

Пошкоджувальність та структурна неоднорідність титанового сплаву VT14 при циклічному навантажуванні

Г. Г. Писаренко, О. В. Войналович, Ю. М. Голованьов, І. М. Васинюк

Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України, Київ, Україна

На основі статистичного аналізу фізико-механічних характеристик поверхневого шару зразків титанового сплаву VT14, отриманих акустичним методом, виявлено особливості кінетичних залежностей емпіричного параметра, пов'язаного зі структурною неоднорідністю металу. Це дозволяє визначити характерні моменти процесу утомного пошкодження.

Ключові слова: титановий сплав VT14, акустичний метод, структурна неоднорідність металу, утомне пошкодження.

Вступ. Серед структурних причин розкиду характеристик опору металевих матеріалів утомі найбільш суттєвими є мікроконцентрація локальних напружень на межах зерен, фаз, краплин та інших дефектів мікробудови матеріалу і неоднакове кількісне співвідношення між елементами мікроструктури окремих об'ємів, що розташовані у підповерхневих шарах металу [1, 2]. Указані локальні неоднорідності напруженого стану та мікроструктури металу, що зумовлені технологічними чинниками, мають різну кінетику при циклічному навантажуванні [3]. Здебільшого лише фізичні властивості істотно змінюються з напрацюванням циклів навантажування, формуючи умови розсіяного пошкодження з локалізуванням останнього на завершальній стадії утомного процесу. Тому прогнозування ймовірнісних параметрів діапазону утомної довговічності доцільно проводити на основі аналізу кінетики фізико-механічних властивостей структурних елементів поверхневих шарів металу.

Методика проведення експерименту. Об'єктом дослідження служили зразки титанового сплаву VT14. Визначали емпіричний параметр, що пов'язаний зі структурною неоднорідністю поверхневих шарів глибиною 0,15 мм ($\pm 10\%$) консольно закріплених листових зразків титанового сплаву VT14. Останні навантажувалися за умов циклічного згину на електродинамічному вібростенді [4]. Вимірювання фазочастотних параметрів схемної реалізації експерименту проводилося в межах похибки стандартної радіоелектронної апаратури. При дослідженнях використовували двоканальний датчик, випромінювальна частина якого активізує локальну зону матеріалу під поверхнею зразка через голчастий сталевий хвилевід. Амплітудно-часові параметри зворотного сигналу, що корелюють із мікронапруженістю та іншими характеристиками мікроструктури, дещо відрізняються від аналогічних характеристик випроміненого сигналу. Цей сигнал сприймається іншим каналом датчика для наступного аналізу вимірювальною апаратурою. Амплітудне значення емпіричного параметра визначали за допомогою методу [5], згідно з яким у моменти припинення циклічного навантажування зразка проводилося вимірювання кута зсуву фаз між випроміненим та зворотним сигналами, що відповідає фізико-механічним властивостям шарів металу.

Точки вимірювання кута зсуву фаз вибирали у перерізі дії найбільших циклічних напружень при навантажуванні за другою формою коливань зразка (рис. 1) та у сусідньому перерізі. Попередні випробування на утому зразків сплаву ВТ14 показали, що досліджувана зона зразка є місцем зародження утомної тріщини. Величини макронапружень у перерізі виникнення утомної тріщини визначали тензометруванням, для наступних утомних випробувань використовували тарувальний графік.

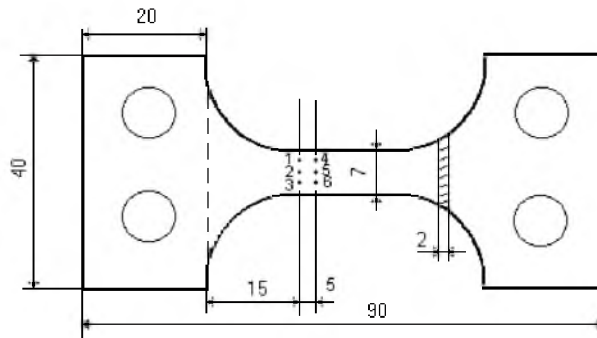


Рис. 1. Схема зразка для випробувань на утому: 1–6 – місця встановлення хвилеввода датчика для вимірювання кута зсуву фаз.

