

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ ПРОЧНОСТИ *им. Г.С.Писаренко*
НАУЧНЫЙ СОВЕТ ПО ПРОБЛЕМЕ
“МЕХАНИКА ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА”

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ УКРАИНЫ
НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ УКРАИНЫ
“КИЕВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ”

АССОЦИАЦИЯ “НАДЕЖНОСТЬ МАШИН И СООРУЖЕНИЙ”

ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

ТРУДЫ МЕЖДУНАРОДНОЙ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
посвященной 100-летию со дня рождения
академика НАН Украины *Г.С. Писаренко*
Киев,
28-30 сентября 2010 г.

Киев 2011

УДК 539.3:539.4:620.17:621

Прочность материалов и элементов конструкций: Труды Международной научно-технической конференции “Прочность материалов и элементов конструкций” (Киев, 28–30 сентября 2010 г.) / Отв. ред. В.Т. Трощенко. – Киев: Ин-т проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, 2011. – 925 с.

В сборник включены доклады Международной научно-технической конференции “Прочность материалов и элементов конструкций” (Киев, 28-30 сентября 2010 г.), посвященной 100-летию со дня рождения академика НАН Украины Г.С. Писаренко. Рассмотрены новые результаты фундаментальных и прикладных исследований в области механики деформируемого твердого тела, динамики и прочности в машиностроении, актуальные направления их развития и применения в технике.

Для научных сотрудников и специалистов в области прочности и ресурса элементов конструкций.

Утверждено к печати Ученым советом Института проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины

International Conference “Strength of Materials and Structural Elements: Proceedings / Ed. V.T. Troschenko – Kyiv, 2011. – 925 p.

The book comprises papers of the International Conference “Strength of Materials and Structure Elements” (Kyiv, September 28-30, 2010), dedicated to the 100-th birthday academic of the Nat. Ac. of Ukraine G.S. Pisarenko. Consider the results of fundamental and applied research in the field of mechanics of a deformable solid, dynamics and strength in machine building and topical directions of their development and technological application.

The book is intended for researches and specialists in the field of strength and life of structural elements.

This work relates to Department of Navy Grant N62909-10-1-1100 issued by U.S. Office of Naval Research Global and U.S. Army International Center-Atlantic. The United States Government has a royalty-free license throughout the word in all copyrightable material contained herein.

Синергетическая дискретно–вероятностная модель усталости металлов и сплавов

А.И. Радченко, С.С. Юцкевич, В.М. Пантелеев

Национальный авиационный университет, Киев, Украина

Sinergy Discrete Probability Model of Fatigue of Metals and Alloys

A.I. Radchenko, S.S. Yutskevich, V.M. Panteleyev

National Aviation University, Kiev, Ukraine

Рассмотрены результаты исследований процесса усталости ряда металлов и сплавов, которые использовали для обоснования синергетической дискретно–вероятностной модели усталости. Показано, что низкочастотный процесс эволюции диссипативных структур на стадиях усталости при действии циклических нагрузок сопровождается высокочастотными (дискретными) процессами пластического деформирования на наноуровне по кристаллографическим плоскостям скольжения.

Ключевые слова: остаточная долговечность, двухступенчатое нагружение, упрочнение и разупрочнение, точка бифуркации.

Систематические исследования по изучению закономерностей процессов усталости были начаты в Национальном авиационном университете в 70-х годах прошлого столетия, когда было обнаружено явление осцилляции физико-механических характеристик алюминиевых сплавов [1–3].

Впервые необычные явления были обнаружены при испытаниях на усталость элементов обшивки самолетов, которые имели коррозионные повреждения после различной продолжительности эксплуатации. Они заключались в том, что при определенных наработках остаточная долговечность была больше, чем у образцов в исходном состоянии.

Аналогичные результаты были получены при испытаниях образцов из плакированного алюминиевого листового материала Д16АТ. На них ускоренным методом наносили нормированное коррозионное повреждение после различной величины предварительной циклической наработки [4]. Эта схема испытаний соответствует реальным условиям работы ряда элементов авиационных конструкций, на которых после определенного периода эксплуатации возникают различные случайные повреждения – коррозия, механические повреждения, а также наносят надрезы, связанные с доработкой конструкции и её ремонтом.

Подобные усталостные испытания являются типичными двухступенчатыми испытаниями по схеме "долома" (рис. 1), которые применяли и применяют многие исследователи при изучении закономерностей суммирования усталостных повреждений.

