

А. Кабесас, О.І. Радченко

ДОСЛІДЖЕННЯ ДИСКРЕТНИХ ЯВИЩ ПРИ ВТОМІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16 ЗАСОБОМ МІКРОТВЕРДОСТІ

Розглянуті методика та результати дослідження дискретних явищ в алюмінієвому сплаві Д16 при втомі шляхом виміру мікротвердості. Показано, що у процесі циклічного навантаження мікротвердість змінюється за складним немонотонним законом, що пов'язано з виникненням каскадів сплесків зміцнення (збільшення мікротвердості) з наступним зменшенням міцності.

Кожний каскад пов'язаний з певним компонентом сплаву і складається з декількох серій сплесків, положення яких описується за допомогою ряду, запропонованого В.С. Івановою. Поява сплесків зміцнення свідчить про наявність ряду точок біфуркацій процесу втоми, що добре узгоджується з раніше запропонованою дискретно-імовірнісною моделлю втоми, яка базується на врахуванні синергетичного характеру зміни субструктури металів при статичному і циклічному навантаженні.

Дискретно-імовірнісна модель втоми була запропонована для пояснення цілого ряду аномальних явищ, що спостерігаються при дослідженні втоми металів і сплавів [1].

Найбільш характерним з цих явищ є поява сплесків залишкової довговічності n_2 при дії напруги σ_2 після відпрацювання n_1 циклів при нарузі σ_1 при проведенні двоступінчастих іспитів за методом долому [2].

На рис. 1 як приклад представлені результати подібних іспитів плакірованого матеріалу Д16 АТ [3]. На початковій стадії втоми була виявлена серія сплесків залишкової довговічності, що свідчить про зміцнення металу після різного циклічного напруцювання.

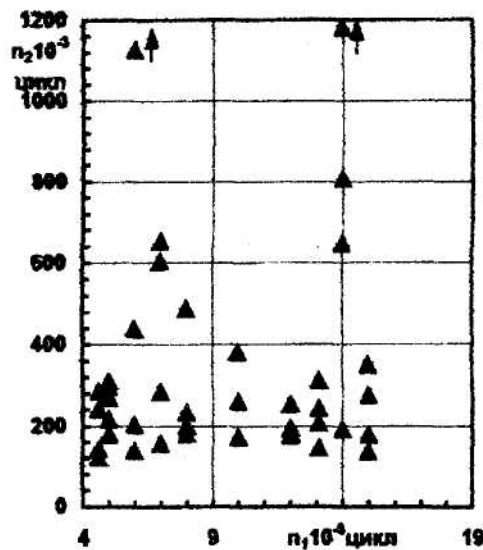


Рис. 1. Результати двоступінчастих випробувань на втомі сплаву Д16АТ
 $\sigma_{1маз} = 125,3$ МПа, $\sigma_{2маз} = 113,4$ МПа, $R = 125,3$ МПа

Величини сплесків залежать від рівнів циклічних напружень на першому та на другому ступенях програми випробувань. У деяких випадках, як це видно із рисунка, зміцнення Q настільки є великим, що руйнування зразків не виникає.

Подібні серії сплесків спостерігалися і при проведенні інших випробувань не тільки сплавів, але й елементів конструкції літака [4].

Було показано, що число циклів на першому ступені навантаження до виникнення першого сплеску N_1 є випадковою величиною, але інші сплески, які належать одній серії, розташовуються строго у відповідності до ряду В.С. Іванової [5] :

$$\frac{N_i}{N_{i+1}} = \Delta^{\frac{1}{2^{i-1}}}, \tag{1}$$

де Δ – універсальна постійна руйнування металу;

N_i, N_{i+1} – попереднє і наступне значення числа циклів, при яких спостерігаються сплески залишкової довговічності $v_{2(i)}$ та $v_{2(i+1)}$.

Для алюмінію $\Delta = 0.225$, міді – 0.168, магнію – 0.196. У алюмінію ряд В.С. Іванової має наступні значення: 0.225, 0.474, 0.689, 0.911, 0.954 і т. д.

