S., Tserpes K. (eds) *Revolutionizing Aircraft Materials and Processes*, Springer, 2020, Cham, https://doi.org/10.1007/978-3-030-35346-9_2.
4. M. Moghaddama, A. ZareiHanzaki, M.H. Pishbin, A.H. Shafieizad, V.B. Oliveira. Characterization of the microstructure, texture and mechanical properties of 7075 aluminum alloy in early stage of severe plastic deformation. *Mater. Char.*, 119 (2016), pp. 137–147, 10.1016/j.matchar.2016.07.026.
5. S.V. Razorenov. Influence of structural factors on the strength properties of aluminum alloys under shock wave loading. *Matter and Radiation at Extremes*, 3(4) (2018), 145–158.
6. Markushev, M.V., Avtokratova, E.A., Ilyasov, R.R., S. V. Krymskiy O. Sh. Sitdikov. Effect of Aging on the Nanostructuring and Strength of a D16 Aluminum Alloy, *Russian Metallurgy (Metally)* (2018) 2018: 980–984. <https://doi.org/10.1134/S0036029518100130>.
7. C.A. Rodopoulos, A.T. Kermanidis, E. Statnikov, V. Vityazev, O. Korolkov. The effect of surface engineering treatments on the fatigue behavior of 2024-T351 aluminum alloy. *J. Mater. Eng. Perform.* 16, (2007), 30–34.
8. L.W. Meyer, M. Hockauf, L. Krüger, I. Schneider. Compressive behavior of ultrafine-grained AA6063T6 over a wide range of strains and strain rates. *Int. J. Mater. Res.* 98(3) (2007), 191–199.
9. Structural transformation in metallic materials during plastic deformation E. Zasimchuk, T. Turchak, A. Baskova, N. Chausov, V. Hutsaylyuk. *J. Mater. Eng. Perform.* 26 (3) (2017) pp. 1293–1299 <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2564-3>.
10. C. Froustey and J.L. Lataillade. Influence of Large Pre-straining of Aluminium Alloys on Their Residual Fatigue Resistance, *Int. J. Fatigue*, 2008, 30(5), p 908–916, 10.1016/j.ijfatigue.2007.06.01.
11. P. Peyre, R. Fabbro, P. Merrien, H.P. Lieurade. Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour. *Materials Science and Engineering A*, 210 (1-2) (1996), 102–113, doi:10.1016/0921-5093(95)10084-9.

12. W. Wu, Y. Wang, J. Wang, S. Wei. Effect of electrical pulse on the precipitates and material strength of 2024 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 608 (2014), 190-198.
13. Chen Shi, Ke Shen, Daheng Mao, Yajun Zhou & Fan Li. Effects of ultrasonic treatment on microstructure and mechanical properties of 6016 aluminium alloy. *Materials Science and Technology*, 34(12) (2018), 1511-1518.
14. V. Bystritskii, E. Garate, J. Earthman, A. Kharlov, E. Lavernia, X. Peng. Fatigue properties of 2024-T3, 7075-T6 aluminum alloys modified using plasma-enhanced ion beams. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 32(1) (1999), 47-53.
15. C.A. Rodopoulos, A.T. Kermanidis, E. Statnikov, V. Vityazev, O. Korolkov. The effect of surface engineering treatments on the fatigue behavior of 2024-T351 aluminum alloy. *J. Mater. Eng. Perform.* 16, (2007), 30–34.
16. Influence of combined loading on microstructure and properties of aluminum alloy 2024-T3 / E. Zasimchuk, L. Markashova, A. Baskova, T. Turchak, N. Chausov, V. Hutsaylyuk, V. Berezin, *J. Mater. Eng. Perform.* 22 (7) (2013) pp. 3421–3429 <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0630-z>.
17. О. Е. Засимчук, В. І. Засимчук, Турчак Т.В. Умови самоорганізації дисипативних модульованих структур при розподілі вакансій усередині циліндричного зразка, *Металофізика та новітні технології* - 2020, Т.42, №. 10, С. 1001–1015.
18. E. Zasimchuk, O. Baskova, O. Gatsenko, and T. Turchak, *Universal Mechanism of Viscoplastic Deformation of Metallic Materials Far from Thermodynamics Equilibrium. J. Mater. Eng. Perform.*, 2018, 27(8), pp. 4183-4196, <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3515-3/>.
19. Hydrodynamic plastic flow in metal materials, Elena Zasimchuk, Tatyana Turchak, Nicolay Chausov, *Results in Materials* 6 (2020) 100090, pp. 1 – 7 <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2020.100090>.
20. Засимчук Е.Э. К вопросу о роли вакансионных дефектов в образовании и развитии каналов гидродинамического пластического течения кристаллов / Е.Э. Засимчук, В.И. Засимчук // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2006. – Т.28. – №6. – С. 803-809.
21. Е.Е. Zasimchuk, L.I. Markashova, Microbands in rolling-deformed nickel single crystals, *J. Mater. Sci. Eng.: A*. 1990. V.127, №. 1. P. 33-39.
22. Засимчук Е.Э., Маркашова Л.И., Турчак Т.В., Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П., Параца В.Н. Особенности трансформации структуры пластичных материалов в процессе резких смен в режиме нагружения. *Физическая мезомеханика*, 2009, т.12, №2, с.77-82.
23. Malin A.S. and Hatherly M. Microstructure of Cold-Rolled Copper. *Z. Metallkd.*, Vol. 13 (8) p.p. 463-472 (1979).