Особенностью описываемых испытаний являлось то, что их проводили в статистическом аспекте при небольшом шаге изменения предварительной наработки. Это позволило выявить "всплески" остаточной долговечности при определенных величинах предварительной наработки.

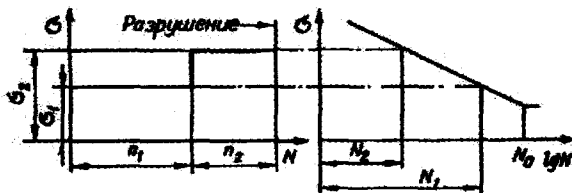


Рис. 1. Схема двухступенчатых испытаний

На первом этапе исследований отсутствовало представление о природе наблюдаемых "всплесков" и закономерностях их возникновения. Высказывали даже предположение о случайной природе их возникновения, обусловленной случайным характером коррозионного повреждения. Поэтому в последующих испытаниях плоских листовых образцов концентратор напряжений был изменен. Он представлял собой круглое отверстие, которое сверлили перед началом испытаний на усталость.

На рис. 2 в качестве примера показан один из первых результатов двухступенчатых испытаний при циклическом растяжении авиационного алюминиевого материала Д16АТ с плакирующим слоем [4]. Образец имел центральное отверстие. Предварительную наработку производили при $\sigma_{1\max} = 125,3$ МПа, а на второй ступени программы напряжения уменьшали до $\sigma_{2\max} = 113,4$ МПа, коэффициент асимметрии цикла $R = 0,231$. Это методика испытаний I типа.

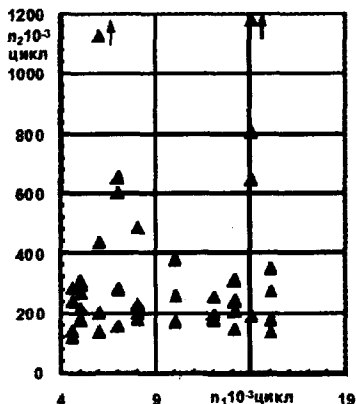


Рис. 2. Результаты двухступенчатых испытаний алюминиевого материала Д16АТ

Подобные испытания повторяли много раз. Их результаты позволили с уверенностью утверждать, что в процессе циклического нагружения металла при определенных наработках неоднократно происходит упрочнение материала с последующим разупрочнением, о чем свидетельствует появление "всплесков" остаточной долговечности.

Отметим, что при небольшом объеме испытаний можно не обнаружить "всплески" или принять их как случайные выбросы результатов экспериментов и исключить из дальнейшего анализа.

Рассмотренную схему двухступенчатых усталостных испытаний широко используют многие исследователи. Она отражает реальные ситуации, которые встречаются при эксплуатации различных изделий.

Например, после разрушения в воздухе части герметического фюзеляжа самолета В-737 фирма снизила величину избыточного давления в кабине для предотвращения подобных разрушений.

Недостатками испытаний по рассмотренной схеме является следующее:

- сравнительно сложно определять фактические напряжения в расчетном сечении при наличии отверстия;

- при переходе с первой ступени нагружения ко второй необходимо производить перенастройку испытательной машины, что вносит дополнительные погрешности.

- процесс изменения свойств металла на инкубационном периоде усталости опережающим темпом протекает практически в зерне с наиболее неблагоприятным сочетанием местных напряжений и прочностных свойств. Положение этого зерна предсказать заранее невозможно. Это усложняет применение неразрушающих методов оценки изменения физико-механических свойств металлов и сплавов в процессе усталости.

Указанные причины привели к применению II методики двухступенчатых усталостных испытаний.

Методика заключается в том, что после предварительной наработки гладкого образца на первой ступени программы в течение n_1 циклов при напряжении σ_1 выполняли надрез в форме круглого отверстия. После этого начинали вторую ступень программы, которую продолжали до полного разрушения в расчетном сечении.

Надрез изменяет распределение нормальных напряжений в расчетном сечении. Происходит местное увеличение нормальных напряжений на краю отверстия. Это локализует место дальнейшего усталостного разрушения.

Величина остаточной долговечности образца с отверстием n_2 характеризует текущее состояние гладкого образца после обработки n_1 циклов повторного нагружения.

Особое внимание при проведении испытаний уделяли обеспечению стабильности режима нагружения и свойств объектов испытаний. С этой целью использовали образцы, изготовленные из одного листа, надрез выполняли одним оператором с использованием одного и того же инструмента, режим работы испытательной машины оставляли неизменным и постоянно контролировали. Эти мероприятия уменьшали рассеяние результатов усталостных испытаний.

