

ВОЗМОЖНОСТЬ ОЦЕНКИ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПО КРИВЫМ ПРОГИБА

© 2005 К.Г. Пачурин, Г.В. Пачурин, А.Н. Гушин

Нижегородский государственный технический университет

В работе представлены результаты комплексной методики изучения процесса усталостного разрушения цилиндрических образцов на примере алюминиевого сплава В95пчТ2. Она позволяет получить не только параметры циклической долговечности, но и максимальную информацию о структурной повреждаемости и кинетике зарождения и развития усталостных трещин в материале при циклическом нагружении. Показана связь структурной повреждаемости материала при циклическом нагружении с этапами изменения кривых текущего прогиба.

Решение важнейшей задачи повышения эксплуатационной надежности металлоизделий во многом связано с проблемой выносливости конструкционных материалов, так как большинство деталей машин и элементов инженерных конструкций в процессе эксплуатации испытывают знакопеременные нагрузки.

При жестком требовании снижения металлоемкости машин и технических устройств бывает трудно избежать появления в ответственных деталях усталостных трещин. Однако в некоторых материалах они могут возникнуть сравнительно рано и большую часть своей "жизни" детали вынуждены работать с трещинами. Поэтому для полной оценки их работоспособности желательно располагать не только параметрами циклической долговечности и усталостной прочности, но и максимальной информацией о процессе накопления повреждений на всех этапах усталостного разрушения конструкционных материалов: стадии зарождения трещин, их последующего развития вплоть до полного разрушения образца. Это обуславливает необходимость совершенствования методики усталостных испытаний.

В работе комплексное исследование кинетики усталостного разрушения проводилось на цилиндрических образцах корсетной формы (рабочий диаметр 8 мм) из закаленного (нагрев до 465...475 °С, выдержка 1 час, охлаждение в воде) и правленного растяжением (на 1,7%) в свежезакаленном состоянии с последующим старением (сначала при 120 °С, 5 часов, а затем при 180 °С, 6 часов) из

алюминиевого сплава В95пчТ2. Оно включало в себя: знакопеременные испытания при циклическом нагружении; изучение исходной микроструктуры и ее изменения на поверхности образца на оптических ("Neophot", "AKASHI") и электронных микроскопах ("Джеол-Т20"); измерение и анализ изменения текущего прогиба образца (микрометрический индикатор часового типа с ценой деления 0,01 мм); наблюдение и исследование момента зарождения усталостной макротрещины, ее последующего роста и окончательного долома образца; фрактографический анализ усталостных изломов (оптический компаратор типа "МИР-12" и электронный микроскоп "Джеол-Т20") и др. методы.

Цилиндрические образцы нагружались по схеме консольного кругового изгиба частотой 50 Гц на машине МИП-8, переоборудованной для нагружения грузами. С целью наблюдения за возникновением и развитием процесса усталостного разрушения машина была оснащена стробоскопическим освещением с фазосинхронизатором и оптическим микроскопом (увеличение $\times 37$).

Ранее нами было показано [1], что кривые изменения прогиба образцов при усталости существенно различаются для отожженных и упрочненных материалов, однако, во всех случаях с увеличением циклической долговечности абсолютное значение текущего прогиба уменьшается. При этом все кривые прогиба образцов имеют три характерных участка.

Так у отожженных образцов прогиб сначала резко уменьшается за счет возникновения полос скольжения и, следовательно, упрочнения материала, а затем упрочнение замедляется и начинается процесс разупрочнения образцов. При динамическом равновесии этих процессов наблюдается стабилизация изменения текущего прогиба. В начале стадии стабилизации начинают образовываться микротрещины, которые затем перерастают в макротрещины. На третьем участке интенсивность изменения прогиба резко увеличивается в результате развития макротрещины, приводящей к уменьшению живого сечения образца и к его полному разрушению.

У упрочненных материалов уже с первых же циклов нагружения процесс разупрочнения несколько преобладает над упрочнением,

что приводит к увеличению прогиба вплоть до полного разрушения образцов.

