

УДК. 669.539.43

Т.Яковлєва, канд. техн. наук

Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України (Київ)

ЗАГАЛЬНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ СТРУКТУРНОЇ ПЕРЕБУДОВИ КОНСТРУКЦІЙНИХ СПЛАВІВ ЗА ДІЇ ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖУВАННЯ

Наведено та узагальнено результати досліджень впливу параметрів циклічного навантажування і технологічних чинників на структурні механізми пластичного деформування сплавів на основі алюмінію, нікелю та титану. Встановлено окремі та загальні закономірності структурної перебудови конструкційних матеріалів.

Щоб оцінити міцність та ресурс елементів конструкцій, що циклічно деформуються, необхідно відповісти щонайменше на три питання: 1) чи здатен матеріал чинити опір накопиченню втомних пошкоджень та появи тріщини заданої довжини; 2) чи здатен даний матеріал опиратися поширенню тріщини, тобто які його характеристики циклічної тріщиноотривкості; 3) яке співвідношення характеристик міцності та тріщиноотривкості матеріалу за дії циклічного навантажування за заданого структурного стану та режимів експлуатації. Прямі відповіді на ці питання дають випробування на втому та циклічну тріщиноотривкість [1–4]. У той же час, щоб інтерпретувати отримані дані, проаналізувати причини руйнування та спрогнозувати поведінку матеріалу, необхідно провести структурні дослідження і розробити теоретичні моделі [5–8].

Відомо, що основна причина у відмінності механічних властивостей матеріалу за умов втомного та статичного руйнування полягає в періодичному характері фізичних процесів, що реалізуються за дії циклічного навантажування. Одна з найважливіших особливостей еволюції структурних характеристик за такого навантажування – це локалізація пластичної деформації. Вказані чинники (циклічний характер навантажування та локалізація зон максимальних структурних змін) є визначальними як під час інкубаційного (накопичування втомних пошкоджень), так і активного (поширення тріщини) періодів втомного руйнування. З огляду на це криві втоми та кінетичні діаграми втомного руйнування відображають дві взаємопов'язані стадії єдиного процесу – втомного руйнування. Тому використання єдиного підходу щодо дослідження дислокаційних структур, які формуються в процесі циклічного навантажування, включаючи період розвивання магістральної тріщини, і аналіз отриманих результатів з єдиної методологічної точки зору становить значний науковий і практичний інтерес.

Методи досліджень і матеріали. Вказаний підхід було використано для вивчення структурних змін у зразках із сплавів на основі титану – VT1-0 (технічно чистий титан), ПТ-7М (слабколегований α -сплав), VT18У (псевдо- α -сплав), VT20 (зварний псевдо- α -сплав), VT22 (двофазний $(\alpha+\beta)$ -сплав), алюмінію – АМг6Н (сплав з магнієм) та нікелю – ЕП202 (сплав із залізом).

Вивчення структурних змін було проведено за результатами втомних випробувань при однорідному розтягу – стиску з частотами навантажування від 100 до 10000 Гц та коефіцієнтах асиметрії $R = -1; 0; 0,5$. Характеристики міцності та тріщиноотривкості було отримано на однакових для конкретного виду випробувань зразках (рис. 1. а, б) за одного й того ж ретельно проконтрольованого температурного режиму осьового розтягу-стиску ($R = -1$) і розтягу ($R \geq 0$) з однаковим принципом вимірювання та задання параметрів циклічного навантажування [2].

Дислокаційну структуру вивчали методом трансмісійної мікроскопії на фольгах, що були отримані методом струменевого електрополірування.

Дослідження дислокаційної структури під час інкубаційного періоду для кожного із поєднань частоти та асиметрії циклів навантажування проводили поетапно – після кількості циклів, що відповідала відповідно 0,1; 0,5; 0,9 від прогнозованої кількості циклів до утворення макротріщини, та у зруйнованому і початковому станах. При цьому щоб прослідкувати кінетику накопичування втомного пошкодження для різних швидкостей циклічного деформування втомні випробування проводили за однакової амплітуди циклічного навантажування σ_a для кожної з частот та кожного значення коефіцієнта асиметрії. Конкретні значення амплітуди задавали такими, щоб при $R = \text{const}$ пряма $\sigma_a = \text{const}$ перетинала всі криві втомного обраного діапазону частот випробувань.

Заготовки фольг вирізали з робочої частини зразків (рис. 1, а) у перерізі, що відповідав рівню найбільших напружень, тобто у зоні, що потенційно зазнала найбільшого пошкодження. У зруйнованих зразках фольги відповідали зонам біля осередку макротріщини. Отримані заготовки спочатку механічно шліфували, а потім електрополірували.