Відповідно до раніше запропонованої дискретно-ймовірнісної моделі втоми, яка основана на обліку синергетичного характеру зміни субструктури металів при статичному і циклічному навантаженнях [6], сплески зміцнення виникають в точках біфуркації процесу втоми.

У цих точках після відпрацювання певного числа циклів повторного навантаження керуючий параметр досягає деякого критичного значення, після чого здійснюється перехід до наступного дискретного стану. Після цього процесу повторюються, але вже при новому стані металу.

Дослідження процесів втоми за допомогою засобу долому надзвичайно ускладнено через необхідність випробувань великої кількості зразків, тому існує настійна необхідність у пошуку неруйнівних засобів дослідження, що дозволять за допомогою одного зразка багато разів оцінювати стан металу у процесі циклічного напруження.

У цьому дослідженні процеси втоми, що відбуваються у сплаві Д16, вивчалися за допомогою засобу виміру мікротвердості [7].

Деформований сплав алюмінію Д16, що належить до системи $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg}$, широко розповсюджений у літакобудуванні. Його хімічний склад: $\text{Cu} - 4.2\%$; $\text{Mg} - 1.4\%$; $\text{Mn} - 0.5\%$; інше – алюміній. Мідь та магній є головними легуючими компонентами сплаву [8].

Сплав Д16 ефективно зміцнюється при термічній обробці внаслідок утворення зон Гінье – Престона, які збагачені міддю і магнієм, а також зміцнюючими фазами Al_2CuMg (фаза S), Al_2Cu (фаза θ) [9, 10]. Кількість міді в зонах може досягати 95 % від всіх атомів міді у сплаві.

Загартований та природно постарілий сплав Д16 має такі механічні характеристики: межа міцності $\sigma_b = 460$ МПа; умовна межа текучості $\sigma_m = 320$ МПа; межа пропорційності $\sigma_n = 190$ МПа; відносне подовження $\delta = 19\%$ [11].

При випробуваннях використовувалися гладкі компактні плоскі зразки, що виготовлялися з листа матеріалу Д16 АТ і мали розмір $100 \times 10 \times 1$ мм. Плакуючий шар після виготовлення був видалений. Поверхня зразків для виміру мікротвердості підготовлялася як металографічний шліф.

Циклічне навантаження зразків здійснювалось при консольному симетричному вигині з частотою 22 Гц. Виміри мікротвердості робилися на мікротвердомірі ПМТ-3 за допомогою діамантової пірамідки з кутом при вершині 136° . Маса вантажу на інденторі дорівнювала 100 г.

Вадою праць, присвячених дослідженню зміни механічних характеристик у процесі циклічного навантаження, є те, що звичайно обмежуються порівняно невеликим числом вимірів. При цьому припускають наявність монотонної залежності між напруженням металу та його характеристиками міцності.

Досвід попередніх випробувань за методом долому показав, що останнє твердження не відбиває реальної зміни властивостей металів при втомі. Тому методика проведення випробувань передбачала вимір мікротвердості через достатньо невеликі інтервали циклічного навантаження – 200 ... 1000 циклів залежно від очікуваної величини довговічності при даному рівні циклічних напружень.

Засіб виміру мікротвердості дозволяє оцінювати зміни в мікрооб'ємах, сумірних з обсягом окремих зерен сплаву. Матеріал, що досліджується, є полікристалічним, тому результати вимірів мають істотний розкид, зв'язаний з різноманітною кристалографічною орієнтацією різноманітних зерен. Враховуючи цю особливість, виміри виконувалися у статистичному аспекті.

Визначення мікротвердості при кожній величині циклічного напруження робилося у восьми різних точках перетину зразка. Мінімум відстані поміж відбитками була не менше 100 мкм для виключення взаємного впливу пластичних зон відбитків.

Загальна кількість вимірів при кожному рівні циклічних напружень складала від 2000 до 4000.

За результатами кожної серії вимірів визначалися: середня величина мікротвердості H_{cp} та середнє квадратичне відхилення (с.к.в.) мікротвердості S_h . При цьому використовувалися розрахункові формули для визначення вибірових числових характеристик розподілу при малому обсязі вибірки [12].