Вибір моментів для вимірювання кута зсуву фаз із припиненням циклічного навантажування пов'язували зі змінами у резонансній частоті навантажування, вимірювання виконували через наперед задані проміжки часу після початку дослідження. Загалом емпіричний параметр, пов'язаний зі структурною неоднорідністю підповерхневих об'ємів матеріалу, був визначений для 5–15 етапів циклічного навантажування, що дозволило отримати достовірну інформацію щодо його особливостей у кінетичних залежностях, побудованих на різних стадіях утоми.

Вимірювання проводили у кожному з перерізів досліджуваної зони зразка. При цьому хвилеввід датчика встановлювали в околі трьох рознесених між собою точок поверхні зразка (місця вимірювання показано на рис. 1). У вказаних місцях на кожному етапі дослідження було виконано по десять вимірювань кута зсуву фаз, інтервал між окремими замірами сягав 30 с. Отримані результати склали матрицю кутів зсуву фаз, статистичні параметри якої було проаналізовано з метою виявлення кореляційних залежностей зі структурною неоднорідністю локальних об'ємів металу.

Порівняння усереднених значень кутів зсуву фаз, згрупованих для окремих точок поверхні зразка, де проводили вимірювання, дає змогу оцінити кінетику контрольованого параметра внаслідок утоми матеріалу.

Досліджуваний матеріал. Щоб проаналізувати особливості отриманих кінетичних залежностей емпіричного параметра неоднорідного стану, потрібно розглянути мікроструктурні особливості сплаву ВТ14. За типом структури даний сплав є $(\alpha + \beta)$ -сплавом системи 4,5Al–3,0Mo–1,0V, що містить значну кількість β -стабілізівних елементів та підлягає ефективному термічному оброблянню [6]. Сплав ВТ14 зміцнювали шляхом термічного оброблення за режимом: нагрівання при температурі 880°C протягом 20 хв із

подальшим загартуванням у воді та старінням при температурі 500°C протягом 16 годин. Ефект такого оброблення полягає у тому, щоб зафіксувати метастабільні β - та α' (α'')-фази після швидкого охолодження з високої температури і створити умови для наступного розпадання метастабільних фаз при старінні з утворенням дисперсних часток α - та β -розчинів. Метастабільна α -фаза у сплаві залишається пластичною, оскільки побічні продукти, що могли б зробити сплав VT14 крихким, внаслідок поліморфного перетворення не утворюються [7].

Для сплаву VT14 окрім температурного впливу на кінетику фазових перетворень виявлено також вплив рівня напружень під час пластичного деформування на ініціювання фазових перетворень, тобто встановлено, що β -фаза зазнає мартенситного перетворювання [6]. Є дані [8], що під дією напружень перетворюється і α'' -фаза – наднасичений твердий розчин на основі α -титану.

Результати дослідження. Статистичний аналіз виконано для значень кута зсуву фази, що характеризують стан підповерхневих шарів металу зразка загалом у всій зоні максимальних циклічних напружень. Але оскільки вимірювання було виконано для різних точок поверхні у цій зоні, то можна провести розмежування даних згідно з епюрою напружень зразка.

На рис. 2,а для зразка титанового сплаву VT14, який випробовували з частотою навантажування 400 Гц при амплітуді циклічних напружень 470 МПа, представлено кінетичні залежності усереднених результатів вимірювання кута зсуву фаз у дискретних точках поверхні, що відповідали двом перерізам зразка, відстань між якими становила 5 мм. Циклічне навантажування зразка титанового сплаву VT14 призвело до його зруйнування після $1,7 \cdot 10^7$ цикл. Це свідчить про близькість реалізованого рівня циклічних напружень у небезпечному перерізі зразка до його границі витривалості.