Для аналізу дислокаційної структури на стадії поширювання втомної макротріщини з вибраної ділянки поверхні зруйнування зразків, які були випробувані на циклічну тріщиноотривкість, вирізали диски (рис. 1, б) з координатами центру X_0, Y_0 відносно краю поверхні зруйнування і відстані від дна надрізу відповідно (рис. 1, ж), які потім відшліфували і віделектрополірували з одного боку. Інший бік дисків, тобто злам, покривали захисною плівкою, яку після електрополірування видаляли розчинником. Позначка в місці дотику краю фольги і зразка (точка А на рис. 1, ж) була репером при встановленні зразка в мікроскоп і визначенні координат X_1, Y_1 „прозорі” ділянки відносно центру фольги. Сумарні значення $X_0 + X_1$, та $Y_0 + Y_1$, були близькими до координат X, Y (рис. 1, е), що дозволяло зорієнтувати досліджувану область щодо напрямку розвивання магістральної тріщини, порівняти з її РЕМ-образом та визначити значення розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK . Режимми електрополірування дозволяли на одному дисківі (рис. 1, в) отримувати „прозорі” ділянки для дослідження дислокаційної структури та ділянки оксидних реплік для фрактографічного аналізу.

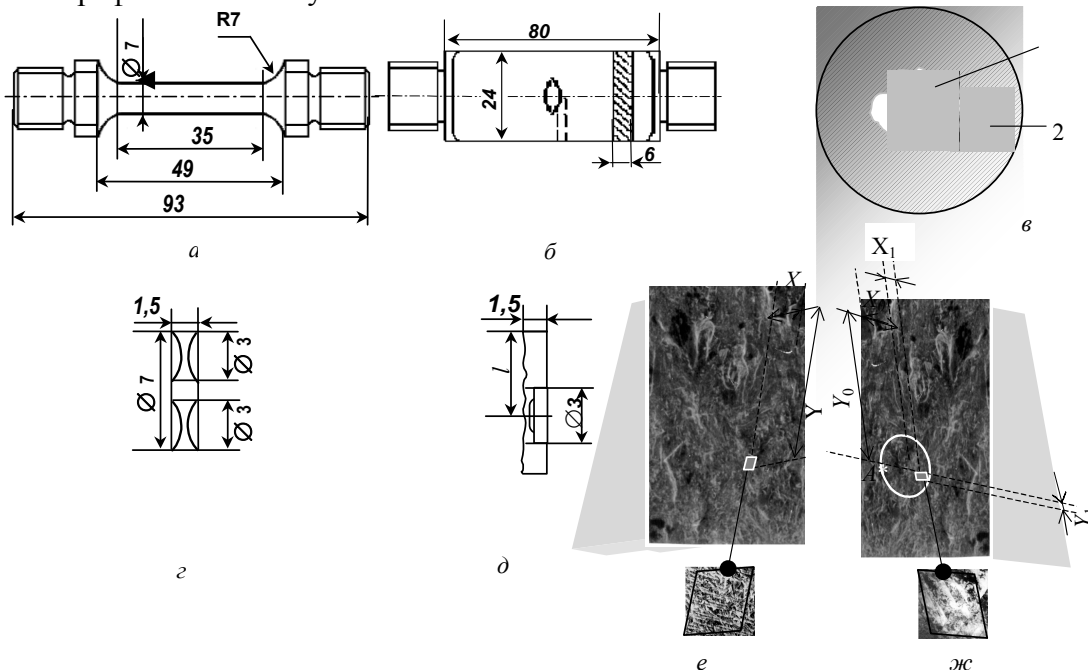


Рис. 1. Зразки для випробувань на втому (а) і циклічну тріщиноотривкість (б) та відповідні схеми вирізання фольг для ПЕМ-мікроскопії протягом інкубаційного (з) та активного (в, ж) періодів втомного руйнування; орієнтації РЕМ-зображень (е) на поверхні зруйнування (д); ділянок оксидної репліки в фользі для ПЕМ мікроскопії (в): 1 – репліка, 2 – «прозора» ділянка фольги

Усі фольги електрополірували при температурі $-10...-15^{\circ}\text{C}$. Низька температура електроліту перешкоджала змінненню дислокаційної структури від перегрівання під час електрополірування.

Структурні дослідження зони пластичного деформування у вершині тріщини проводили для зафіксованих значень ΔK у діапазоні від швидкостей біляпорогової зони до швидкості зростання тріщини $dl/dN \approx 5 \cdot 10^{-7}$ м/цикл.