Исследованный в работе алюминиевый сплав В95пчТ2 в процессе циклического нагружения при всех амплитудах разупрочняется. Результаты проведенных в работе металлографических исследований в процессе усталостного разрушения представлены на рис. 1, где приведены фотографии изменения структуры травленной поверхности образца из алюминиевого сплава В95пчТ2 после различного числа циклов нагружения N/N_p ($\sigma_a = 248$ МПа, $N_p = 4,27 \cdot 10^4$ циклов):

- а) Исходное состояние; зерна вытянутые в направлении прокатки (вдоль оси образца);
- б) 2,4%; В некоторых зернах появляются отдельные полосы скольжения, ориентированные вдоль волокон прокатки;
- в) 7,4%;

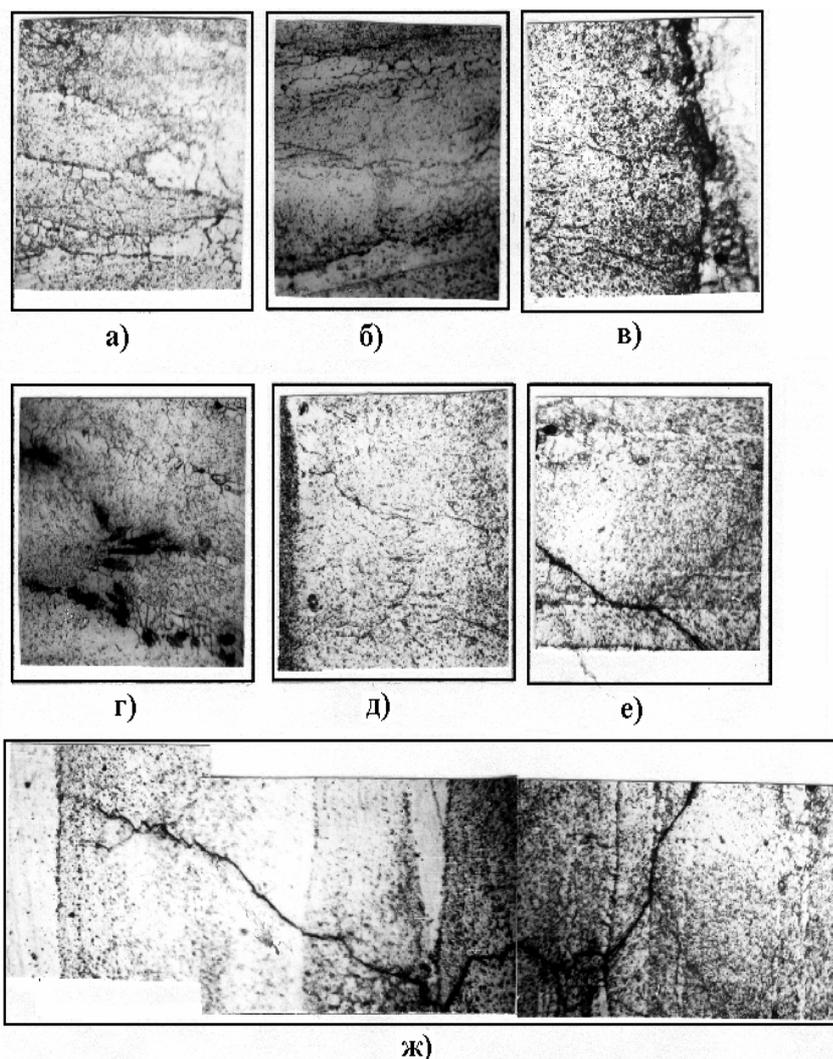


Рис. 1. Микроструктура поверхности образца из алюминиевого сплава В95пчТ2 (деформация 1,7% в свежезакаленном состоянии + двухступенчатое старение) после различного числа циклов нагружения: $\sigma_a = 248$ МПа; $N_p = 4,27 \cdot 10^4$ циклов; $\times 450$ (а, б, в, г, д, е, ж)

Появляются плотные волокнистые линии скольжения, что, как следствие поперечного скольжения, свойственно металлам с высокой энергией дефекта упаковки;

г) 14,8%; В отдельных зернах появляются волнистые микротрещины, перпендикулярные направлению деформации зерна;

д) 29,3%; По границам зерен наблюдается множество пересекающихся микротрещин;

е) 51,0%; Почти во всех зернах опасного сечения образца наблюдается пересечение микротрещин, скапливающихся преимущественно по границам зерен;

ж) 73,8%; Микротрещина, проходящая по телу зерен в направлении, перпендикулярном оси образца;

з) 96,0%; Магистральная макротрещина.

На рис. 2 показаны точки на кривой изменения текущего прогиба, соответствующие микроструктурам, приведенным на рис. 1.

