

# ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

ИВАНОВА В. С., МАСЛОВ Л. И., ГИНСТЛЕР Я.\*

Кафедра Механической технологии Будапештского Технического университета

Поступило: 21 сентября 1978 г.  
Представлено: доц. д-р И. Артингер

Элементы энергоустановок, изготавливаемые из теплоустойчивых и нержавеющей сталей, испытывают, как правило, значительные знакопеременные нагрузки при повышенных температурах. Применение развиваемых подходов линейной механики разрушения, в этом случае, для оценки сопротивления материала распространению трещины представляет известные трудности, вследствие значительного запаса пластичности этих сталей. При циклическом нагружении работоспособность материала в изделии в зависимости от условий нагружения может определяться параметрами, контролирующими различные предельные состояния, отвечающие как неустойчивости разрушения, так и неустойчивости деформации. Величина критического коэффициента интенсивности напряжения  $K_{IC}$ , является важнейшей характеристикой трещиностойкости материала, соответствует условиям, когда трещина уже не способна к субкритическому росту. Однако, это реализуется только в условиях достижения у вершины трещины максимального стеснения пластической деформации приближающегося к стеснению, возникающему при гидростатическом растяжении. В условиях отличных от максимального стеснения, неустойчивости разрушения предшествует стабильный (субкритический) рост трещины при  $K_I < K_{IC}$  [1]. Достижение порогового значения  $K_I$ , отвечающего смене механизма разрушения, обуславливается изменением скорости роста трещины [2, 3]. Это подтверждается наличием перегибов на кривых зависимости «скорость роста трещины ( $dl/dN$ ) — размах коэффициента интенсивности напряжения ( $\Delta K$ )», установленных в работах [3, 4]. В этой связи в данной работе анализируются пороговые значения  $K_{I*}$ , соответствующие началу макропластической неустойчивости [5] и на этой основе проводится оценка работоспособности сталей в условиях циклического нагружения при различных температурах.

\* Первые два автора — сотрудники института ИМЕТ АН СССР, где Я. Гинстлер выполнил заочную аспирантуру. Статья написана о совместных исследованиях.

### Материалы и методика эксперимента

Для исследований были выбраны широко применяемые стали перлитного класса 12Х1МФ и КЛ-3 (ВНР) и аустенитная сталь типа X18Н10Т. Циклические испытания в условиях чистого изгиба с вращением при частоте нагружения 2800 циклов/мин проводили на установке МВП-10 000. Использовали образцы диаметром 7,52 мм с корсетной рабочей частью, согласно ГОСТ-2850—45. Испытания проводили при температурах 20°C, 250°C, а также при 600°C для образцов из стали X18Н10Т, при 550°C — для образцов из стали 12Х1МФ и при 500°C для образцов из стали КЛ-3. База испытания составляла не менее  $4.10^6$  циклов нагружения. По окончании циклических испытаний проводили электроннофрактографический анализ поверхности разрушения на сканирующем электронном микроскопе JSM—U3 при амплитудах приложенного напряжения, соответствующих долговечности  $1 \div 2 \times 10^5$  циклов до разрушения.

С целью определения размеров трещины в процессе нагружения в условиях кругового изгиба и для расчета скорости роста трещины проводили непрерывную запись прогиба образца с помощью растрового микрометра [4, 6]. Предварительно для каждого материала проводили серию испытаний при различных уровнях нагрузки с целью построения тарировочной кривой «прогиб образца-длина трещины». Для этого образцы испытывали при выбранной амплитуде приложенного напряжения до достижения заданной величины прогиба, после чего усталостные испытания прекращали и образцы разрушали в условиях высокоскоростного растяжения на установке «Шимадзу». На микроскопе УИМ-23 определяли размеры усталостной трещины, а затем вычисляли момент инерции для оставшейся неразрушенной от усталости части образца.

Макрофактографический анализ показал, что при длине трещины меньше радиуса образца, фронт ее прямой. Если длина трещины больше радиуса образца, то фронт как правило, имеет значительную кривизну, что затрудняет точное определение длины трещины. Поэтому в данной работе рассматривали трещины длиной меньше радиуса образца.