Розмір зон локалізації пластичної деформації (ЛПД) оцінювали по мікрофотографіях за різного збільшення з урахуванням кута нахилу фольги щодо пучка електронів. Слід зауважити, що отримані дані за розмірами зон локалізації пластичної деформації корелюють із тенденцією їх змінювання для умов циклічного навантажування, але детальний аналіз впливу кристалографічних параметрів матеріалу на форму (і відповідно розмір в різних напрямках) цих зон потребує окремого вивчення.

Для випробуваних зразків окрім аналізу морфології дислокаційної структури в об'ємі зразка під час інкубаційного періоду і зони зруйнування у вершині макротріщини під час її поширення визначали наступний комплекс параметрів: інтегральну щільність дефектів (методом електроопору) [2, 9]; щільність рухомих дислокацій та ступінь їх закріплення (методом внутрішнього тертя) [2, 9]; ступінь та характер впорядкованості структурних елементів (методом Фур'є-аналізу) [10].

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідження сплавів показало [9, 11-14], що для всіх частот симетричного навантажування характерна наступна послідовність структурних змін. На ранніх стадіях навантажування (після 10% довговічності) виявлено: розпад елементів чарункової структури, які залишились після попереднього термооброблення та формування пачок ліній ковзання (сплав ВТ1-0); появу майже однаково зорієнтованих смуг дислокацій (сплав ПТ-7М); підвищення щільності дислокацій та розпад зміцнювальної α_2 -фази (сплав ВТ18У); деформування міжфазових прошарків (сплав ВТ22); формування дислокаційних скупчень, утворених загалом із диполів та петель (сплав АМг6Н); незначне підвищення щільності дислокацій (сплав ЕП202). При подальшому навантажуванні до 50% довговічності встановлено: збільшуються розміри і кількість пачок ліній ковзання (сплав ВТ1-0); спостерігаються мікрозони з системами дислокацій, що зорієнтовані не в одному, а в двох щільно упакованих напрямках (сплав ПТ-7М); продовжують розпадатися частки α_2 -фази (сплав ВТ18У); деформуються межі поділу між α -колоніями (сплав ВТ22); трансформуються дислокаційні скупчення у смуги, які створено петлями і плетивом дислокацій крайової та гвинтової орієнтації (сплав АМг6Н); розпадаються частки зміцнювальної γ' фази (сплав ЕП202). Наступний етап (90% довговічності та зруйнований стан) характеризується поряд із вказаними особливостями суттєвим підвищенням щільності дислокацій у внутрішніх і прилеглих до меж об'ємах найбільш здеформованих зерен (сплав ВТ1-0); накопиченням кількісних змін за відсутності суттєвих якісних змін (сплав ПТ-7М); руйнуванням дислокаційних мереж і формуванням плоских дислокаційних скупчень в мікрооб'ємах, які містять зменшену кількість α_2 -фази (сплав ВТ18У); частковою фрагментацією деяких α -пластин та появою елементів субструктури між поперечними лініями ковзання (сплав ВТ22); перебудуванням смугової структури в слабко розвинену чарункову (сплав АМг6Н); утворенням смуг деформування, які перетворюються у втомні мікротріщини у вільних від виділів знеміцнених зонах (сплав ЕП202).

Притаманна кожному з матеріалів конкретна послідовність структурних змін обумовлена кристалографічними характеристиками матеріалу, особливостями і кількістю легувальних елементів та фазовим складом.

Спільними рисами для всіх матеріалів є наступне: локальний характер структурних змін; присутність протягом всього періоду циклічного навантажування типів структур, що характерні для попередніх стадій, а також зон, що не зазнали змін (відповідають початковому стану); розташування зон залежно від локального напруженого стану, близькості до вільної поверхні матеріалу, ступеню концентраційної

неоднорідності легуючих та домішкових елементів; збільшення розмірів зон ЛПД із збільшенням циклів навантажування.

Аналіз наведених на рис. 2 даних показав, що розмір зон ЛПД суттєво залежить від початкової структури матеріалу. Так, сплави ВТ1-0 та АМг6Н, внутрішня структура зерна яких не розвинена, мають найбільший (але такий, що не перевищує розмір зерна) розмір зони ЛПД. Навпаки, сплавам ВТ18У та ВТ22 з структурою „кошикового плетіння” притаманні менші розміри ЛПД.

Дані Фур'є-аналізу, (рис.3) вказують, що в зонах ЛПД, які потім стають осередками руйнування, суттєво збільшується асиметрія поля структурних елементів [15].