Были испытаны различные материалы: алюминиевые сплавы Д16Т с плакирующим слоем и без него, 2024-T3 [5], технически чистая медь, стали 08кп и 12Х18Н10Т и др. Результаты этих испытаний подтвердили наличие "всплесков" остаточной долговечности.

В большинстве испытаний использовали плоские образцы (рис. 3). Их циклическое нагружение производили на испытательной машине в условиях консольного симметричного изгиба с частотой 25 Гц.

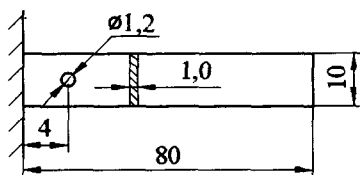


Рис. 3. Схема образца

В качестве примера на рис. 4 представлены результаты исследований зависимости остаточной долговечности меди от предварительной наработки. Эти испытания проводили по II методике.

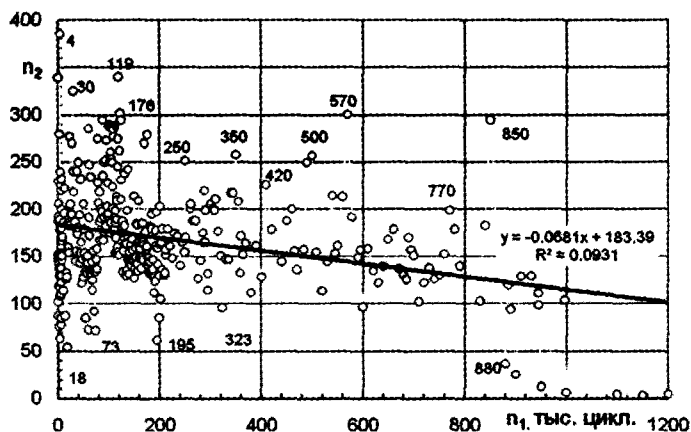


Рис. 4. Зависимость остаточной долговечности меди от предварительной наработки

Отметим некоторые особенности полученных результатов:

- крайне низкое значение показателя линейной аппроксимации R^2 зависимости $n_2 = f(n_1)$, что указывает на невозможность применения при расчетах линейного правила Пальмгрена – Майнера;

- наличие "всплесков" остаточной долговечности (например, при n_1 равном $119 \cdot 10^3$; $570 \cdot 10^3$ цикл. и др.), которые связаны с упрочнением материала;

- наличие "всплесков вниз" при некоторых значениях предварительной наработки (например, при n_1 равном $18 \cdot 10^3$; $73 \cdot 10^3$ цикл. и др.), которые свидетельствуют о разупрочнении материала.

В дальнейших исследованиях появление этих "всплесков" получило свое объяснение.

В начале 70-х годов прошлого столетия в ряде авиационных научно-исследовательских учреждений Советского Союза широко проводили исследования, направленные на повышение точности расчетов усталостной долговечности воздушных судов. На рис. 5 представлены результаты исследований [6] относительной остаточной долговечности элемента крыла самолета из алюминиевого сплава (N_T/N_0) при различной продолжительности

эксплуатации (T). Здесь N_0 – долговечность нового элемента. Конструкционные элементы демонтировали при очередных ремонтах самолетов.

Все особенности, отмеченные выше, присущи и анализируемому графику. Однако авторы исследования не сделали вывода о наличии "всплесков". Для этого нужно было располагать большим объемом экспериментальных данных и сведениями о закономерностях их появления.

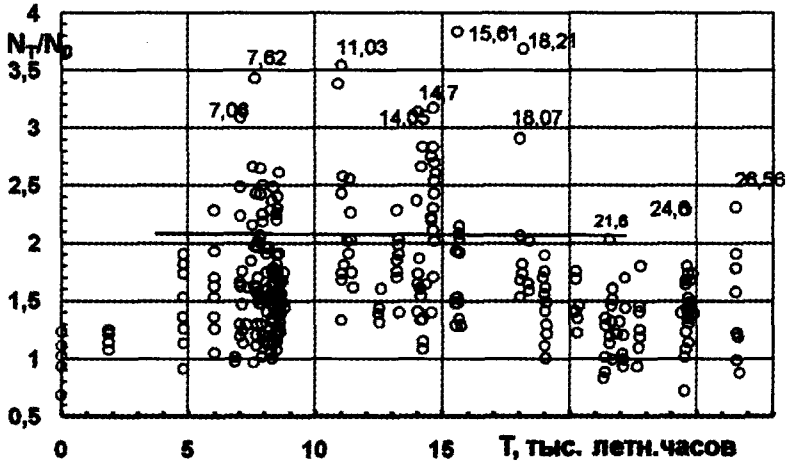


Рис. 5. Зависимость остаточной долговечности элемента крыла самолета от наработки в эксплуатации

Поворотным моментом в изучении дискретных явлений при усталости металлов явилось открытие В.С. Ивановой закона дискретности критических длин усталостных трещин [7]. Закон основан на использовании энергетических критериев усталости, предложенных в 1960 г. [8].

