УДК 539.3

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

© Е.Н. Бутусова, В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин

Ключевые слова: коррозионная усталость; старение; предел макроупругости; трещина.

Описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований влияния параметров структуры на характеристики коррозионно-усталостной прочности малоуглеродистых сталей. Предложена модель зарождения коррозионно-усталостной трещины. Результаты теоретических расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

В процессе длительной эксплуатации в трубных сталях происходят изменения структуры, связанные с диффузионно-контролируемым перераспределением углерода в феррите и выделением частиц цементита на границах зерен [1]. Такие изменения структуры создают деформационные и электрохимические условия, необходимые для ускоренного коррозионно-усталостного разрушения стали. Одним из ключевых параметров, определяющих уровень старения в трубных сталях, является величина предела макроупругости (σ_o), пропорциональная концентрации углерода в феррите [1, 2].

На рис. 1 представлены результаты измерений σ_o для ст. 17Г1С в (1) состоянии поставки, (2) после длительной вылежки без эксплуатации (аварийный запас), а также (3) результаты измерений σ_o металла труб той же поставки (той же партии) после длительной эксплуатации.

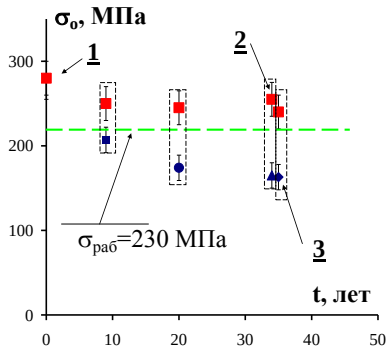


Рис. 1. Изменение предела макроупругости в процессе эксплуатации стали 17Г1С-У, $\sigma_{раб}$ = 230 МПа (Ø1020×12 мм, P = 5,4 МПа)

Сравнение величины σ_o сталей в металле труб аварийного запаса и в аналогичных трубах после эксплуатации показывает, что с увеличением времени эксплуатации разница в значениях σ_o металла труб аварийного запаса и металла эксплуатировавшихся труб непрерывно увеличивается. Из представленных на рис. 2 зависимостей эксплуатации видно, что масштаб изменения σ_o в процессе старения достигает 100–150 МПа, а скорость изменения σ_o зависит от марки стали и технологии изготовления трубы (завода-изготовителя).

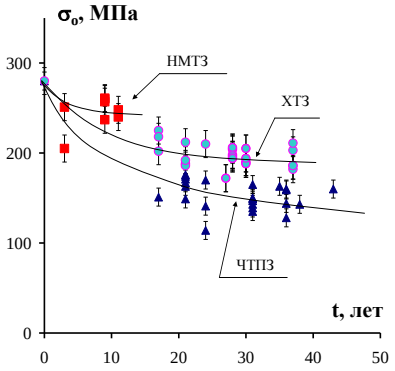


Рис. 2. Изменение предела макроупругости стали 17ГС-17Г1С для труб различных заводов-изготовителей (НМТЗ – Новомосковский трубный завод, ХТЗ – Харцызский трубный завод, ЧТПЗ – Челябинский трубопрокатный завод). В исходном состоянии σ_o = 270 МПа

Стоит отметить, что снижение σ_o в процессе эксплуатации приводит к тому, что эта величина оказывается меньше величины рабочих напряжений в стенке трубы, и в стали начинают развиваться процессы микропластической деформации, приводящие к накоплению дефектов на границах зерен феррита и, как следствие, к ускоренному зарождению трещин [2].

Объектами исследования выступали феррито-перлитные стали марок 10Г2ФБ и 17Г1С-У, полученные по технологии нормализации (ст. 17Г1С-У) и контролируемой прокатки (ст. 10Г2ФБ). Исследовались стали с малой объемной долей выделившихся карбидов (состояние S_1 – до эксплуатации) и стали с интенсивным выделением карбидов по границам зерен феррита (состояние S_2 – после длительной эксплуатации).

Коррозионно-усталостные испытания проводились в 3 %-ном водном растворе NaCl при частоте нагружения 50 Гц по схеме «консольный изгиб» на образцах прямоугольного сечения 5×10×60 мм с U-образным надрезом глубиной 0,5 мм и с радиусом закругления

0,25 мм. В ходе испытаний определялось число циклов нагружения до зарождения трещины (N_0), число циклов до разрушения образца (N^*), а также скорость роста трещины ($V_{тр}$). Структура сталей исследовалась методами металлографии, растровой электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа. Механические свойства измерялись с помощью методики релаксационных испытаний [1, 3].

Отметим, что использование методов линейной механики разрушение справедливо при выполнении условия хрупкости: $t \geq 2{,}5 \cdot K_{1c}/\sigma_т$, где t – ширина образца, K_{1c} – коэффициент трещиностойкости материала, $\sigma_т$ – предел текучести. Основываясь на данных [1], можно утверждать, что в рассматриваемом эксперименте процесс коррозионно-усталостного разрушения связан с процессом пластической деформации.