Загалом результати процесів локального структурного перебудування за умов циклічного навантажування настільки суттєві, що знаходять відображення в

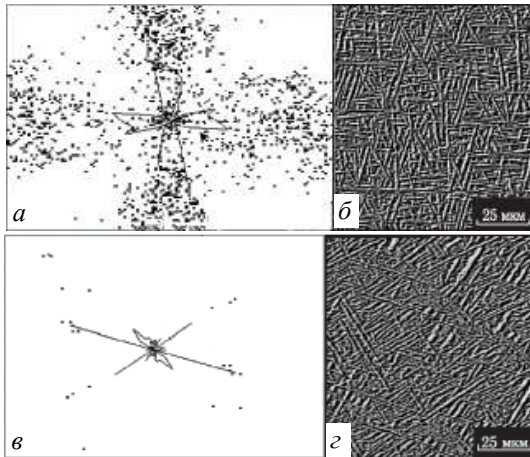


Рис. 3. Фур'є спектр (а, в) структури сплаву ВТ20 в початковому (а, б) та зруйнованому (в, з) стані.

особливості кінетики накопичування дефектів визначаються видом та станом матеріалу і умовами навантажування.

Найбільш характерними особливостями високочастотного навантажування, як відмічено для всіх досліджених матеріалів, є зниження рівня накопичення втомних пошкоджень за цикл навантажування (дані внутрішнього тертя, рис.4, та

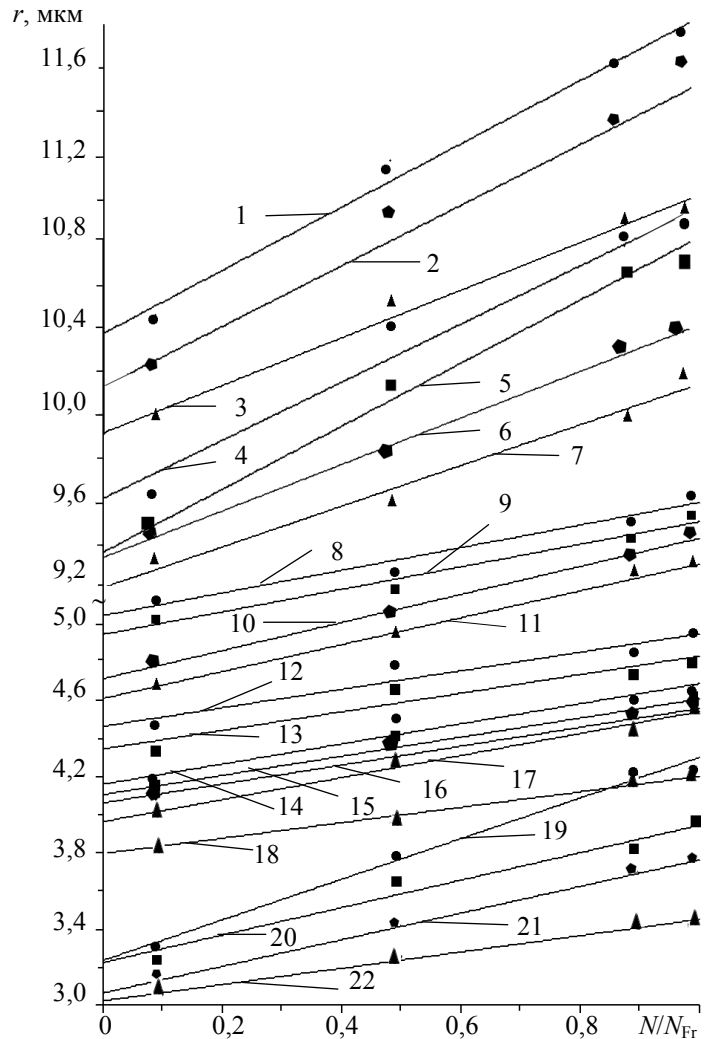


Рис. 2. Залежність середнього лінійного розміру зони ЛПД від відносної довговічності для сплавів АМг6Н (1 – 3); ВТ1-0 (4 – 7); ПТ7М (8 – 11); ВТ18У (12, 13, 16, 17); ЕП202 (14, 15, 18); ВТ22 (19 – 22); частота навантажування: 1, 14 – 35 Гц; 4, 8, 12, 19 – 100 Гц; 2, 15 – 200 Гц; 5, 9, 13, 20 – 500 Гц; 6, 10, 16, 21 – 3 кГц; 3, 7, 11, 17, 18, 22 – 10 кГц. Кожна точка відповідає середньому значенню з 5 – 7 вимірювань