Розмежування усереднених даних для двох перерізів зразка, в одному з яких діють максимальні циклічні напруження і розвинулася макротріщина (на рис. 1 переріз із точками 4, 5 і 6), а у іншому циклічні напруження нижчі на 10 МПа (переріз із точками 1, 2 і 3), дозволило оцінити їх достовірність. Так, у початковому стані (до моменту циклічного навантажування зразка) усереднені значення кута зсуву фаз за результатами 30 вимірювань для обох перерізів зразка з указаними точками практично однакові, що свідчить про однаковий ступінь структурної неоднорідності недеформованого матеріалу досліджуваного зразка. Підтвердженням цього є близькість дисперсії значень кута зсуву фаз у точках вимірювання (на рис. 2,а криві 3, 4) та дані аналізу коефіцієнтів кореляції: для матеріалу в початковому стані розраховані коефіцієнти кореляції для двох проаналізованих частин матриці кутів зсуву фаз близькі до +1,0, що вказує на наявність між ними функціонального зв'язку. Такий зв'язок ще зберігається для першого моменту зупинення циклічного навантаження (0,32% загальної довговічності зразка), надалі коваріаційного зв'язку не спостерігається, значення коефіцієнта кореляції близькі до нуля. Отже, на кінетику мікроструктурної неоднорідності поверхневих шарів металу впливають навіть невеликі зміни у циклічній напруженості досліджуваного зразка.

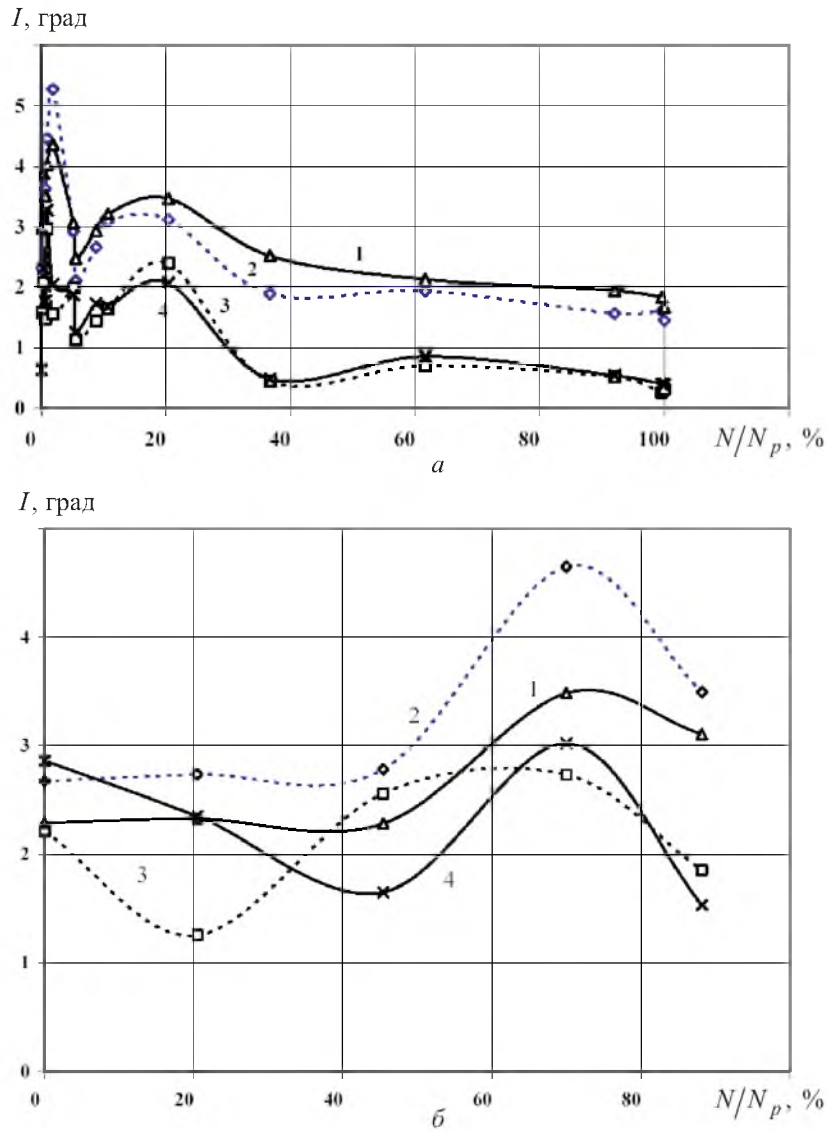


Рис. 2 Кінетичні залежності усереднених значень (криві 1, 2) та дисперсії (криві 3, 4) кута зсуву фаз для двох перерізів зразка при амплітуді циклічних напружень 470 (а) і 520 МПа (б) у небезпечному перерізі: \diamond , \square – переріз із точками 1–3; \triangle , \times – переріз із точками 4–6.

