

## О ПЕРИОДАХ ПРОЦЕССА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Л. А. Горбачев, Т. А. Лебедев, Т. К. Маринец

(Ленинград)

Приводятся результаты исследований по установлению связи изменения микроструктуры циклически нагружаемого металла (стали 08 КП) с изменением формы температурной кривой. Установлено, что характерные участки этой кривой косвенно описывают вполне определенные стадии (периоды) усталостного разрушения. Обращено внимание на роль стадии активного образования полос скольжения. Показано, что правильный учет влияния этого фактора позволит более полно объяснить некоторые явления, обусловленные циклическим нагружением металла. Предлагается процесс усталостного разрушения рассматривать состоящим из пяти периодов. На базе основных положений структурно-энергетической теории высказано соображение, что для одного и того же металла периоды усталостного разрушения в процентном отношении к общей долговечности являются величинами постоянными.

Ответственность поверхностных слоев металла за усталостное разрушение является общепризнанным фактом, поэтому неудивительно наличие весьма обширного материала по исследованию суб- и микроструктуры поверхности под действием циклических нагрузок.

С другой стороны, многие исследователи используют в изучении процессов усталости кинетические кривые, характеризующие изменение различных механических или физических свойств, например кривые изменения уровня внутреннего трения и модуля упругости [1], изменения прогиба образца [2], ширины петли гистерезиса [3,4] и др.

В данной работе при изучении изменения микроструктуры циклически нагружаемого образца в соответствии с изменением формы температурной кривой образцы, аналогичные описанным в работе [5], подвергались циклическому нагружению симметричным изгибом на установке с постоянной амплитудой усилия при частоте 2800 цикл./мин.

Автоматическая запись кривой изменения температуры ( $\Delta$ -разности термо-э.д.с.) осуществлялась при помощи фоторегистрирующего пирометра Курнакова. Теплоизмерения проводились дифференциальным методом с использованием образца в качестве составной части измерительной схемы. Исключительно высокая чувствительность дифференциальной термопары [6] в сочетании с высокой чувствительностью зеркальных гальванометров пирометра Курнакова, а также расположение спаев дифференциальной термопары на образце на небольшом расстоянии друг от друга позволило получать точные, достоверные результаты, практически не зависящие от колебания температуры окружающей среды.

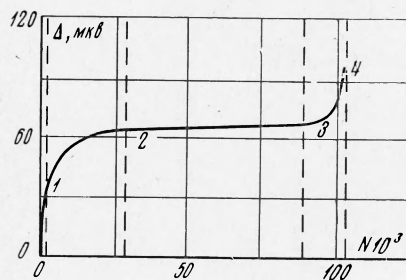
Температурная кривая, полученная автоматической записью при контроле разности температур в процессе циклического нагружения стали 08 КП при  $\sigma = 1.3\sigma_{-1}$ , показана на фиг. 1. Цифрами отмечены точки наблюдения за изменением микроструктуры фиксированного участка образца (штриховые линии — разбивка по периодам).

На фиг. 2.1, 2.2, 2.3 приведены снимки микроструктуры ( $\times 500$ ), соответствующие точкам наблюдения 1, 2, 3 на фиг. 1.

Анализ изменения микроструктуры в соответствии с изменением формы температурной кривой показывает, что процесс образования полос скольжения, начавшись в ранней стадии (точка 1, фиг. 1 и 2.1), заканчивается при выходе кривой на линейный участок (точка 1, фиг. 1 и 2.2). В дальнейшем имеют место изменения, характеризующиеся на температурной кривой линейной закономерностью. Новые полосы, вплоть до развития магистральной трещины (точка 3), не образуются.

Повторный подъем кривой соответствует началу активного роста магистральной трещины (точка 3). При меньших напряжениях цикла указанные закономерности изменения структуры сохраняются, смещаясь в сторону увеличения циклов.

Таким образом, характерные участки температурной кривой соответствуют вполне определенным стадиям усталостного разрушения. Участок кривой до точки 1 определяет инкубационный период, от точки 1 до точки 2 — стадию активного образования полос скольжения, от точки 2 до точки 3 — стадию локального накопления изменений и повреждений, полученных в первых двух стадиях, участок 3 — 4 определяет стадию активного роста магистральной трещины, которая приводит к разрушению образца.



Фиг. 1



Фиг. 2

цикл.), образцы выдерживались при  $t = 180^\circ \text{C}$  в течение 17 час, в результате чего их долговечность увеличилась примерно в три раза.

Авторы [10] связывают такой эффект, в первую очередь, с тем, что началу выхода кривой на горизонтальный участок соответствует максимальная плотность «свежих» дислокаций.

Сопоставление температурной кривой (фиг. 1) и кривой изменения внутреннего трения (фиг. 3) показывает их идентичность, что, очевидно, объясняется прямой связью

Особого внимания заслуживает стадия активного образования полос скольжения, имеющая на температурной кривой довольно четкие границы начала и конца этого процесса. На прекращение образования полос скольжения после определенного насыщения было указано Н. Н. Афанасьевым [7]. Это явление затем отмечалось и в других работах [8,9].