зміненні таких інтегральних характеристик, як внутрішнє тертя (рис. 4), питомий відносний залишковий електроопір¹ (рис. 5), анізотропія коефіцієнтів Фур'є-розкладу (рис. 6). Дефекти найбільш накопичуються під час перших 10% довговічності. Потім їх щільність зростає менш інтенсивно, або стабілізується. В окремих випадках перед зруйнуванням (після 90% довговічності) має місце ще одне раптове підвищення цієї величини. Конкретні

¹ безрозмірна величина, яка є відношенням поточного значення електроопору Ω , що відповідає заданій відносній довговічності, до початкового значення $\Omega_{поч}$

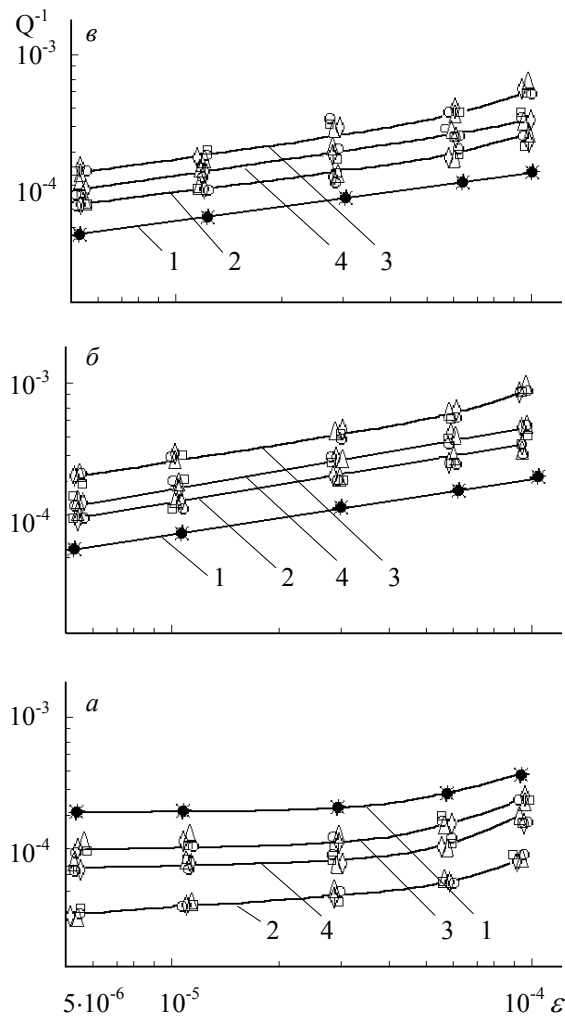


Рис. 4. Амплітудні залежності внутрішнього тертя в титанових сплавах VT1-0 (а), VT18У(б); VT22 (в): 1 – вихідний стан; 2 – $N = 0,1N_{Fr}$; 3 – $N = 0,5N_{Fr}$; 4 – $N = 0,9N_{Fr}$; частота навантажування: Δ - 100 Гц; \circ - 500 Гц; \square - 3 кГц; \diamond - 10 кГц. ϵ - амплітуда відносної деформації зразка при вимірюванні логарифмічного декременту згасання Q^{-1} крутильних коливань

симетричних циклів. Але ступінь впливу частоти залежить від співвідношення величин статичного та циклічного складників напружень циклу.

Дислокаційна структура зони пластичного деформування у вершині магістральної тріщини в біляпороговій зоні значень ΔK є наступним етапом розвитку структури, яку було сформовано на стадії накопичення втомних пошкоджень в основному об'ємі [10]. Матеріал характеризується швидше кількісними, ніж якісними відмінностями дислокаційної структури, що формується в зоні руйнування, від структури

електроопору), що відображає зниження рівня пластичної деформації; зменшення розмірів зон ЛПД (рис. 2), що свідчить про підвищення ступеню локалізації пластичного деформування. Такий висновок випливає з того, що одному й тому ж значенню N/N_{Fr} за високих частот відповідає більше значення N , оскільки більшим є N_{Fr} . При цьому збережено основні тенденції еволюції структури в процесі навантажування.

Підвищення значень коефіцієнта асиметрії циклу не призводить до суттєвих змін кінетики накопичення структурних пошкоджень (дані електроопору, рис. 5), але супроводжується більш рівномірним характером структурних змін, тобто призводить до зменшення ступеню локалізації пластичного деформування та формування елементів менш енергомісткої дислокаційної структури, яка забезпечує меншу здатність матеріалу опиратися тривалому циклічному деформуванню. Зокрема, спостерігалось зниження впливу меж чарунок та змінення їх структури (сплав АМг6Н), більш помітне ущільнення дислокацій, з'явилися і плоскі дислокаційні скупчення і елементи чарункової структури (сплав ЕП202).