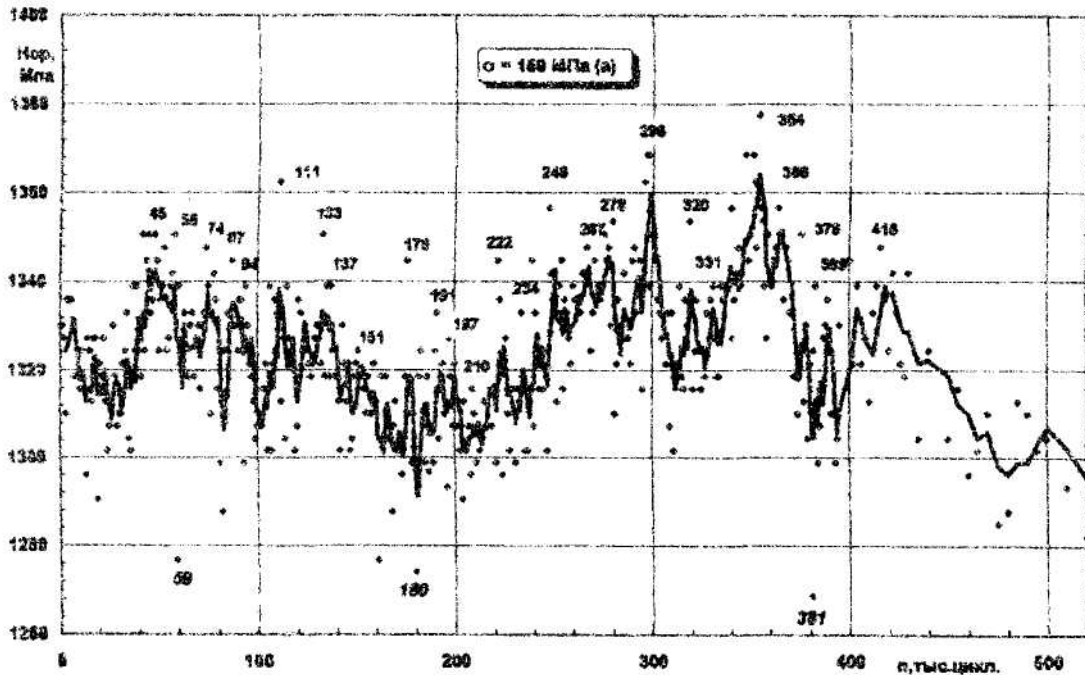
На рис. 2 як приклад зображена зміна середньої мікротвердості (а) та с.к.в. мікротвердості (б) у процесі циклічного напруження при напрузі $\sigma = 159$ МПа. На графіках нанесені результати вимірів і тренд відповідних залежностей, одержаний засобом скользячої середньої, що розраховувалася по 4 експериментальних точках. Отже, кожна точка тренда H_{cp} є середнім 32 результатів вимірів мікротвердості.

Залежність $H_{cp} = f(n)$ має складний характер, який можна розглядати як результат додавання двох процесів: низькочастотного і високочастотного.