Испытания на коррозионно-усталостную прочность трубных сталей показывают, что число циклов до зарождения трещины, число циклов до разрушения и скорость роста трещины существенно зависят от традиционных параметров структуры стали (размер зерна, объемная доля перлита, объемная доля цементита, включений и т. д.), а также от концентрации углерода в твердом растворе феррита и объемной доли выделившихся частиц цементита, располагающихся по границам зерен феррита. На рис. 3 представлены зависимости $N_0(\sigma_a)$ для сталей Х70 и 17Г1С в исходном и состаренном состояниях.

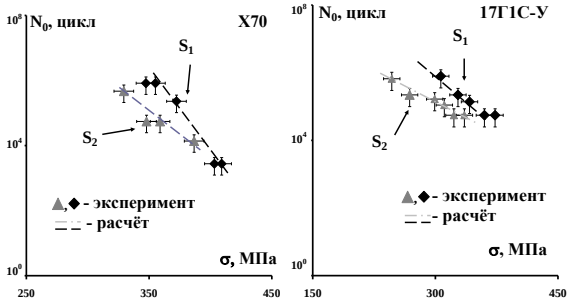


Рис. 3. Зависимости числа циклов до зарождения трещины от прикладываемого напряжения для трубных сталей различного химического и фазового состава

Обобщение представленных результатов показывает, что зависимость $N_0(\sigma)$ имеет экспоненциальный характер, и в полулогарифмических координатах $\ln(N_0)$–σ может быть интерполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала (концентрации легирующих элементов, среднего размера зерна и, что особенно важно, от объемной доли и размера частиц карбидов).

Следует отметить, что увеличение объемной доли частиц цементита, выделяющихся по границам зерен феррита в процессе эксплуатации, приводит к уменьшению числа циклов до зарождения коррозионно-усталостной трещины, а также к уменьшению угла наклона зависимости $\ln(N_0)$–σ.

На рис. 4 представлены зависимости $N_0(\sigma)$ и $N^*(\sigma)$ для трубных сталей различного химического и фазового состава. Как видно из данных графиков, зависимости $N_0(\sigma)$ и $N^*(\sigma)$ изменяются некоррелированно.

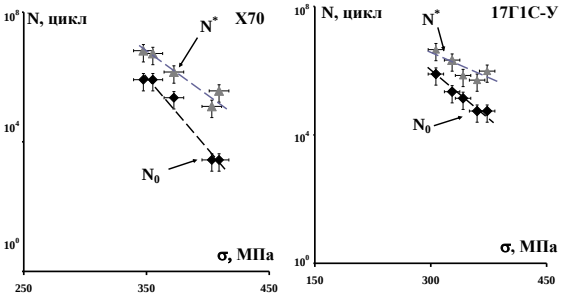


Рис. 4. Зависимости N_0 и N^* от прикладываемого напряжения для трубных сталей различного химического и фазового состава

В работе предложена модель пластического зарождения коррозионно-усталостной трещины. В основе модели лежит предположение о том, что необходимым условием для зарождения трещины является накопление на границе зерна феррита критической степени микропластической деформации. Показано, что интенсивность накопления дефектов на границах зерен феррита лимитируется скоростью движения решеточных дислокаций в поле равномерно распределенных препятствий (атомы легирующих элементов, некогерентные частицы второй фазы и др.). На основе разработанной модели проведен анализ влияния структурных факторов на величину N_0. Показано, что старение приводит к снижению энергии активации и увеличению скорости микропластической деформации, что обусловливает снижение числа циклов до зарождения трещины. Результаты расчетов сопоставлены с экспериментальными данными и показано их хорошее соответствие друг другу (рис. 3).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Чувильдеев В.Н.* Влияние старения на эксплуатационные свойства сталей магистральных газопроводов // Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов: сб. трудов науч.-практ. семинара. Н. Новгород: Университетская книга, 2006. С. 18-68.
2. *Мирошниченко Б.И., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Смирнов С.И. и др.* Металлургические и эксплуатационные аспекты образования дефектов стресс-коррозии в магистральных трубопроводах. Ч. 2. Влияние старения на склонность трубных сталей к зарождению стресс-коррозионных трещин // Технология металлов. 2012. № 5. С. 6-11.
3. *Нохрин А.В.* Особенности изменения прочностных свойств при отжиге субмикрокристаллических металлов и сплавов, полученных методом равноканального углового прессования. Ч. 1–2 // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 11. С. 23-31.

Поступила в редакцию 10 апреля 2013 г.

Butusova E.N., Chuvildeyev V.N., Nokhrin A.V. INITIATION AND PROPAGATION OF CORROSION FATIGUE CRACKS IN LOW-CARBON STEELS

This paper presents the results of experimental and theoretical investigations on the effect of structure parameters on characteristics of corrosion fatigue strength in low-carbon steels. The model of corrosion fatigue crack initiation is offered. The theoretical results were compared with experimental data.

Key words: corrosion fatigue; aging; limit of macro-elasticity; crack.