При підвищенні частоти асиметричного навантажування зміни дислокаційної структури підпорядковано тим самим закономірностям, що і для

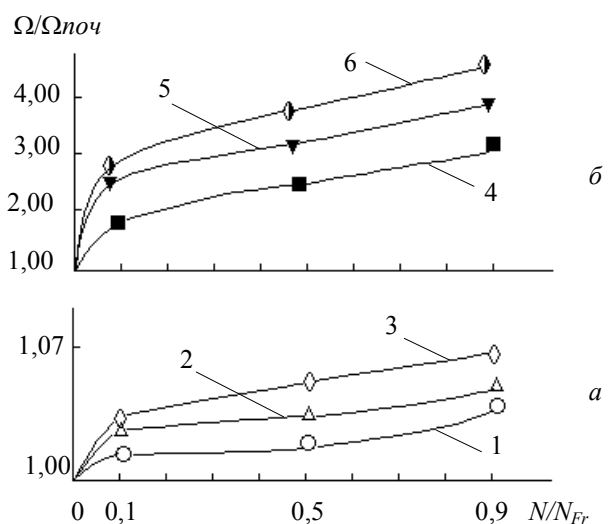


Рис. 5. Залежність відносного питомого залишкового електроопору від відносної довговічності для сплавів: а – АМг6Н; б – ЕП202. 1, 4 – $R = -1$; 2, 5 – $R = 0$; 3, 6 – $R = 0,5$

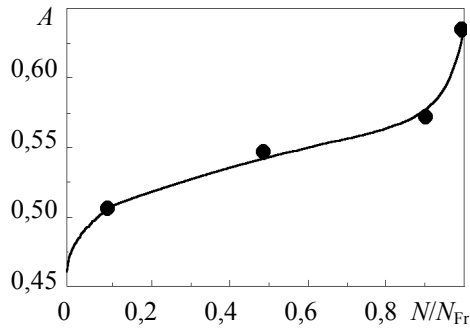


Рис. 6. Залежність безрозмірного параметру анізотропії A Фур'є-коефіцієнтів від відносної довговічності для структури сплаву АМг6Н, $R=-1$, $f=200$ Гц

зміненням геометричних та структурних характеристик зони пластичного деформування під поверхнею зруйнування. Звідси можна зробити висновок, що швидкість зростання тріщини обумовлена головним чином тривалістю періоду структурної підготовки матеріалу в околі вершини тріщини і енергоємністю процесу руйнування як такого, що пов'язаний із взаємодією фронту тріщини із початковими та сформованими елементами структури і субструктури. Порівняння наведених закономірностей розвивання зон ЛПД і зони зруйнування (зони пластичної деформації у вершині тріщини) показує однаковий „структурно-геометричний” характер їхньої еволюції із збільшенням тривалості навантажування. Однаковим є результат збільшення частоти циклічного навантажування - зростання ступеню локалізації пластичної деформації як під час інкубаційного періоду (зменшення розміру зон ЛПД), так і на стадії розвивання тріщини (зменшення глибини зони пластичного деформування, скорочення кроку втомних борозенок та ширини смуг відповідної смугової дислокаційної структури, розмірів майданчиків їх односпрямованого розташування). Принципова схожість структурних характеристик матеріалу в зоні ЛПД і в зоні зруйнування в біляпороговій області зростання тріщини також показує, що одна

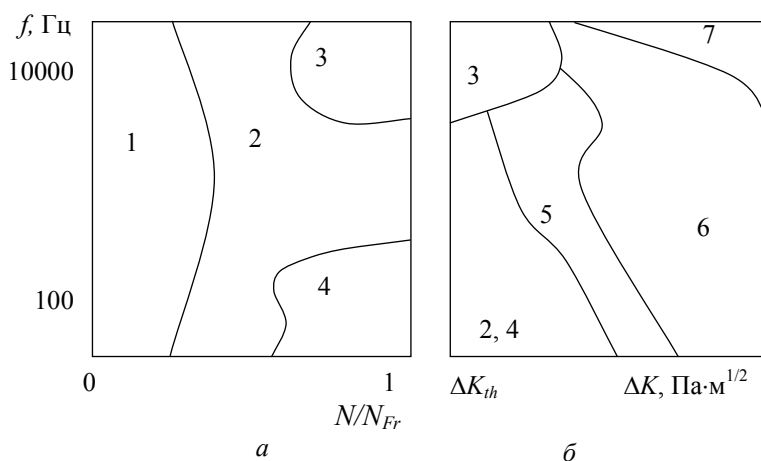


Рис.7. Схематичне подання переважних типів дислокаційних структур у титанових сплавах на стадії накопичування втомних пошкоджень (а) і на стадії стабільного зростання тріщини (б): 1 – межі нахилу, сітки, окремі дислокації; 2 – деформування міжфазних меж; 3 – дефекти упакування; 4 – петлі; 5 – плоскі скупчення, чарункова структура; 6 – смугова структура; 7 – деформування мікрозон, прилеглих до двійників, які початково присутні в α - фазі