В.С. Иванова для описания дискретных явлений, происходящих при развитии усталостных трещин, предложила следующее рекуррентное соотношение [7]:

$$N_1(i) / N_1(i+1) = \Delta^{1/2^{i-1}},$$

где $\Delta = \frac{L}{H_0} \cdot \frac{G}{E}$ – универсальная постоянная разрушения металла; L – скрытая теплота плавления; H_0 – изменение теплосодержания при нагреве от 0 К до температуры плавления; E и G – модули упругости и сдвига при 0 К.

У алюминия универсальная постоянная разрушения металла $\Delta = 0,225$, железа – 0,108, меди – 0,168.

Анализ полученных до 1982 года экспериментальных результатов при двухступенчатых испытаниях различных металлов и сплавов в НАУ показал, что закон В.С. Ивановой может быть распространен на явления, наблюдаемые на инкубационном периоде усталости. Это позволило сформулировать дискретно-вероятностную модель усталостного разрушения металлов [2, 3].

Основные положения модели:

- зависимость "предварительная наработка – остаточная долговечность" имеет нелинейный и немонотонный характер;

- при вполне определенных значениях предварительной наработки n_1 происходит резкое увеличение остаточной долговечности n_2 ("всплеск" остаточной долговечности) с последующим не менее стремительным её уменьшением. Это свидетельствует о многократном упрочнении и разупрочнении металлов и сплавов в точках бифуркаций процесса усталости;

- положение дискретных всплесков можно описать с помощью рекуррентного соотношения В.С. Ивановой;

- возникновение серии "всплесков" можно объяснить процессами пластической деформации в различно ориентированных зернах;

- от кристаллографической ориентации критического зерна зависит вероятность его разрушения при различных видах циклического нагружения (регулярное, программное или случайное);

- остаточная долговечность при двухступенчатых программных испытаниях имеет больший разброс по сравнению с рассеянием при регулярном нагружении. Рассеяние существенно возрастает при прохождении "всплесков" остаточной долговечности.

Нарботка до появления первого "всплеска" (N_{BB1r}) в каждой r -ой серии характеризуется числом циклов от начала испытаний до его появления. Это так называемая базовая точка бифуркации. Величина наработки N_{BB1r} зависит от материала образца, его термомеханической обработки, вида напряженно-деформированного состояния, уровня действующих циклических напряжений, конструкционно-технологических факторов, окружающей среды и других факторов. Положение последующих "всплесков" в серии можно описать уравнением (1).

Однако дискретно-вероятностная модель не позволила ответить на следующие вопросы:

- какова физическая природа "всплесков" остаточной долговечности?

- в чем заключается роль процессов эволюционного изменения субструктуры металлов при усталости?

Для поисков ответов на указанные вопросы необходимо было существенно увеличить объем экспериментальных данных. Поэтому на втором этапе исследований был разработан неразрушающий статистический метод микротвердости для изучения процессов, происходящих в металле [9].

Измерение микротвердости производили через небольшие интервалы наработки, 200...1000 циклов.

Микротвердомер ПМТ-3 позволяет измерять твердость в микрообъемах, соизмеримых с размером отдельных зерен сплава. Исследуемые сплавы являлись поликристаллическими, и результаты измерений имеют значительный разброс, обусловленный разнообразием кристаллографической ориентацией различных зерен. Поэтому измерения выполняли в статистическом аспекте. При каждой величине циклической наработки измерения производили в восьми различных точках расчетного сечения образца. Минимальное расстояние между уколами было не менее 100 мкм. Общее количество

измерений при каждом уровне напряжений составляло от 2000 до 4000.

По результатам измерений определяли среднеквадратическое отклонение (с.к.в) микротвердости $S_{\text{н}}$, которое характеризует процессы, происходящие в металле. При этом использовали расчетные формулы для определения выборочных числовых характеристик распределения при малом объеме выборки [10].