Полученные данные подтвердили ранее установленную эмпирическую зависимость между текущим прогибом образца и текущим моментом инерции сечения в виде: [4, 6]

$$d_i = A(I_0/I_i - 1)^2 \quad (1)$$

здесь  $d_i$  — текущий прогиб образца с трещиной,  $I_0$  и  $I_i$  — начальный (без трещины) и текущий (с трещиной) моменты инерции сечения,  $A$  — постоянная, зависящая от материала и условий эксперимента. Знание соотношения (1) позволяет получать зависимость скорости роста усталостной трещины

$(dl/dN)$  от длины трещины ( $l$ ), на основе которой можно определить критическую длину трещины, соответствующую началу макропластической неустойчивости. При  $l_i = l_s$  происходит смена механизма разрушения — переход от субкритического роста трещины в условиях плоской деформации по механизму нормального отрыва к росту трещины по механизму сдвиг + отрыв [5]. Т. е.  $l_s$  является верхней границей распространения трещины в условиях плоской деформации по механизму нормального отрыва для данного образца.

Поскольку обработка эксперимента трудоемка, а графическое дифференцирование дает большую погрешность авторы использовали ЭВМ. В работе был применен сглаживающий алгоритм, основанный на методе регуляризации, позволивший составить программу на вычислительную машину ЕС-1020 для машинной обработки кривых записи на координатной бумаге прогиба образцов в процессе их усталостного разрушения. Программа составлена на языке «Фортран» — IV.

### Результаты экспериментов и обсуждение

Кривые усталости образцов из сталей X18H10T, 12X1MФ и KL-3, полученные при испытании в диапазоне температур 20—600°C представлены на рис. 1 а, б, в. Как видно, из графиков, все материалы имеют физический предел усталости. На графики нанесены также данные испытаний, полученные при тарировке образцов, необходимых для установления соотношения между прогибом и длиной трещины.\* Можно видеть, что эти значения также хорошо ложатся на кривую усталости. Это означает, что длина трещины вплоть до которой рост трещины происходит в условиях плоской деформации, т. е. до возникновения макропластической неустойчивости определяет долговечность образца под нагрузкой.

Анализ кривых усталости показал, что в общем случае повышение температуры испытания приводит к снижению пределов усталости. Однако для образцов из стали X18H10T оно незначительно, а для образцов из стали KL-3 — практически отсутствует. Более значительно повышение температуры сказывается на уменьшении числа циклов до разрушения, т. е. на изменении характера кривой усталости.

Интересно, что аналогичное повышение температуры снижает пределы текучести сталей в 1,5—2 раза (табл. 1). Анализ зависимостей  $dl/dN = f(\Delta K)$  и  $dl/dN = f(l)$  показал увеличение скорости роста усталостной трещины с повышением температуры испытания. Предельные значения  $dl/dN$  для критических длин трещин приведены в табл. 1.

\* Эти данные на рисунках помечены точками со звездочкой.

Как было показано ранее (2), пороговые значения коэффициента интенсивности напряжения  $K_{I*}$ , характеризующие страгивание трещины под действием  $K_I$ , зависят от степени стеснения пластической деформации, реализуемой в момент достижения пердельного состояния. На начальной стадии роста усталостной трещины по данным Японских исследователей [9] скорость