Выделение частиц упрочняющей марганцовистой фазы при искусственном старении сплава, а также взаимодействии растворенных примесей с дислокациями при деформационном старении обуславливают его высокое сопротивление развитию трещины. Однако, концентрация напряжений, возникающая у частиц второй фазы или по границам зерен, вызывает образование микропор, которые в конечном итоге, сливаясь в макропоры, образуют трещины [2] (рис. 1, 2). Изломы образцов из сплава В95пчТ2 имеют мно-

гочисленные бороздки и ступеньки, образующие грубый рельеф зоны распространения трещины и окончательного долома образца.

Сопоставление фрактографии усталостных изломов образцов с соответствующими кривыми прогиба выявило рост прогиба с увеличением глубины усталостной трещины. Циклическая долговечность и размер зоны стабильного роста усталостной трещины в изломе образца с увеличением амплитуды приложенного напряжения уменьшаются.

Анализ роста усталостной трещины показал, что появлению на поверхности образца макротрещины длиной $\sim 1,0$ мм соответствует момент более заметного возрастания прогиба образца ($l_{з.тр.}$), который достигает значительной величины при отношении $l_{тр.}/d \approx 0,15$ (например, рис. 3). При этом выявлено, что период до зарождения усталостной трещины увеличивается, а скорость ее развития уменьшается по мере возрастания величины циклической долговечности до полного разрушения сплава. Так, например, если при $y_a = 270$ МПа $N_{з.тр.}$ составляет $5,37 \cdot 10^4$ циклов, а скорость роста трещины $3,07$ мкм/цикл, то при $y_a = 200$ МПа $N_{з.тр.} = 2 \cdot 10^5$ циклов и скорость ее роста $0,106$ мкм/цикл.

Такое поведение алюминиевого сплава В95пчТ2 можно объяснить выделением частиц упрочняющей фазы (дисперсионное твердение) в процессе искусственного старения у сплава В95пчТ2, препятствующих

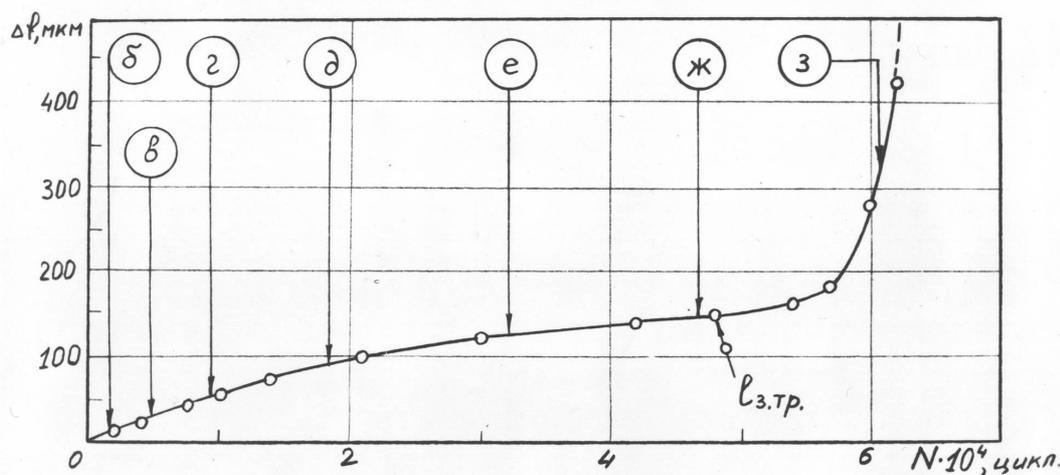


Рис. 2. Развитие полос скольжения и образование макротрещин при изменении текущего прогиба образца из алюминиевого сплава В95пчТ2 (деформация 1,7%, в свежезакаленном состоянии + двухступенчатое старение) в процессе циклического нагружения при $y_a = 248$ МПа, число циклов нагружения N :

а – исходное состояние; б – $1,52 \cdot 10^3$ (2,4% Np); в – $4,76 \cdot 10^3$ (7,4% Np); г – $9,35 \cdot 10^3$ (14,8% Np); д – $2,93 \cdot 10^4$ (29,3% Np); е – $3,23 \cdot 10^4$ (51,0% Np); ж – $4,6 \cdot 10^4$ (73,8% Np); з – $6,07 \cdot 10^4$ (96,0% Np)