Применение указанного метода позволило получить полную диаграмму базовых точек бифуркаций процесса усталости алюминиевого сплава Д16Т в широком диапазоне циклических напряжений (рис. 6).

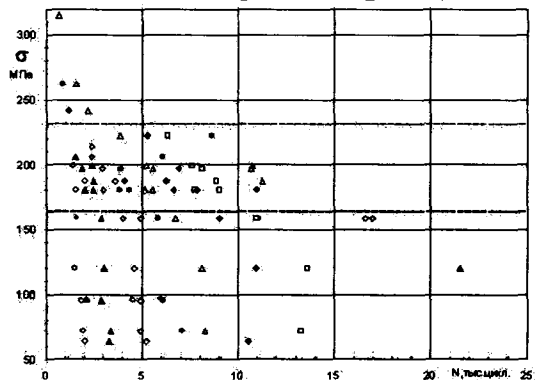


Рис. 6. Диаграмма базовых точек бифуркаций процесса усталости сплава Д16Т

Экспериментально было показано, что дискретные "всплески" при каждом уровне циклических напряжений образуют несколько *серий - рядов* [9], которые, в свою очередь, составляют *каскад серий* (рис. 7). На схеме условно показаны шесть серий.

Установлено, что при увеличении уровня циклических напряжений уменьшается количество серий всплесков остаточной долговечности.



Рис. 7. Схема образования каскада серий "всплесков"

Кроме того, было установлено наличие трех уровней циклических напряжений, превышение которых вызывает скачкообразное изменение количества серий всплесков. Указанные уровни коррелируют с уровнями напряжений, при которых обнаружены разрывы кривых усталости [11].

Важным являлся вопрос о физической природе "всплесков" остаточной долговечности. Для решения этого вопроса были проведены исследования изменения средней микротвердости квазимонокристаллических зерен чистого алюминия АД-1 в процессе усталости [12]. Механические характеристики сплава АД-1 в отожженном состоянии: $\sigma_B = 215$ МПа; $\sigma_{0,2} = 98,1$ МПа; $\delta = 13\%$; $E = 69651$ МПа; $G = 26480$ МПа; $\sigma_{-1} = 88,3$ МПа (на базе $5 \cdot 10^8$ цикл.) [13].

Применяли поликристаллические плоские образцы с размерами $130 \times 50 \times 1,5$ мм. С помощью специальной термомеханической обработки [14] размер зерен сплава был увеличен с 0,1 мм до 13...30 мкм, что позволило рассматривать их как квазимонокристаллы и использовать рентгенографический метод Лауэ [15] для определения кристаллографической ориентации каждого зерна.

Циклическое нагружение производили на низкочастотной испытательной машине с частотой 0,0083 Гц. Максимальное напряжение отнулевого цикла растяжения составляло 18 МПа. Испытания продолжали до величины предварительной наработки $n_1 = 13200$ цикл. Ограничение было связано с появлением ротационных мод деформации на поверхности образца. Это препятствовало измерениям микротвердости зерна, которые выполняли микротвердомером ПМТ-3 с шагом 50...200 циклов. Измерение микротвердости каждого зерна после определенной предварительной наработки производили 10 раз. Это позволило определить среднюю микротвердость каждого z -го зерна – $H_{cp}(z)$ и среднеквадратическое отклонение микротвердости – $S_k(z)$.

На рис. 8 показано изменение средней микротвердости в шести зернах одного образца во всем диапазоне предварительной наработки.

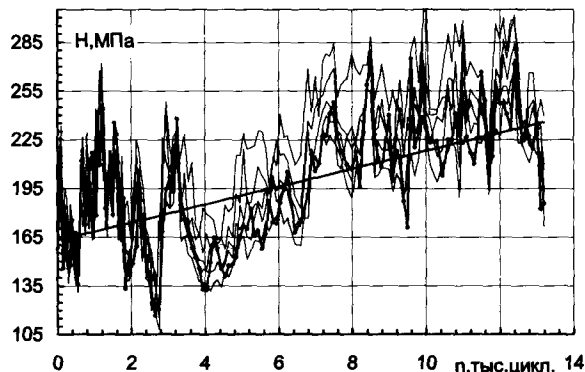


Рис. 8. Зависимость $H_{cp}(z)$ монокристаллов от предварительной наработки

Были определены параметры каскадов серий всплесков во всех зернах, что позволило получить зависимости между моментом возникновения базовой точки бифуркации NBB и значениями факторов Шмида SM в возможных системах скольжения (рис. 9).