Загальний аналіз представлених на рис. 2,а кінетичних залежностей усереднених значень та дисперсії кута зсуву фаз показує, що на всіх етапах циклічного навантажування рівень структурної неоднорідності мікрооб'ємів (дисперсія кута зсуву фаз) однаковий для розгляданих поперечних перерізів зразка за водночас більшого впливу рівня циклічних напружень на ступінь сформування розсіяного утомного пошкодження (усереднений кут зсуву фаз).

Представлені на рис. 2,б кінетичні залежності усереднених значень та дисперсії кута зсуву фаз, що отримані у сусідніх перерізах іншого зразка із сплаву ВТ14 за амплітуди циклічних напружень 520 МПа у небезпечному

перерізі, мають аналогічний характер із залежностями, показаними на рис. 2,а. За такого рівня циклічних напружень у небезпечному перерізі (на рис. 2,б точки 4–6) руйнування відбулося через значно менший період ($2,4 \cdot 10^5$ цикл), ніж у попередньому зразку. Тому більша увага у цьому випадку приділялася стадіям втоми, за яких формується розсіяне утомне пошкодження, що призводить до руйнування зразка. Близькість статистичних характеристик для обох зразків металу у початковому стані є ще одним доказом на користь достовірності отриманих результатів запропонованим диференціальним методом.

Обговорення результатів дослідження. Багатьма дослідниками встановлено, що накопичення пошкоджень у металах та сплавах за дії циклічних напружень багатоциклової втоми можна умовно розбити на декілька періодів або стадій, в яких переважають ті чи інші механізми деформування та порушення суцільності металу [1, 9]. Деякі з цих стадій характеризуються зміною макромеханічних властивостей матеріалу, що можна зафіксувати звичайними методами, а на інших для виявлення деформаційних змін часто потрібно застосовувати високоточні вибіркові методи дослідження [10, 11]. Оскільки представлені в даній роботі залежності (рис. 2,а), що отримані на базах циклічного навантаження 10^7 циклів і більше, можна розглядати в окремих діапазонах довговічності згідно з розташуванням екстремумів, авторами було здійснено спробу пояснити кінетику статистичних характеристик вимірюного емпіричного параметра на основі аналізу відомих даних щодо закономірностей накопичення пошкодження на мікрорівні для різних металевих сплавів та стадій втоми.

Аналіз кінетичних залежностей усереднених значень та дисперсії кута зсуву фаз у мікрооб'ємах зразка зі сплавом ВТ14 (рис. 2) дає підставу вважати, що отримані зміни указаних характеристик корелюють з інтенсивними процесами перерозподілення та релаксування залишкових мікронапружень на початковій стадії циклічного навантажування [3]. Згідно з даними робіт [9, 12–14], така кінетика властивостей може бути зумовлена сформуванням певним чином організованої дислокаційної структури. Там же показано, що після завершення першої стадії циклічного навантажування (до 10% загальної тривалості циклічного навантажування до руйнування) збільшуються дислокаційні утворення та конфігурації, а питома щільність елементів дислокаційного рівня тонкої структури поверхневих шарів металу сягає початкового рівня. До того ж у межах досліджуваних об'ємів металу процес перерозподілення мікронапружень та елементів початкової дислокаційної структури проходить дуже нерівномірно щодо певних об'єднань елементів мікроструктури [13, 15]. Оскільки усереднені значення та дисперсії кута зсуву фаз у мікрооб'ємах зразка корелюють із розсіянням енергії та неоднорідністю властивостей у мікрооб'ємах зразка відповідно, то логічно припустити, що наявні початкові екстремуми на отриманих кінетичних залежностях відповідають певним етапам формування мікронапруженості в структурних елементах сплаву.

Наступний екстремум у кінетичних залежностях усереднених значень кута зсуву фаз можливо пов'язаний з процесами розсіяного зароджування утомних пошкоджень у сплаві ВТ14 на тлі сформування упорядкованої

дислокаційної структури та підвищенням механічної напруженості у локальних зонах пластичного мікродеформування [16]. Як видно з представлених на рис. 2,а графіків, максимальна інтенсивність цих процесів має місце після навантажування тривалістю близько 20% загальної довговічності до зруйнування зразка.