24. Malin A.S., Huber J. and Hatherly M. The Microstructure of Rolled Copper Single Crystals. *Z. Metallkd.*, Vol. 72 (5) p.p. 310-317 (1981).
25. Hu H., Recovery and Recrystallization of Metals. (Metalurgical Society of AIME, New York, 1962) p.p. 273-326.
26. Tabata T., Yamanaka S. and Fujita H., In situ deformation of the [111] aluminium single crystals observed by high voltage electron microscopy. *Acta Metall.*, Vol. 26 (3), p.p. 405-411 (1978).
27. Korbel A., Embury J.D., Hatherly M., Martin P.L. and Erbslön H.W. Microstructural aspects of strain localization in Al-Mg alloys. *Acta Metall.*, Vol. 34 (10), p.p. 1999-2009 (1986).
28. Setup for testing materials with plotting complete stress-strain diagrams / N.G. Chausov, D.G. Voityuk, A.P. Pilipenko, A.M. Kuz'menko // *Strength Mater.* – 2004. – 36(5). – P. 532-537.
29. Chausov N.G. Influence of dynamic overloading on fracture kinetics of metals at the final stages of deformation / N.G. Chausov, A.P. Pilipenko // *Mechanika.* – 2004. – Vol. 48. – P. 13-18.
30. Strain field evolution on the surface of aluminum sheet alloys exposed to specific impact with oscillation loading / M.G. Chausov, V.B. Berezin, A.P. Pylypenko, V.B. Hutsaylyuk // *J. Strain. Anal.* – 2014. – Vol. 50 – P.61-62.
31. M. Chausov, J. Brezinová, A. Pylypenko, P. Maruschak, L. Titova, A. Guzanová. Modification of mechanical properties of high-strength titanium alloys VT23 and VT23M due to impact-oscillatory loading. *Metals* 9 (2019), 80, doi:10.3390/met9010080.
32. Chausov M., Maruschak P., Z asimchuk E., Pylypenko A., Bishchak R., Burda I. (2020) About Physical Aspects of Increasing Durability of Aluminum Alloys Due to Impact-Oscillatory Loading. *Lecture Notes in Intelligent Transportation and Infrastructure*. Springer, 2020, pp.572-580. https://doi.org/10.1007/978-3-030-38666-5_60.
33. M. Chausov, P. Maruschak, A. Pylypenko, et al. Variation of Relief Topography and Hardness of Surface Layers of Materials Due to Impact-Oscillatory Loading. *Materials* 2019, 12(17), 2720.
34. Е.С. Засимчук, Н.Г. Чаусов, Т.В. Турчак и др. Влияние динамического нагружения на наноструктурные изменения в сплаве 2024-Т3, разрушенном в условиях усталости // *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии.* – 2015, т. 13, № 3, с. 511-521.