Тесная линейная корреляционная связь между этими параметрами позволила сделать вывод о том, что возникновение всплесков в каждой серии

связано с последовательным скольжением в различных плоскостях скольжения с разными значениями фактора Шмида.

Это в свою очередь позволило получить множественную регрессионную модель, описывающую зависимость между положением базовой точки бифуркации NBB , касательным напряжением сдвига τ , приведенным к направлению скольжения в данной плоскости скольжения, и ориентацией зерна, которая характеризуется углами между продольной осью образца с главными кристаллографическими направлениями $[100]$, $[110]$, $[111]$ - V_{100} , V_{110} , V_{111} :

$$NBB = 1,6385 - 0,0855\tau - 0,01688V_{100} - 0,00413V_{110} - 0,00604 V_{111}$$

Тесноту связи между фактическими значениями $NBB_{ф}$ и расчетными $NBB_{р}$ характеризует квадрат коэффициента корреляции $R^2 = 0,929$, что указывает на удовлетворительную точность модели.

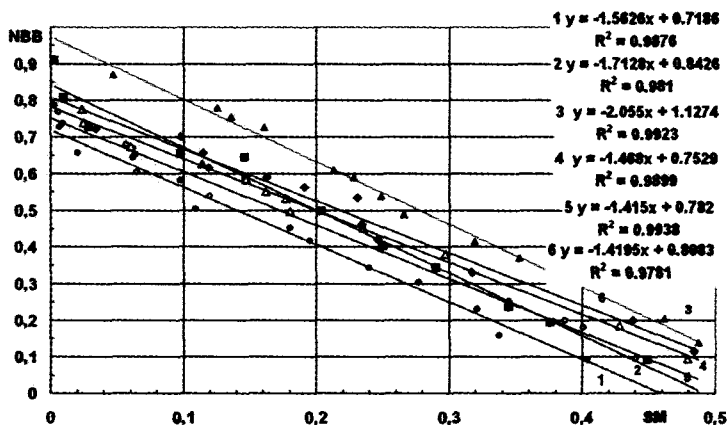


Рис. 9. Зависимость количества циклов нагружения до возникновения базой точки бифуркации процесса усталости от величины фактора Шмида 1...6 соответственно номер зерна 1...6

Рассмотрим условный материал, который состоит из зерен трех кристаллографических ориентаций – A , B , C . Зерна A являются "слабыми". У них сдвиговые процессы по критической плоскости скольжения начнутся раньше, чем в других зернах. После наработки NBB_A возникнет первый "всплеск" – материал пройдет базовую точку бифуркации процесса усталости на наноуровне.

Зерна B являются "средними". В этих зернах процессы протекают медленнее, чем в зернах A . "Всплеск" остаточной долговечности произойдет позже, чем в зернах A .

Зерна C являются "сильными". В этих зернах процессы протекают медленнее, чем в зернах B .

Окончательно $NBB_A > NBB_B > NBB_C$. Указанные точки бифуркаций являются начальными точками соответствующих серий "всплесков", характеризующих процессы на наноуровне.

Третий этап исследований, который продолжается и в настоящее время, посвящен поиску ответа на вопрос: что характеризуют точки на зависимости $n_2 = f(n_1)$, которые не относятся к "всплескам"?

В качестве примера на рис. 10 представлены результаты двухступенчатых испытаний образцов из стали 12X18H10T по методике II ($\sigma_{1max} > \sigma_{2max}$). Образец с начала испытаний имел концентратор в виде отверстия. На первой ступени $\sigma_{1max} = 52,8$ МПа, а на второй – $\sigma_{1max} = 56,1$ МПа. Нарботки на диаграмме выражены в тысячах циклов.

Отметим, что график на рис. 10 имеет много общих черт с графиком на рис. 5.

Ориентируясь на расположение минимальных значений остаточной долговечности, можно выделить четыре стадии усталости стали 12X18H10T. Точки начала указанных стадий соответствуют наработке $n_1 = 1; 5; 700$ и 16000 циклов нагружения.

Между номером стадии k и логарифмом числа циклов её начала существует достаточно тесная корреляционная связь $\lg n_{нач} = 1,4758k - 1,7526$ при величине достоверности $R^2 = 0,9681$.