Цьому екстремуму відповідає екстремум значень дисперсії кута зсуву фаз у досліджуваних мікрооб'ємах зразків, що свідчить про максимальну структурну неоднорідність локальних об'ємів металу на етапі циклічного навантажування. Одне з пояснень такої неоднорідності полягає в тому, що взаємодія утворених мікропошкоджень з елементами мікроструктури металу і поширення їх за межі поодиноких зерен зумовлює зміну питомої щільності. Це приводить до перерозподілу загального рівня мікронапруженості певних зон зразка. Ця стадія циклічного деформування орієнтовно завершується до моменту навантажування, що відповідає 40% загальної кількості циклів до руйнування.

При подальшому циклічному навантажуванні зразка відбувається практично монотонне зменшення усереднених значень кута зсуву фаз із проміжним максимумом кінетичних залежностей статистичних характеристик значень кута зсуву фаз (~ 60% відносно довговічності зразка до зруйнування), що можна спробувати пояснити остатучим сформуванням елементів утомного пошкодження в окремих зернах металу, які характеризуються високим рівнем напруженості у вершинах мікротріщин.

Отримані дані щодо кінетики структурної неоднорідності сплаву ВТ14 можна розглянути також із позицій змінення інтенсивності процесів непружного деформування в матеріалі.

Представлені в роботах [17, 18] кінетичні залежності характеристик непружності побудовано на основі інтегральних методів вимірювання непружних властивостей матеріалу під час утомних випробувань зразків. Традиційний метод вимірювання непружних деформацій з контролем деформації макрозразка дає змогу інтегрально оцінити кінетику їх змінювання, що зумовлює усередненість значень вимірюваних параметрів. Оскільки запропонований у даній роботі метод дозволяє отримати параметри, що коригують із характеристиками структурного стану, а значить, і непружності мікрооб'ємів поверхневого шару, його можна розглядати як метод диференційного контролю характеристик непружності досліджуваного матеріалу.

Це твердження можна пояснити, якщо побудувати межові криві (максимальні та мінімальні значення кута зсуву фаз із множини даних, що отримані на кожному етапі дослідження) усереднених значень кута зсуву фаз (рис. 3) та апроксимувати їх за методом найменших квадратів (лінії тренду), вибравши поліноміальний закон апроксимування за критерієм максимальності показника визначеності R^2 . Таким чином, кінетичні залежності величини кута зсуву фаз, пов'язаного зі структурною неоднорідністю матеріалу, було представлено у вигляді, що має більше графічних ознак подібності щодо традиційних характеристик процесу пошкоджуваності титанових сплавів.

Причиною істотного спадання лінії тренду 5 межової кривої 2 (рис. 3), що побудована при максимальних значеннях кута зсуву фаз, є те, що на

початковому етапі циклічного навантажування релаксація відбувається відносно у небагатьох перенапружених об'ємах металу. Разом із тим лінія тренду δ межової кривої δ , що відповідає мінімальним значенням кута зсуву фаз та характеризує стан найбільш стабільної частини матеріалу, є практично горизонтальною. Положення указаних ліній тренду межових кривих для окремих етапів циклічного навантажування відповідає тенденції змінювання непружних характеристик деформування для циклічно зміцнених та циклічно стабільних матеріалів. Тому модельне подання структурної нестабільності матеріалу можна розглядати як ступінь заповнення матричної структури стабільних елементів перенапруженими або зміцненими (пластично здеформованими) елементами різного об'ємного співвідношення. Подібний підхід використовують у статистичному матеріалознавстві для прогнозування макровластивостей матеріалу, зокрема характеристик міцності [15], на основі мікроструктурних властивостей.