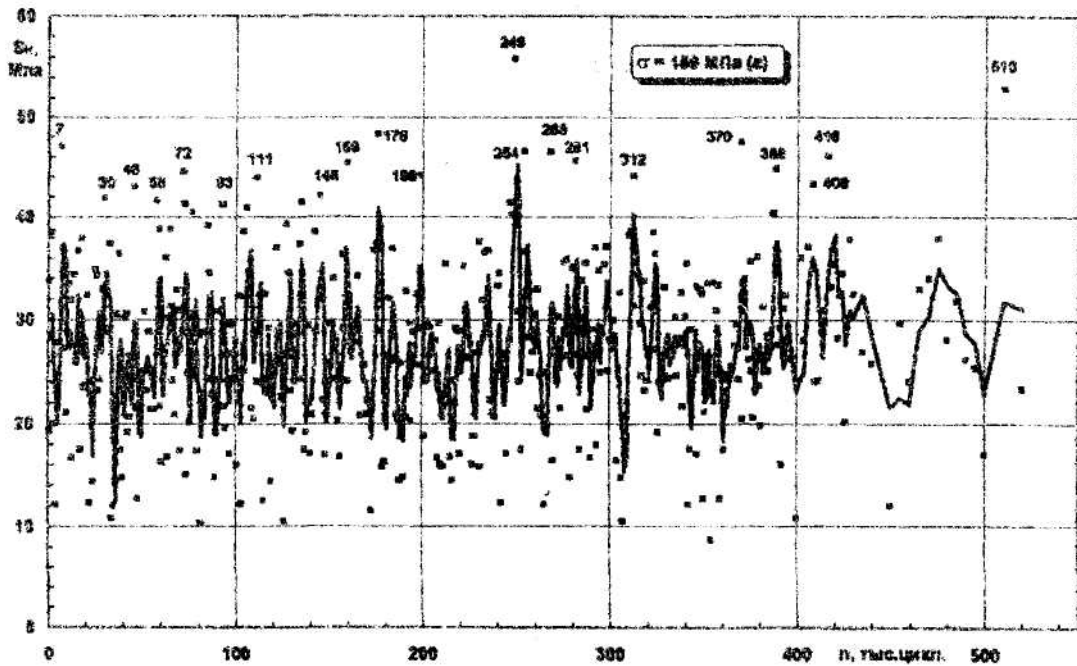
Середня величина с.к.в. мікротвердості S_h у процесі циклічного напруження змінюється незначно (рис. 2,б). Як і у першому випадку, на низькочастотний процес накладається високо-частотний процес.

Виникнення високо-частотних коливань с.к.в. мікротвердості, відповідно до дискретно-ймовірнісної моделі втоми, пов'язане з особливостями перебігу синергетичних процесів у

полікристалічному матеріалі.



a)



b)

Рис. 2. Зміна середньої величини мікротвердості (а) та її с.к.в. (б) при максимальній нарузі циклу 159 Мпа

На рис. 3 показана схема виникнення сплесків залишкової довговічності (зміцнення та наступного зменшення міцності) всіляко орієнтованих зерен A_{min} , A та A_{max} полікристалічного сплаву при двоступінчастих випробуваннях на втому в точках біфуркації C_{min} , C та C_{max} .

Виникнення сплесків зміцнення призводить до збільшення розкиду довговічності в цих точках, який можна оцінити величиною с.к.в. залишкової довговічності.

Аналогічним чином змінюються статистичні характеристики мікротвердості в точках біфуркації при випробуваннях полікристалічного матеріалу.

Для виявлення серій сплесків мікротвердості, відповідних ряду В.С. Іванової (RIV), що виникають у процесі втому, була розроблена спеціальна обчислювальна програма, яка базується

на використанні числового фільтра.