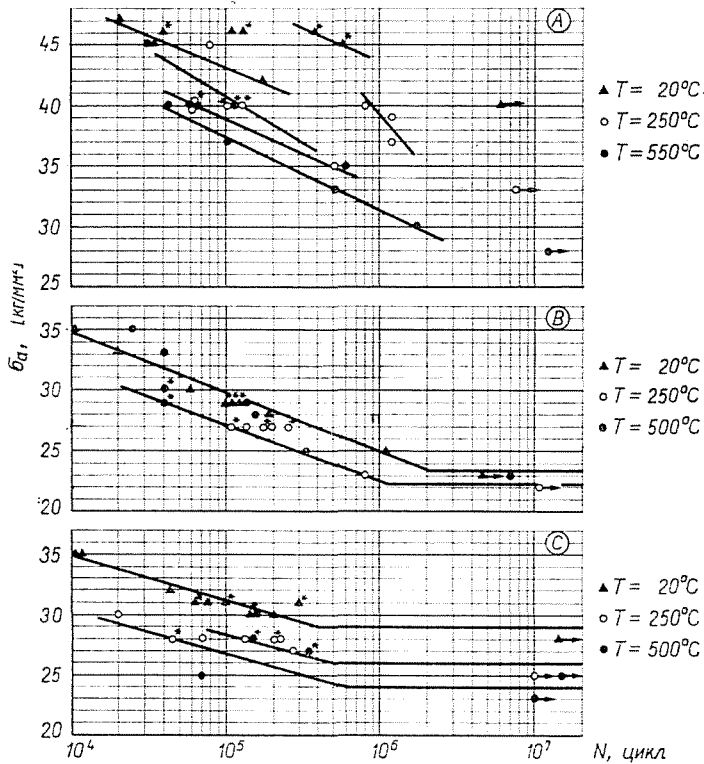


Рис. 1. Кривые усталости сталей 12X1MF (а) KL-3 (б) X18N10T (в), полученные при испытании корсетных образцов в диапазоне температур 20–600°C

роста трещины контролируется величиной  $K_{II}$  (или  $\Delta K_{II}$ ) и лишь при достижении трещиной некоторой длины, зависящей от условий нагружения структуры материала происходит смене механизма разрушения — переход от поперечного сдвига к нормальному отрыву.

Так что в этом случае рост усталостной трещины при постоянной амплитуде напряжения можно разделить на следующие стадии, различающиеся механизмами разрушения:

1) стадия стабильного роста трещины под действием  $K_{II}$  с реализацией разрушения по механизму поперечного микросдвига вплоть до достижения критической длины  $l_{sII}$

2) стадия стабильного роста трещины под действием  $K_I$  с реализацией разрушения по механизму нормального макроотрыва вплоть до достижения трещиной длины  $l_s = l_{sII} + l_{sI}$

Для оценки работоспособности сплавов в изделии при циклическом нагружении по данным испытания лабораторных образцов ранее, в работе [7] было предложено использовать параметры  $K_{I*}^s$  и  $K_{I*}^c$ , отвечающие началу и концу зоны распространения трещины в условиях плоской деформации при реализации минимального стеснения пластической деформации. В этом случае  $K_{I*}^s$  определяется произведение предела усталости материала  $\sigma_w$  стандартного гладкого образца на корень квадратный из критической длины трещины  $l_s$ , при достижении которой у ее вершины возникает макропластическая неустойчивость: т. е.  $K_{I*}^s = \sigma_w \sqrt{\pi l_s}$ , а

$$K_{I*}^c = Y \sigma_w \sqrt{\pi l_s} \quad (2)$$

здесь  $\sigma_w^*$  — предел усталости гладкого стандартного образца,  $l_s$  — критическая длина вплоть до которой усталостная трещина может распространяться в условиях плоской деформации,  $Y$  — тарировочный коэффициент.

Как установлено [8] при минимальной степени стеснения деформации между пределом усталости и критической длиной трещины существует однозначная связь, которая может быть описана уравнением типа:

$$\sigma_w = \sigma_w^* - q_N l_s = \sigma_w^* [1 - l_s/l_s^{\max}] \quad (3)$$

Здесь  $\sigma_w^*$  и  $l_s^{\max}$  — максимальное значение предела усталости и критической длины трещины соответственно, которые могут быть достигнуты при минимальной степени стеснения пластической деформации, когда трещина еще способна распространяться в условиях плоской деформации;  $q_N = \sigma_w^*/l_s^{\max}$ .

Таким образом, величина  $K_{I*}^s$  при постоянной степени стеснения зависит только от одного параметра или критической длины трещины или предела усталости (5):

$$K_{I*}^s = \sigma_w^* [1 - l_s/l_s^{\max}] \sqrt{\pi l_s}. \quad (4)$$

Графически зависимость  $\sigma_w \sim l_s$  представлена на рис. 2. Здесь же нанесены экспериментальные данные полученные авторами при одновременном анализе зависимости  $dl/dN = f(l)$  и тонкого рельефа разрушения (табл. 1).