локальних, найбільш zdeформованих під час інкубаційного періоду, мікрообластей основного об'єму (рис. 7, а). Принципова схожість структурних характеристик матеріалу в зоні локального пластичного деформування (ЛПД) і в зоні зруйнування в біляпороговій області зростання тріщини також показує, що одна або декілька із зон ЛПД служать осередками зруйнування. Із збільшенням значень ΔK з'являються елементи структури, що не спостерігались в зонах ЛПД, і які відповідають вищим рівням напружень, ніж номінальні (рис. 7, б).

Збільшення значень ΔK із зростанням довжини тріщини, тобто тривалості навантажування, супроводжується одночасним

збільшенням частоти циклічного навантажування, супроводжується одночасним збільшенням частоти циклічного навантажування - зростання ступеню локалізації пластичної деформації як під час інкубаційного періоду (зменшення розміру зон ЛПД), так і на стадії розвивання тріщини (зменшення глибини зони пластичного деформування, скорочення кроку втомних борозенок та ширини смуг відповідної смугової дислокаційної структури, розмірів майданчиків їх односпрямованого розташування). Принципова схожість структурних характеристик матеріалу в зоні ЛПД і в зоні зруйнування в біляпороговій області зростання тріщини також показує, що одна або декілька із зон ЛПД служать осередками зруйнування. Аналіз та узагальнення експериментальних даних, які отримано автором і знайдено у літературі, дає можливість запропонувати певну “фізичну схему” втомного руйнування металів. В усьому дослідженому діапазоні режимів навантажування, незалежно від типу попередньо сформованої структури, еволюція структурних параметрів, тобто локальна пластична деформація, спостерігається в обмеженій кількості мікрооб'ємів на фоні практично незмінного

структурного стану більшої частини матеріалу. Значна кількість зон із виниклими структурними змінами не зазнають подальшого розвитку. Узагальненою ілюстрацією вказаної закономірності може бути рис. 8, де градаціями сірого кольору показано ступінь локальних структурних змін у матеріалі після циклічного навантажування. Особливістю мікрооб'ємів максимальних структурних змін (рис.8, чорний колір) є підвищена чутливість щодо зовнішнього навантажування, зумовлена впливом таких чинників, як сприятлива кристалографічна орієнтація, локальна концентрація напружень, концентраційна неоднорідність щодо домішок та легувальних елементів, близькість до вільної поверхні матеріалу. Локальний характер мікроструктурних змін, що розвиваються, при практично стабільному стані решти матеріалу, дає змогу розглядати зони ЛПД як мікрооб'єми, що мають інші властивості ніж решта матеріалу і внаслідок цього межову поверхню. Тобто зони ЛПД можна характеризувати двома параметрами: радіусом і питомою поверхневою (межовою) енергією. Із збільшенням тривалості навантажування збільшуються розміри зони ЛПД та зростає ступінь локалізації структурної перебудови матеріалу, тобто змінюються її геометричні та структурні параметри. Локальне зруйнування настає тоді, коли матеріал зони ЛПД втрачає здатність до подальшого пластичного деформування, а саме за критичних значень розмірних і структурних параметрів.

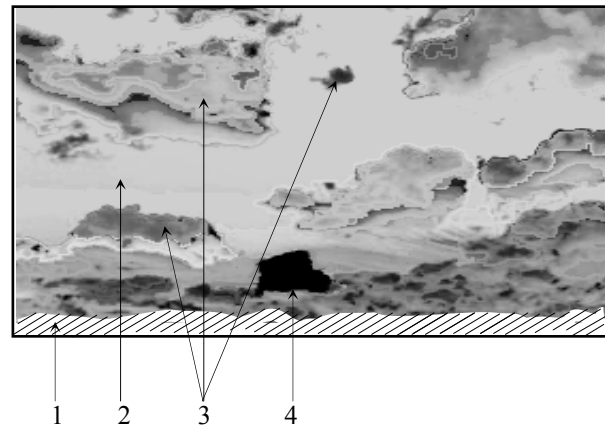


Рис. 8. Схематичне подання ступеню локальних структурних змін за дії циклічного навантажування:
1 – вільна поверхня; 2 – матеріал у початковому стані; 3 – приклади мікрооб'ємів із різною ступенню структурних змін; 4 – зона максимальних структурних змін, що є осередком руйнування