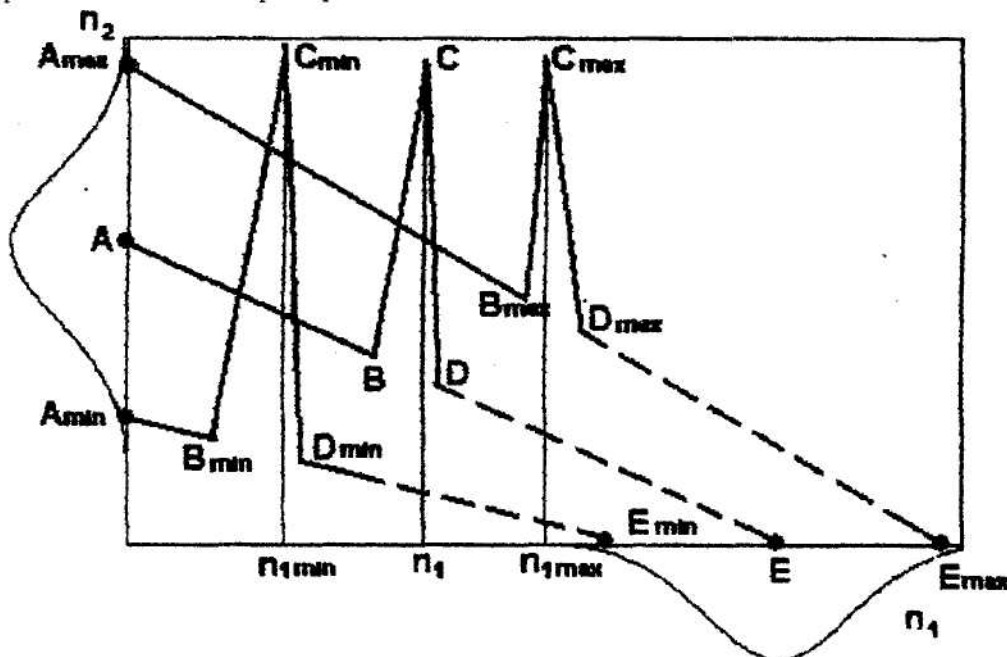


Рис. 3. Схема виникнення піків залишкової довговічності при двоступінчастих втомних випробуваннях

Схему вияву серії сплесків пояснює рис. 4. Послідовно переглядаються всі екстремальні значення (піки) с.к.в. мікротвердості, що зафіксовані у даному експерименті.

Для кожного i -го піка (у нашому прикладі $i = 2$) визначається число циклів попереднього циклічного напрацювання n_1 , яке приймається за перший член ряду В.С. Іванової.

Використовуючи значення універсальної постійної зруйнування Δ для даного компонента сплаву, за формулою (1) розраховуються інші члени ряду RIV: $n_2, n_3, n_4, n_5, \dots, n_k$. Одночасно визначаються інтервали допустимих відхилень $\delta n_2, \dots, \delta n_k$ з урахуванням заданої точності (5 %).

Підраховується число піків, що мають абсциси, які потрапляють в інтервали допусків. Якщо це число більше чи рівно заздалегідь встановленого допустимого порога $Q_{доп}$, то вважається, що виявлена серія піків RIV, а точка, яка відповідає напрацюванню n_1 , приймається за базову точку біфуркації цієї серії N_b . Розрахунки послідовно повторюються для всіх експериментальних точок.

Дослідження зміни мікротвердості у процесі циклічного напрацювання дозволило виявити при кожному рівні напружень не одну, а декілька серій RIV, що утворюють каскад сплесків (CR) для кожного компонента сплаву Д16.

В табл. 1 (L – номер серії; Q – кількість збігів фактичних і розрахованих членів кожної серії RIV. Аналогічні дані були одержані і для інших компонентів сплаву – міді та магнію) наведені базові точки каскадів CR-AL для алюмінію при нарузі 159 МПа (експеримент повторювався двічі).

На рис. 5 нанесені експериментально виявлені базові точки біфуркації N_b (крапки з чорною заливкою) і відповідні їм точки біфуркації всіх серій RIV, одержані шляхом розрахунку за формулою 1.

В нижній частині рисунка показані серії точок біфуркації для окремих компонентів сплаву – Al, Cu, Mg, а зверху – точки біфуркації в цілому для сплаву Д16. Визначимо, що деякі серії не були виявлені. Наприклад, у алюмінію не виявлена серія 2. Певно, що відсутність деяких серій пов'язана із певною текстурою матеріалу Д16, що виникає при прокатці листів матеріалу.

Відповідно до дискретно-імовірнісної моделі втоми виникнення точок біфуркації, що належать до однієї серії, зумовлено перебігом процесів у різноманітних кристалографічних площинах, тому наявність текстури металу веде до відсутності деяких членів ряду В.С. Іванової.

Діаграма на рис. 5 також дозволяє пояснити складний коливальний характер залежності середньої мікротвердості від величини циклічного напрацювання.

Для цього у таблиці 2 зіставлені величини напрацювання N_1 для найбільш характерних піків залежності $H_{cp} = f(n)$ (рис. 2) і напрацювання N_2 , які відповідають тим точкам каскада біфуркації сплаву Д16, що розташовані ізольовано від інших точок (рис. 5). Відзначимо, що напрацювання N_1 визначалися на підставі аналізу даних про розкид мікротвердості.