Пороговое изменение скорости роста трещины в этом случае соответствовало переходу от бороздчатого усталостного рельефа к димпловому—бороздчатой структуре излома, т. е. смене механизма разрушения и переходу разрушения от нормального макроотрыва к смещенному разрушению. Сопоставление расчетной зависимости и данных эксперимента, полученных на основе анализа

скорости роста усталостной трещины, показывает хорошую сходимость результатов. Это позволяет утверждать, что все стали приведены к подобным условиям по напряженному состоянию, поскольку скорость роста усталостной трещины контролируется одним и тем же механизмом разрушения.

В свою очередь критические длины трещины соответствуют достижению предельных скоростей роста трещины  $dl/dN$ , которые также могут служить критерием выбора материала или технологической обработки. Значения пре-

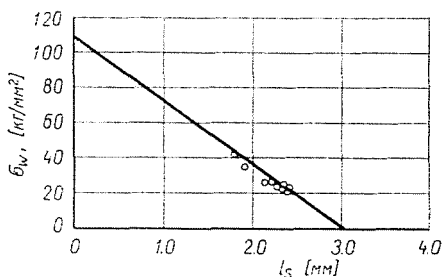


Рис. 2. Расчетная зависимость предела усталости от критической длины трещины для сплавов на основе железа и экспериментальные значения критических длин трещин для сталей X18Ni9T, KL-3 и 12X1MF (табл. 1)

дельных скоростей роста трещины приведены в табл. 1. Предварительный анализ показывает, что снижение предела усталости при повышении температуры испытания сопровождается увеличением скорости роста трещины. Так, для стали 12X1MF уменьшение предела усталости на 30% (с 41 кг/мм<sup>2</sup> до 29 кг/мм<sup>2</sup>) приводит к увеличению скорости роста усталостной трещины на порядок (с  $0,27 \cdot 10^{-3}$  мм/цикл до  $2,6 \cdot 10^{-3}$  мм/цикл). Следует отметить, что максимальная скорость к концу стадии 2 отвечает предельной скорости стабильного роста трещины под действием  $K_I$ . Сопоставление пороговых значений  $K_{I*}^s$  (табл. 1), рассчитанных согласно выражения (2) показывает, что с повышением температуры испытаний величина коэффициента интенсивности напряжения, отвечающего началу пластической неустойчивости снижается, что соответствует увеличению скорости процесса разрушения.

Пороговое значение  $K_I$ , отвечающее страгиванию трещины в условиях плоской деформации при минимальном стеснении пластической деформации зависит от условий нагружения, геометрии образца и может при циклическом напряжении изменяться в интервале от

$$K_{I*}^{\min} = K_{I*}^s \Delta^{1/2} \quad \text{до} \quad K_{I*}^{\max} = K_{I*}^s \cdot \Delta^{-1/2} = K_{IC}^{\min}. \quad (5)$$

Здесь  $\Delta$  — постоянная, зависящая от физико-механических констант основы сплава (для сплавов железа  $\Delta = 0,11$ ).

Использование соотношения (5) позволяет рассчитывать значения  $K_{IC}^{\min}$  (табл. 1), отвечающие статической вязкости разрушения при реализуемой максимальном стеснении пластической деформации.

Исследование зависимости  $K_{IC}^{\min}$  от скорости роста усталостной трещины (рис. 3) показало, что увеличение  $K_{IC}^{\min}$ , также как для  $K_{I*}^s$ , сопровождается снижением  $dl/dN$ . Однако, имеет место и увеличение скорости роста трещины при увеличении  $K_{IC}^{\min}$ , поэтому зависимость  $K_{IC}^{\min} = f(dl/dN)$  имеет вид опрокину-