35. Chausov, M., Maruschak, P., Pylypenko, A., Prentkovskis, O. Influence of Changes in Structural and Mechanical Condition of Aluminum Alloys Caused by Impact-Oscillatory Loading on Their Fatigue Life. *Lecture Notes in Networks and Systems*, 2020, 117, pp. 491-499. https://doi.org/10.1007/978-3-030-44610-9_48/.
36. М.М. Криштал. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть II. Теоретические представления о механизмах неустойчивости пластической деформации. *Физическая мезомеханика*, 7, 5 (2004), 31-45.
37. Influence of impact-oscillatory loading on fatigue life of aluminium alloy 2024-T351 / Mykola Chausov, Elena Z asimchuk, Pavlo Maruschak, Oleg Khyzhun, Andrii Pylypenko, Olegas Prentkovskis, Janette Brezinová. In Press. *Iranian Journal of Science and Technology, Transactions of Mechanical Engineering*. 2021. <https://doi.org/10.1007/s40997-021-00443-3>.
38. M. Chausov, O. Khyzhun, J. Brezinová, P. Maruschak, A. Pylypenko, et al. Improving of Mechanical Properties of Titanium Alloy VT23 due to Impact-Oscillatory Loading and the Use of Carbon Nano-Solution. *Metals* 2019, 9(6), 652.
39. Effect of structure self-organization of aluminum alloy D16ChATW under impact-oscillatory loading on its fatigue life / Mykola Chausov, Janette Brezinova, Elena Z asimchuk, Pavlo Maruschak, Oleg Khyzhun, Andrii Pylypenko, Piotr Bazarnik and Jakub Brezina.. In Press. **J. Mater. Eng. Perform.**, 2021. DOI:10.1007/s11665-021-05868-0.
40. Mykola Chausov, Pavlo Maruschak, Andrii Pylypenko, Olegas Prentkovskis. Extending Fatigue Life of Aluminum Alloys Due to Previous Impact-Oscillatory Loading and Use of Nanotechnologies. 2021, In book: *Reliability and Statistics in Transportation and Communication*, p. 1-9. DOI: 10.1007/978-3-030-68476-1_41.
41. Yunitara Murakami. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, 1st Edition, Imprint: Elsevier Science, 2002, 384 p.
42. Yunitara Murakami. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, 2nd Edition, Imprint: Academic Press, 2019, 758 p.
43. W. Schneller, M. Leitner, S. Leuders, J.M. Sprauel, F. Grun, T. Pfeifer and O. Jantschner. Fatigue strength estimation methodology of additively manufactured metallic bulk material, *Additive Manufacturing*, 2020. Doi:<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101688>.
44. R. Aigner, M. Leitner, M. Stoschka. On the mean stress sensitivity of cast aluminium considering imperfections. *Materials Science and Engineering A* 758 (2019), p.172-184.
45. Klas Solberg, Di Wan, Filippo Berto. Fatigue assessment of as-built and heat-treated Inconel 718 specimens produced by additive manufacturing including notch effects. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2020, 1-11, <https://DOI:10.1111/ffe.13300>.

46. Лебедев А.А., Музыка Н.Р., Волчек Н.Л. Определение поврежденности конструкционных материалов по параметрам рассеяния характеристик твердости. Проблемы прочности. 2002. №4. С.5-12.

47. А.Лебедев, Є. Голубовський, О.Локощенко. Визначення граничних рівнів пошкоджень у матеріалах після напрацювання в умовах термомеханічних навантажень. Вісник Тернопільського національного технічного університету, 2011, т.16. №4, с. 7-14.

48. ДСТУ 7793:2015. Матеріали металеві. Визначення рівня розсіяних пошкоджень методом ЛМ-твердості, Київ, ДП «УкрНДНЦ», 2016. - 15 с.

49. Заявка на пат. України на винахід № а 2019 10624. Спосіб оцінки імпульсного введення енергії в алюмінієві сплави / М.Г. Чаусов, А.П.Пилипенко, П.О. Марущак.

50. Заявка на пат. України на винахід № а 2019 10812. Спосіб оцінки імпульсного введення енергії в алюмінієві сплави / М.Г. Чаусов, А.П. Пилипенко.

Наукове видання

ЧАУСОВ Микола Георгійович
ЗАСИМЧУК Олена Емілівна
ПИЛИПЕНКО Андрій Петрович
МАРУЩАК Павло Орестович

**Нові способи підвищення втомної довговічності
алюмінієвих сплавів за рахунок використання
імпульсного введення енергії і нанотехнологій**

*Науково-методичні рекомендації для підприємств України
з проектування та виробництва сільськогосподарської
техніки*

Формат 60x84\16
Ум. друк. арк. 4,0 Обл.-вид.арк. 3,8
Наклад 100 прим. Зам. №. 1242.

Видавець і виготовлювач ТОВ «Прінтеко»,
вул. Предславинська, 28, м. Київ, 03150, тел. 044-360-23-60
e-mail: printeco@ukr.net
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи
ДК № 6991 від 25.11.2019