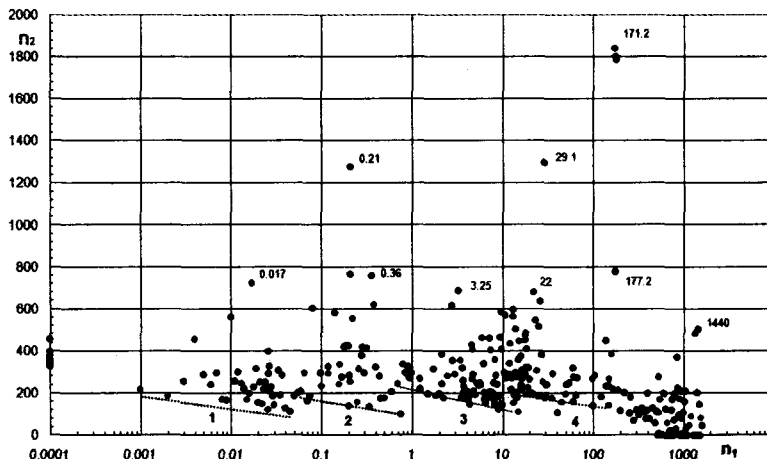


Рис. 10. Зависимость остаточной долговечности n_2 от предварительной наработки n_1 .
Сталь 12X18H10T

При дальнейшем анализе ограничимся третьей стадией усталости. Стадия начинается при 800 циклах и заканчивается при 14940 циклах. Ее продолжительность составляет 14140 циклов.

На третьей стадии усталости экспериментально были получены данные об остаточной долговечности при 77 различных значениях предварительной наработки. С помощью разработанной статистической методики [16] были выделены 15 "всплесков" остаточной долговечности.

Последующая обработка полученной информации с помощью, разработанной в НАУ программы "Поиск" позволила установить, что всплески принадлежат четырем сериям с базовыми точками бифуркаций $NBB_i = 98$;

$NBB_2=116$; $NBB_3=143$ и $NBB_4=162$ циклов. При этом между величинами наработок базовых точек бифуркаций (выраженных в тысячах циклов) и номерами серий "всплесков" установлена тесная корреляционная связь

$$NBB_r = 0,0219r + 0,0752 \quad R^2 = 0,9939.$$

На рис. 11 показаны 62 экспериментальных точки, которые *не принадлежат к "всплескам"*. Они характеризуют плавное изменение остаточной долговечности стали на третьей стадии усталости, связанное *эволюционной трансформацией субструктуры металла на мезо- и макроуровнях*. Указанный процесс является по своему характеру низкочастотным.

При принятых 90% доверительных уровнях линейное уравнение корреляционной зависимости $n_2 = f(n_1)$ на 3 стадии имеет вид

$$n_2 = 238,965 - 2,872 \cdot n_1$$

при очень низкой величине достоверности $R^2 = 0.0455$. Столь низкое значение квадрата коэффициента корреляции указывает на то, что рассеяние экспериментальных точек не зависит от значения остаточной долговечности. Очевидно, что основным фактором, влияющим на рассеяние остатков, является ориентация критических зерен.

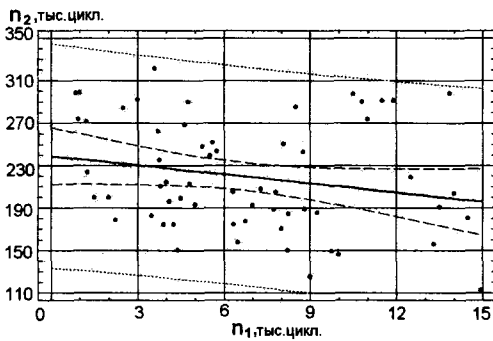


Рис. 11. Эволюционный процесс изменения свойств стали 12Х18Н10Т на третьей стадии усталости

Аналогичные данные были получены при анализе других стадий усталости.

Следовательно, можно считать, что на каждой стадии усталости происходит эволюционное изменение свойств металла (низкочастотный процесс), которое сопровождается дискретными "всплесками" упрочнения (высокочастотный процесс). Возникновение всплесков и переход от одной стадии к другой обусловлены протеканием синергетических процессов при усталости металлов и сплавов [17, 18].

Усталостные стадии завершаются падением остаточной долговечности до минимального уровня. Остаточная долговечность при этом составляет 30–40% исходной долговечности образца.

Выводы

1. Двухчастотная синергетическая дискретно-вероятностная модель усталости металлов и сплавов рассматривает процесс усталости металлов как

композицию двух процессов: высокочастотного, происходящего на наноуровне, и низкочастотного, протекающего на мезо- и макроуровнях.

2. Высокочастотный процесс обусловлен прохождением точек бифуркации процессов усталости в различных кристаллографических плоскостях. Он характеризуется появлением всплесков остаточной долговечности, положение которых можно описать рекуррентным отношением В.С. Ивановой.