Зіставлення даних табл. 2 показує, що величини напрацювань N_1 і N_2 практично співпадають. Це вказує на те, що піки середньої мікротвердості виявляються у тих випадках, коли існує

достатньо великий інтервал чисел циклів поміж сусідніми точками біфуркації. У цьому випадку, після досягнення максимального зміцнення починаються і, очевидно, встигають завершитися еволюційні процеси перебудови субструктури сплаву, які призводять до зменшення його міцності та середньої мікротвердості.

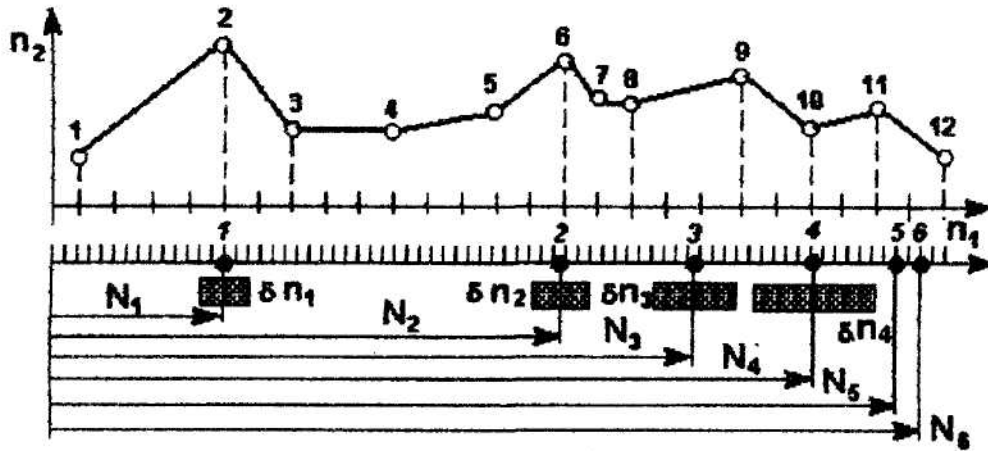


Рис. 4. Схема виявлення серій точок біфуркації процесу втоми

Таблиця 1

Базові точки біфуркацій каскадів для алюмінію при $\sigma = 159$ МПа

L	NB*10 ³ цикл	Q	NB*10 ³ цикл	Q
1	1.555	6	1.345	6
2	-	-	-	-
3	-	-	2.850	8
4	3.990	7	-	-
5	-	-	4.910	7
6	6.740	7	5.825	8
7	-	-	9.000	7
8	11.080	7	10.94	8
9	12.110	7	12.590	8
10	16.590	7	16.945	8
11	20.387	7	19.590	8