Висновки:

1. Структура більшої частини матеріалу змінюється дуже слабо або залишається практично незмінною, тобто за умов циклічного навантажування деформування основного об'єму (масиву) матеріалу має оборотний або майже оборотний характер.
2. Накопичення необоротних структурних змін здійснюється в локальних мікронах, які за результатом цього набувають відмінних від решти матеріалу властивостей.
3. Розташування зон залежить від локального напруженого стану, близькості до вільної поверхні матеріалу, ступеню концентраційної неоднорідності легуючих та домішкових елементів. Розмір зон залежить від початкової структури матеріалу, відносної довговічності та частоти навантажування.
4. Для розвивання зон локальних структурних змін протягом стадії накопичення втомних пошкоджень та активного періоду втомного руйнування характерним є збереження закономірностей структурних змін, притаманних даному матеріалу, а також єдиний характер їх залежності від швидкості деформування.
5. Локальне зруйнування настає тоді, коли матеріал зони ЛПД втрачає здатність до подальшого пластичного деформування, а саме за критичних значень розмірних і структурних параметрів.

Застосування наведених та встановлення інших закономірностей локального пластичного деформування за умов циклічного навантажування з метою розроблення моделей втомного руйнування, які ґрунтуються на аналізі фізичних процесів, що відбуваються в матеріалі, мають достатньо просту, прийнятну для практики математичну форму, є напрямком подальших досліджень.

The phenomenon of fatigue in metals and alloys with different crystallographic structure is discussed. Attention is focused on the evolution of dislocation structure in the bulk of the material at the fatigue damage accumulation stage and in the fracture area during crack propagation as well as on the fractographic relationships of fatigue fracture at different frequencies and stress ratios. The physical model of the formation of local plastic deformation regions is stated.

Література

1. Трощенко В.Т., Сосновский Л.А. Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Ч. 1. – Киев: Наук. думка, 1987. – 504с.
2. Матохнюк Л.Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200с.
3. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения / В.Т. Трощенко, А.А. Лебедев, В.А. Стрижало и др. – Киев: Логос, 2000. – 571 с.
4. Войналович А.В., Кофто Д.Г., Матохнюк Л.Е., Хляпов А.А. Влияние асимметрии цикла нагружения на сопротивление усталости сплавов ЭП202 и ВНС-25 при различных частотах нагружения // Пробл. прочности. — 1990. — № 8. — С. 84—89.
5. Yokobori T. An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids. – Groningen: Wolters-Nordhoff scientific publications LTD, 1970. – 260 p.
6. Steen M. Fatigue research topics in the EU // Fatigue'99. – Beijing: Higher Education Press, 1999. – Vol. 2 – P. 665 - 672.
7. Ясній П.В., Гладько В.Б. Оцінка локальної деформації сплаву АМг6 за переміщенням розтрісканих включень // Пробл. прочности. – 2003. — № 2. – С. 124 – 134.
8. Kosañda D., Kosañda S., Tomaszek H. Probabilistic description of fatigue crack growth in a laser hardened medium-carbon steel // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001 – № 3. – С. 13 – 20.
9. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наук. думка, 2003. – 238 с.
10. Яковлева Т.Ю. Использование методов Фурье-оптики для количественного анализа эволюции структурного состояния металлических материалов в условиях циклического нагружения // Пробл. прочности. — 2000. — № 2. — С. 81—89.
11. Яковлева Т.Ю. Взаимосвязь микромеханизмов структурной перестройки титанового сплава ВТ18У в процессе усталостного разрушения // Пробл. прочности. — 2000. — № 4. — С. 33—44.
12. Яковлева Т.Ю. Дислокационная структура титанового сплава ВТ22 в условиях циклического нагружения с различными частотами // Пробл. прочности. – 2000. – N 4. – С. 33 – 44.
13. Яковлева Т.Ю., Войналович А.В., Матохнюк Л.С. Кінетика структурних змін у сплаві АМг6Н за дії високочастотного асиметричного навантажування // Металознавство та обробка металів. — 2000. — № 4. — С. 12—19.
14. Яковлева Т.Ю., Войналович А.В., Матохнюк Л.С. Особливості формування дислокаційної структури нікелевого сплаву за дії циклічного навантажування // Металознавство та обробка металів. — 2001. — № 4. — С. 19—25.
15. Яковлева Т.Ю., Матохнюк Л.Е. Оценка деградации структуры металлических материалов методом Фурье-анализа // Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций: Тр. конф. – Киев: Институт проблем прочности НАН Украины, 2000. – Т. 1. – С. 193–197.

Одержано 25.02.2005 р.