3. Низкочастотный процесс связан с эволюционным изменением субструктуры материала на различных стадиях усталости.

4. Стадии низкочастотного процесса завершаются падением остаточной долговечности до минимального уровня, который составляет 30–40% исходной долговечности.

5. Полученные результаты позволяют сформулировать требования к проведению контроля технического состояния изделия с помощью неразрушающих методов и сделать рекомендации об эффективной тактике лабораторных исследований деталей, снятых после различной наработки в эксплуатации, а также ремонтно-восстановительных работ на изделиях.

Summary

The paper considers the results of the investigations on the fatigue process of metals and alloys used to justify the synergetic discrete probability model of fatigue. It is shown that a low-frequency evolution process of dissipative structures at the stages of fatigue under the action of cyclic loading is accompanied by high-frequency (discrete) processes of plastic deformation at the nanolevel along the crystallographic slip planes.

Keywords: residual life, two-step loading, hardening and softening, point of bifurcation.

1. Радченко А.И., Султанов А.Э. Исследование остаточной долговечности материала Д16АТВ при малоцикловом программном двухступенчатом нагружении // Проблемы прочности. – 1977. – № 1.
2. Радченко А.И. Дискретно-вероятностная модель выработки ресурса деталей и элементов конструкций // Вопросы эксплуатационной долговечности и живучести конструкций летательных аппаратов. – Киев, 1982. – С. 3–12.
3. Радченко А.И. Дискретно-вероятностная модель усталостного разрушения металлов // Тезисы пленарных докладов VIII Всесоюзной конференции по усталости металлов. – М: Ин-т металлургии им. А.А. Байкова АН СССР, 1982. – С. 90–93.
4. Радченко А.И., Кришних Анандан, Абдель Хади Ахмед. Особенности процессов разрушения поликристаллических материалов при циклическом и статическом нагружении // Проблемы прочности. – 1984. – № 6. – С. 22–24.

5. *Радченко А.И., Мамбве Юстери.* Усталость лакированных алюминиевых материалов Д16 и 2024-T3 при ступенчатом нагружении // ФХММ. – 1984. – С. 87–88.
6. *Григорьев Г.А., Миртов К.Д., Петухов В.Г., Скрипка М.Л.* Экспериментальное исследование влияния эксплуатационной наработки на остаточную усталостную долговечность конструкции планера самолета // Прочность, надежность и долговечность авиаконструкций, надежность и ресурс конструкций планера ЛА. Межвузовский сборник научных трудов. – Рига: Изд-во РКИИГА, 1974. – С. 96–100.
7. *Иванова В.С. Терентьев В.Ф.* Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
8. *Иванова В.С.* Усталостное разрушение металлов. – М.: Издательство по черной и цветной металлургии, 1963. – 272 с.
9. *Радченко А.И., Кабесас А.Х.М.* Полная диаграмма точек бифуркаций процесса усталости алюминиевого сплава Д16 // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – 20, № 5. – С. 72–80.
10. *Степнов М.Н.* Статистические методы обработки результатов механических испытаний. – М.: Машиностроение, 1985. – 231 с.
11. *Радченко А.И., Кабесас Моралес, Звягин С.В.* Диаграмма точек бифуркаций процесса усталости алюминиевого сплава Д16 // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – 20, № 5. – С. 72–79.
12. *Радченко А.И., Корчук Е.Ю.* Измерение микротвердости как способ исследования дискретных процессов при усталости монокристаллов // Авиационно-космическая техника и технология. – Харьков: ХАИ, 2002. – Вып. 34. – С. 181–185.
13. *Материалы в машиностроении. Цветные металлы и сплавы.* – М.: Машиностроение, 1967. – 304 с.
14. *Радченко А.И., Карускевич М.В., Наим В.Р.* Управление размерами квазимонокристаллов алюминиевого сплава при их изготовлении // Проблемы прочности. – 1994. – № 5. – С. 41–44.
15. *Горелик С.С.* Рентгенографический и электронографический анализ металлов. – М.: Изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1963. – 256 с.
16. *Радченко А.И., Юцкевич С.С., Пантелеев В.М.* Двухчастотная синергетическая дискретно-вероятностная модель усталости металлов и сплавов // Праці конференції "Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування". – Тернополь: ТДТУ, 2009. – С. 253–260.
17. *Иванова В.С., Баланкин А.С., Оксогоев А.А.* Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. – 383 с.
18. *Шанявский А.А.* Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. – Уфа, 2007. – 500 с.