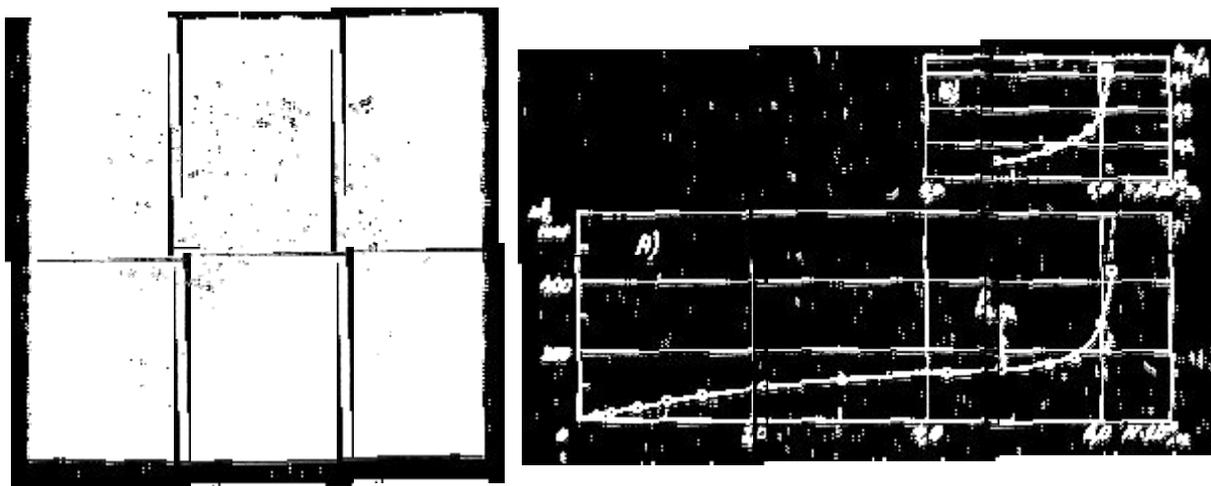


Рис. 3. Кривая текущего прогиба образца (А) и роста усталостной трещины (Б) в алюминиевом сплаве В95пчТ2 (деформация 1,7% в свежезакаленном состоянии + двухступенчатое старение), $\sigma_a = 248\text{МПа}$

движению дислокаций в материале, а также деформационным старением - взаимодействием (блокированием) растворенных примесей с дислокациями (атмосферы Коттрела) и с растянутыми дислокациями (атмосферы Сузуки) - в процессе циклического и предварительного статического нагружения, что приводит к более позднему зарождению усталостных трещин и более медленному их распространению и, в конечном счете, способствует увеличению сопротивления материалов усталостному разрушению.

Таким образом, кривые изменения текущего прогиба отражают суммарный результат структурных повреждений образцов в процессе их циклического нагружения. Анализ экспериментальных данных показывает, что кривые изменения прогиба, в совокупности с металлографическими, фрактографическими и другими методами исследования кинетики усталостного разрушения, являются весьма важ-

ной интегральной характеристикой процессов, протекающих при знакопеременном нагружении металлических материалов. Это особенно актуально, когда прямое наблюдение их структурной повреждаемости методически затруднительно, а порой и невозможно, например, в условиях криогенных и повышенных температур или присутствия коррозионных сред.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пачурин Г.В. Кинетика усталостного разрушения меди М1 и латуни Л63 // Известия ВУЗов СССР. Цветная металлургия. 1989. № 1.
2. Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. Оптимизация режимов технологической обработки с целью повышения сопротивления коррозионно-усталостному разрушению металлических материалов. Н. Новгород: ВСНТО МАШпром, 1991.

OPPORTUNITY OF THE ESTIMATION OF DEVELOPMENT OF FATIGUE FAILURE OF METALS ON CURVES OF THE DEFLECTION

© 2005 K.G.Pachurin, G.V.Pachurin, A.N.Guschin

Nizhniy Novgorod State Technical University

In work results of a complex technique of studying of process of fatigue failure of cylindrical samples on an example of aluminium alloy В95пчТ2 are presented. It allows to receive not only parameters of cyclic durability, but also the maximal information on structural damageability, origin and development of fatigue cracks in a material at Cyclic test. Communication of structural damageability of a material is shown at cyclic test with stages of change of curves of a current deflection.