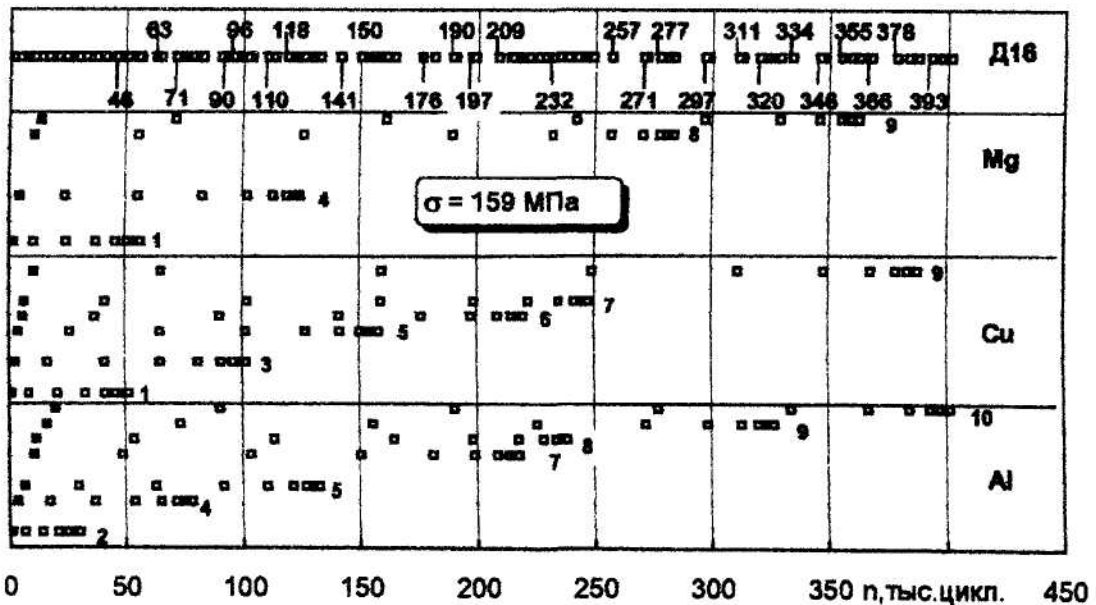


Рис. 5. Каскади точок біфуркацій процесу втоми сплаву D16

З рис. 5 також видно, що на початковому етапі втоми точки біфуркації сплаву розташовані дуже компактно, тому синергетичні процеси зміни стану діються практично безупинно, накладаючись один на одного.

Таблиця 2

Напрацювання N_f , відповідні пікам залежності $H_{cp} = f(n)$

N_H	45	58	74	87	94	111	137	176	191	197	210
N_E	46	63	71	90	96	110	141	176	190	197	209
N_D	234	248	278	298	320	331	-	354	366	376	389
N_B	232	257	277	297	311	334	346	355	366	378	383

Резюме

Описана методика і основні результати дослідження дискретних явищ процесу втоми алюмінієвого сплаву Д16.

При циклічному навантаженні в точках біфуркації процесу втоми діється зміна стану сплаву, що супроводжується його зміцненням і зменшенням міцності та відповідною зміною мікротвердості.

Поява точок біфуркації зумовлена не тільки впливом основного компонента сплаву – алюмінію, але і міді та магнію.

Точки біфуркації утворюють серії, що описуються за допомогою ряду, запропонованого В.С. Івановою, який базується на використанні універсальної постійної руйнування Δ .

Від моменту початку циклічного навантаження до руйнування можна спостерігати декілька зазначених серій – точок, що утворюють каскад біфуркацій.

Зміна мікротвердості при циклічному навантаженні узгоджується з дискретно-імовірнісною моделлю втоми.

ЛІТЕРАТУРА:

1. Радченко А.И. Дискретно-вероятностная модель выработки ресурса деталей и элементов конструкции // Вопросы эксплуатационной долговечности и живучести конструкций летательных аппаратов. – Киев: Киевский институт инженеров гражданской авиации, 1982. – С. 3–12.
2. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний. Справочник. – М.: Металлургия, 1976. – 304 с.
3. Радченко А.И., К. Анандан, А. Абдель Хадди. Особенности процессов разрушения полукристаллических материалов при циклическом и статическом нагружении // Проблемы прочности, 1985. – № 6. – С. 22–24.
4. Радченко А.И., Химиченко Б.И. Накопление усталостных повреждений в заключочных соединениях при двухступенчатых программных испытаниях. Тезисы докладов на IV Всесоюзном научно-техническом совещании "Динамика и прочность поврежденной авиационной техники". – Рига, 1983. – С. 33.
5. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
6. Иванова В.С. Синергетика разрушения и механические свойства // Синергетика и усталостное разрушение металлов. – М.: Наука, 1989. – С. 6–29.
7. Хрущев М.М., Беркович Е.С. Микротвердость, определяемая методом вдавливания. – М.: Наука, 1943.
8. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
9. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Оборонгиз, 1956. – 344 с.
10. Квасов Ф.И., Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы типа дюралюмин. – М.: Металлургия, 1984. – 240 с.
11. Конструкционные материалы. Справочник / Под редакцией Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 687 с.
12. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний. – М.: Машиностроение, 1985. – 231 с.

КАБЕСАС А. – аспірант кафедри "Конструкції та міцності літальних апаратів" Київського міжнародного університету цивільної авіації.

Наукові інтереси:

– теорія та моделі накопичення пошкоджень при циклічних навантаженнях металів.

РАДЧЕНКО Олександр Іванович – професор кафедри "Конструкції та міцності літальних апаратів" Київського міжнародного університету цивільної авіації.

Наукові інтереси:

– синергетика;

– міцність конструкцій;

– теорія та моделі накопичення пошкоджень при циклічних навантаженнях металів.