Однако этому важному периоду процесса усталостного разрушения не уделяется достаточного внимания и он пока что должным образом не акцентирован как по влиянию на усталостное разрушение, так и по времени его начала и конца. Основная роль этого периода в усталостном разрушении может быть сведена к следующему:

1) после образования основной массы полос скольжения процесс пластической деформации локализуется;

2) переход в стадию локальной пластической деформации неизбежно должен быть связан с перераспределением напряжений, характер которых и определяет направление фронта развития усталостной трещины, приводящей к разрушению образца.

Представляется, что правильный учет этого фактора, возможно, позволит по-иному оценить некоторые процессы и изменения, связанные с усталостью металла, что можно иллюстрировать следующим примером. В работе [10] изложены результаты по исследованию влияния предварительного циклического нагружения и последующего старения на циклическую прочность стали с содержанием углерода 0.22%. В качестве кинетической кривой для оценки изменения свойств образца по циклическом нагружении использовалась кривая изменения уровня внутреннего трения (фиг. 3) [10].

При числе циклов предварительного нагружения, соответствующем выходу кривой внутреннего трения на горизонтальный участок (80 000

температуры и внутреннего трения. Несмотря на различную долговечность (102000 и 300000 цикл.) криволинейные участки составляют примерно 25—26% общей долговечности. Поэтому можно утверждать, что и процессы, которые косвенно описываются этими кривыми, имеют тот же характер. Следовательно, выход кривой внутреннего трения на горизонтальный участок, так же как и для температурной, соответствует завершающей фазе стадии активного образования полос скольжения. В названной работе [10] не приводятся данные по изменению микроструктуры. Согласиться же полностью с авторами, что выход кривой соответствует только максимальной плотности свежих дислокаций — значит признать, что процесс образования полос скольжения начинается там, где он на самом деле заканчивается.

Действительно, за достижением максимальной плотности свежих дислокаций должна наступать (в отдельных объемах) их критическая плотность. При достижении критической плотности дислокаций происходит их массовая разрядка с образованием грубых полос скольжения [11], и, таким образом, этот процесс начнется только после 80 000 цикл. нагрузки, что находится в противоречии с имеющимися данными о времени появления первых полос скольжения [9,12] для подобных материалов, в том числе и с результатами этой работы. При долговечностях  $10^5 < N < 10^6$  циклов, например, первые полосы скольжения фиксируются уже через  $10^3$  цикл. [12]. Начавшись, этот процесс протекает весьма интенсивно [13]. Поэтому эффект деформационного упрочнения в сочетании со старением [10] можно объяснить не только с позиций дислокационного механизма, но и влиянием активного пластического сдвига, обусловленного и подготовленного движением дислокаций. Возможно, что именно сочетание активной пластической деформации с термической обработкой обеспечило такой высокий эффект упрочнения.

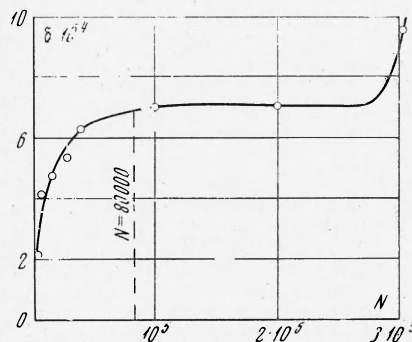
Периоды усталости трактуются по-разному [14,15]. Наиболее верной представляется классификация, предложенная В. С. Ивановой [11], так как она получена путем анализа многочисленных данных на базе теории упрочнения и разупрочнения и с позиций структурно-энергетической теории. Представляется, что акцентирование в этой классификации периода активного образования полос скольжения будет способствовать более полному изучению и пониманию природы усталости.

Таким образом, исследование характера изменения микроструктуры поверхности металла в соответствии с изменением формы температурной кривой позволило выявить следующие периоды усталости.

1. Инкубационный. Длительность его зависит от различных факторов, и главным образом от величины напряжения цикла.
2. Период активного образования полос скольжения.
3. Период локального накопления повреждений и изменений, полученных в течение первого и второго периодов. Этот период создает условия для образования и роста магистральной трещины.
4. Период развития и роста магистральной трещины.
5. Период разрушения образца. Длительность этого периода для образцов малого сечения незначительна [11].

Эти периоды достаточно четко различаются на температурной кривой (фиг. 1).

Согласно структурно-энергетической теории усталости [11] удельные энергии, затрачиваемые на процесс усталости в различные периоды, есть величины постоянные данного металла, и не зависят от амплитуды приложенного напряжения. Поэтому можно ожидать, что для одного и того же материала периоды усталостного разрушения в процентном отношении к общей долговечности являются величинами постоянными, независимыми от уровня напряжений. По аналогии с линиями одинаковой энергоемкости на диаграмме усталости [9,11] характерные участки температурной кривой (равно как и других кинетических кривых) можно считать участками одинаковой энергоемкости.