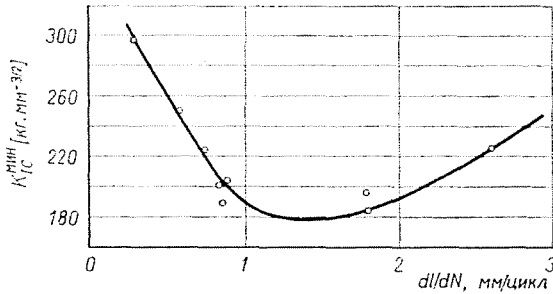


Рис. 3. Зависимость критического коэффициента интенсивности напряжения от предельной скорости роста трещины

того купола. Поэтому при сравнении работоспособности сталей при различных температурах крайне важно проводить сравнение не только по величине коэффициента интенсивности напряжения или критической длине трещины но и по значениям предельной скорости, соответствующей смене механизма разрушения. Проведенный на этой основе анализ показывает (рис. 3), что повышение температуры эксплуатации для сталей X18H10T и KL-3 до 250°C, а для стали 12Х1МФ до 550°C приводит не только к уменьшению пороговых значений коэффициентов интенсивности напряжения, но и увеличению скорости роста трещины, что безусловно приводит к снижению работоспособности материала в конструкции.

Оптимальными сталями в данных условиях эксплуатации следует считать, те стали, которые при данном структурном состоянии дают максимальное значение пороговой величины  $K_{I*}^{\max} = K_{IC}^{\min}$  и минимальное значение скорости роста трещины, отвечающих заданному предельному состоянию. В данном случае лучшие механические свойства показала сталь 12Х1МФ при 20 и 250°C. Температура 250° является неблагоприятной температурой для сталей KL-3 и X18H10T, так как при этой температуре заметно уменьшается вязкость разрушения и в два раза увеличивается скорость роста трещины.

### Резюме

Для исследований были выбраны широко применяемые стали перлитного класса 12Х1МФ и КЛ-3 (ВНР) и аустенитная сталь типа Х18Н10Т. Циклические испытания в условиях чистого изгиба с вращением при частоте нагружения 2800 циклов/мин проводили на установке МВП-10 000.

В данной работе анализируются пороговые значения  $K_I^*$ , соответствующие началу макропластической неустойчивости и на этой основе проводится оценка работоспособности сталей в условиях циклического нагружения при различных температурах.

Анализ показывал, что повышение температуры эксплуатации для сталей Х18Н10Т и КЛ3 до 250 С°, а для стали 12Х1МФ до 550 С° приводит не только к уменьшению пороговых значений коэффициентов интенсивности напряжения, но и к увеличению скорости роста трещины, что безусловно приводит к снижению работоспособности материала в конструкции. В данном случае лучшие механические свойства показала сталь 12Х1МФ при 20 С° и 250 С°. Температура 250 С° является неблагоприятной температурой для сталей КЛ-3 и Х18Н10Т, так как при этой температуре заметно уменьшается вязкость разрушения и в два раза увеличивается скорость роста трещины.

### Литература

1. Черепанов Г. И., Механика хрупкого разрушения, М., «Наука», 1974, с. 640 с ил.
2. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов, «Металлургия», 1975, с. 454 с ил.
3. Гуревич С. Е., Едидович Л. Д. сб. Усталость и вязкость разрушения металлов», М., Наука, 1974, 76—78.
4. Маслов Л. И., Арита М., Беженев А. И. Физико-химическая механика материалов». 1977, № 2, 20—26.
5. Иванова В. С. Физико-химическая механика материалов, 1977, № 5. 31—45.
6. Maslov L. I., Arita M. Proc. of Fourth Internat. Conference of Fracture, Waterloo, Canada, 1977, 1375—1382.
7. Иванова В. С. Маслов Л. И., Ботвина Л. Р. Проблемы прочности 1972, № 2 38—41.
8. Иванова В. С., Ботвина Л. Р., Маслов Л. И. Сб. Усталость и вязкость разрушения металлов, Наука, 1974, 19—108.
9. Otsuka A., Mori K., Miyata T. "Eng. Fracture Mech.", 1975, N 7, pp. 429—439.

Иванова, В. С. проф. дтн. } ИМЕТ  
 Маслов, Л. И. ктн. } Москва, Ленинский пр. 49 СССР

др. Гинстлер Я. Будапешт, Н-1521