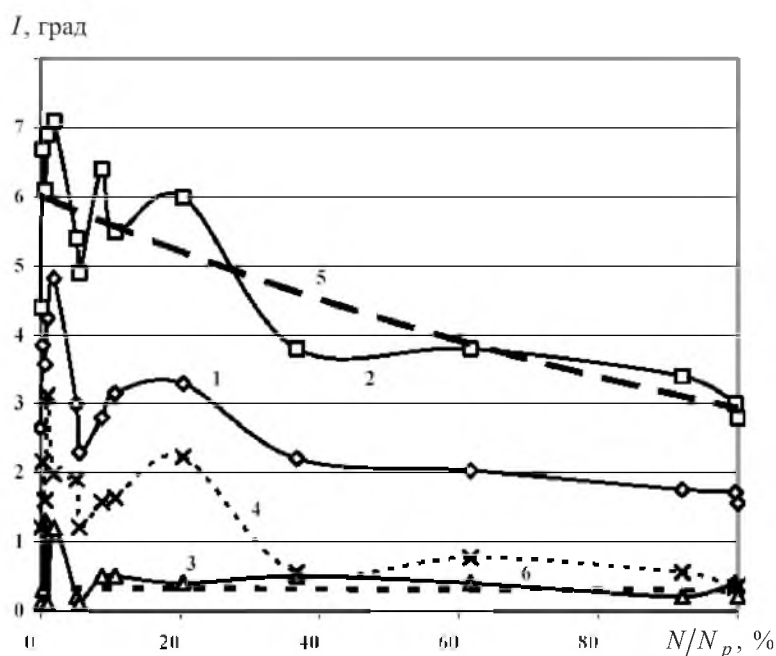


Рис. 3. Кінетичні залежності усереднених значень (крива 1) та дисперсії (крива 4) кута зсуву фаз для досліджуваної зони зразка при амплітуді циклічних напружень 470 МПа у небезпечному перерізі: 2 і 5 – відповідно межова крива та лінія тренду максимальних значень кута зсуву фаз; 3 і 6 – відповідно межова крива та лінія тренду мінімальних значень кута зсуву фаз.

Аналіз схожості та відмінності розглянутих кінетичних характеристик показав, що запропонований диференційний метод визначення параметрів мікроструктурного стану матеріалу дозволяє більш детально описати процес накопичування пошкоджень. Метод враховує локальні процеси структурних змін, які в металевих матеріалах мають значну неоднорідність. Окрім того, через виражену локальність контролю та підвищену чутливість диференційний метод має високу виокремність щодо градієнта структурної неоднорідності.

З іншого боку, локальність методу проявляється в тому, що висхідна частина кінетичної характеристики параметрів змінення непружної деформації, яка відповідає процесу остаточного руйнування зразка на стадії 90...100% довговічності [13, 18], при дослідженні структурної неоднорідності сплаву VT14 не була виявлена (рис. 3). Причиною цього є вибірковість даного методу вимірювання щодо площі та глибини розташування структурних неоднорідностей. Тому на кінетичних кривих у зоні відносних довговічностей 90...100% до зруйнування виявлено монотонне спадання кінетичних залежностей емпіричного параметра, що свідчить про локалізування пошкоджуваності в об'ємах матеріалу поза досліджуваною зоною.

Це дає змогу зробити деякі зауваження щодо ймовірних механізмів, що впливають на кінетику отриманих статистичних параметрів, пов'язаних зі структурною неоднорідністю досліджуваного титанового сплаву. Враховуючи опубліковані в літературних джерелах дані, що були отримані методами фізичного аналізу тонкої структури циклічно зміцнених металів та сплавів [19], можна припустити, що у досліджуваному матеріалі зміна таких статистичних параметрів відбулася під впливом декількох механізмів спільної дії, інтенсивність яких залежить від інтенсивності та тривалості циклічного навантажування. Завдяки їх дії відбувається перерозподілення деформацій через механізми пружної та непружної взаємодії структурних складників zdeформованого матеріалу на різних структурних рівнях.

Висновки

1. Виявлено особливості кінетичних залежностей емпіричного параметра, пов'язаного зі структурною неоднорідністю сплаву VT14, що відповідають характерним моментам процесу утомного пошкодження. Останні можна визначити на основі спільного аналізу стохастичних властивостей фізико-механічних характеристик матеріалу та його мікроструктури.

2. Установлено, що тенденції у кінетиці статистичних характеристик емпіричного параметра зберігаються при змінненні рівня циклічної напруженості зразка.

3. Стадії утоми сплаву VT14 перед утворенням локального пошкодження можна представити аперіодичною певною послідовністю максимумів на кінетичній залежності усередненого кута зсуву фаз, що відповідають етапам циклічного змінення однорідності структури матеріалу.