Фиг. 3

Поступила 13 IV 1970

## ЛИТЕРАТУРА

1. Karius A., Gerold E., Schulz E. H. Werkstoffveränderungen bei Dauerbeanspruchung. Arch. Eisenhüttenwesen, 1944, Н. 5/6.
2. Лебедев Т. А., Маринец Т. К., Ефремов А. И., Колосов И. Е., Жуков В. А. Кинетика разрушения металлов при циклических нагрузках. Тр. Ленинград политехн. ин-га, 1967, № 282, стр. 33.

3. О динг И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов, М., Машгиз, 1962.
4. Писаренко Г. С., Троценко В. Т., Бугай В. И. Исследование закономерностей усталостного разрушения металлов методом динамической петли гистерезиса. В сб.: «Прочность металлов при циклических нагрузках». М., «Наука», 1967, стр. 114—119.
5. Иванова В. С. Установка для испытания на усталость плоских образцов при изгибе. Заводск. лаборатория, 1956, т. 22, № 12.
6. Берг Л. Г. Введение в термографию. М., Изд-во АН СССР, 1961.
7. Афанасьев Н. Н. Статистическая теория усталостной прочности металлов. Киев, Изд-во АН УССР, 1953.
8. Коган Р. Л. О закономерностях пластической деформации в образцах при циклическом изгибе. В сб.: «Циклическая прочность металлов», М., Изд-во АН СССР, 1962.
9. Гуревич С. Е., Едидович Л. Д. Структурная повреждаемость стали в процессе усталости. В сб.: «Прочность металлов при циклических нагрузках», М., «Наука», 1967, стр. 55—61.
10. Schenk H., Schmidtman E., Kettler H. Einfluß einer Verformungsaltezung auf die Vorgänge bei der Wechselbeanspruchung von Stahl. Arch. Eisenhüttenwesen, 1960, H. 11 S. 659.
11. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов. М., Metallurgizdat, 1963.
12. Wei R. P., Baker A. J. A metallographic study of iron fatigued in cyclic strain at room temperature. Philos. Mag. 1965, vol. 12, No 119, pp. 1005—1020.
13. Гурьев А. В., Столяров Г. Ю. О развитии микропластической деформации в процессе усталости малоуглеродистой стали. В сб.: «Металловедение и прочность материалов», Волгоград, 1968, стр. 56—65.
14. Ровинский Б. М., Рыбакова Л. М. Напряжение, деформации и структурные изменения в техническом железе при циклической пластической деформации. Изв. АН СССР, Металлы, 1965, № 3, стр. 101—103.
15. McEvily A. J., Jr., Boettner R. C. On fatigue crack propagation in f. c. c. metals. Acta metallurgica, 1963, vol. 11, No 7, pp. 725—743.

## О ПОЛЗУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ С РАЗНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ НА РАСТЯЖЕНИЕ И СЖАТИЕ

О. В. Соснин

(Новосибирск)

Приведены экспериментальные данные по ползучести трубчатых образцов при растяжении и кручении. Экспериментально показано, что результирующий вектор скоростей деформаций ползучести ортогонален к кривой постоянной мощности рассеяния. Приводятся приближенные аналитические выражения, позволяющие описать процесс ползучести материалов с разными характеристиками на растяжение и сжатие.

1. Легкие сплавы, обладая довольно стабильными свойствами в смысле мгновенных упруго-пластических характеристик, причем последние могут не зависеть ни от направления прикладываемой нагрузки, ни от ее знака, проявляют существенную анизотропию по отношению к ползучести. У таких сплавов, как магниевые, титановые, в зависимости от направления и от знака нагрузки скорость деформирования при одном и том же напряжении может отличаться в несколько раз. Так, у алюминий-магниевого сплава мгновенная диаграмма  $\sigma - \epsilon$ , снятая на растяжение и сжатие при температуре 200° С, полностью совпадает как в упругой, так и в пластической областях, скорости же деформаций ползучести  $\dot{\eta}$  при одних и тех же напряжениях на растяжение и сжатие отличаются более чем в три раза.

На фиг. 1 представлены результаты экспериментов, проведенных на образцах, вырезанных из цилиндрической заготовки алюминий-магниевого сплава при температуре 200° С. Здесь по оси абсцисс отложено напряжение  $\sigma$  в кг/мм<sup>2</sup>, по оси ординат — величины натуральных логарифмов скоростей деформаций ползучести  $\dot{\eta}$  час<sup>-1</sup>. Цифры у линии соответствуют данным, полученным на образцах, вырезанных под углом 45° к оси заготовки — 1, из диаметральной плоскости заготовки — 2, из осевого направления заготовки — 3. Светлые точки соответствуют экспериментальным данным при