Резюме

На основании статистического анализа физико-механических характеристик поверхностного слоя образцов титанового сплава VT14, полученных акустическим методом, обнаружены особенности кинетических зависимостей эмпирического параметра, связанного со структурной неоднородностью металла. Это позволяет определять характерные моменты процесса усталостного повреждения.

1. Троценко В. Т., Красовский А. Я., Покровский В. В. и др. Сопротивление материалов деформированию и разрушению. Справочное пособие. – Киев: Наук. думка, 1994. – Ч. 2. – 701 с.
2. Грязнов Б. А., Троценко В. Т., Налимов Ю. С. и др. Сопротивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных соединениях. Сообщ. 2. Обсуждение результатов // Пробл. прочности. – 1995. – № 5-6. – С. 12 – 17.
3. Богданофф Дж., Козин Ф. Вероятностные модели накопления повреждений / Пер. с англ. – М.: Мир, 1989. – 341 с.
4. Матохнюк Л. Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.
5. Писаренко Г. Г., Войналович А. В., Голованев Ю. М., Васинюк И. М. Исследование закономерностей изменения стохастических свойств титановых сплавов при циклическом нагружении // Пробл. прочности. – 2001. – № 3. – С. 80 – 87.
6. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 367 с.
7. Переверзев Е. С., Борщевская Д. Г., Дисковский И. А., Эвина Т. Я. Изменение физико-механических характеристик титанового сплава ВТ14 в процессе длительного нагружения // Пробл. прочности. – 2000. – № 2. – С. 144 – 148.
8. Колачев Б. А. Физическое металловедение титана. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
9. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
10. Гришаков С. В., Ковалев А. И. Оценка напряжений и повреждений в ферромагнитных материалах методом магнитных шумов. – Киев: Наук. думка, 1991. – 168 с.
11. Радченко А. И., Корчук Е. Ю., Пантелеев В. М. Оценка усталостного повреждения деталей по результатам измерений на инкубационной стадии усталости // Проблеми динаміки і міцності в газотурбобудуванні: Тези доп. міжнарод. наук.-техн. конф. – Київ: Ін-т пробл. міцності НАН України, 2001. – С. 184.
12. Яковлева Т. Ю., Войналович О. В., Матохнюк Л. Е. Структурні зміни у сплаві АМг6Н за дії високочастотного асиметричного навантажування // Металознавство та обробка металів. – 2000. – № 4. – С. 74 – 80.
13. Яковлева Т. Ю. Использование методов Фурье-оптики для количественного анализа эволюции структурного состояния металлов в условиях циклического нагружения // Пробл. прочности. – 2000. – № 2. – С. 81 – 89.
14. Яковлева Т. Ю., Войналович О. В., Матохнюк Л. Е. Особливості формування дислокаційної структури нікелевого сплаву за дії циклічного навантажування // Металознавство та обробка металів. – 2001. – № 4. – С. 19 – 25.

15. Богачев И. Н., Вайнштейн А. А., Волков С. Д. Статистическое металлостроение. – М.: Металлургия, 1984. – 175 с.
16. Grobstein T. L., Welsch G. E., Panigrahi N., and Meeker J. D. Characterization of lattice defects generated during fatigue cyclic of Ni-201 // Fatigue 84: Proc. 2 Int. Conf. Fatigue and Fatigue Thresholds. – Birmingham, 3–7 Sept., 1984. – 2. – P. 1019 – 1027.
17. Трощенко В. Т., Хамаза Л. А., Покровский В. В. и др. Циклические деформации и усталость металлов. В 2 т. Т. 1. Малоцикловая и многоцикловая усталость металлов / Под ред. В. В. Трощенко. – Киев: Наук. думка, 1985. – 216 с.
18. Федоров В. В. Термодинамические аспекты прочности и разрушения твердых тел. – Ташкент: Фан, 1979. – 167 с.
19. Акимов В. Н., Минц Р. Н. Экзоэмиссионная диагностика и прогнозирование усталостной прочности металлов // Дефектоскопия. – 1977. – № 3. – С. 20 – 33.

Поступила 06. 06. 2001