

зических методов исследования и аналитического представления результатов в виде уравнения Авраами сделано предположение о механизме разупрочнения данных сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.Н.Паршин, В.В.Осташев, В.Г.Теплухин, О.Д.Шевченко. Двойной вакуумный переплав и качество аустенитной стали. Тезисы докладов V Межгосударственного семинара "Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов", 1993.

2. А.Н.Паршин и др. Пути создания особо чистой аустенитной коррозионно-стойкой свариваемой стали // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез. №1. 1993.

3. Кан Р.В. Физическое металловедение. - М.: Мир, 1968 - Т.2.

ХАРАКТЕРНЫЕ ПРИЗНАКИ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В ГОРЯЧИХ РАСТВОРАХ ХЛОРИДОВ

Н.В.Виноградова,
В.В.Потапов
СПбГТУ

Коррозионное растрескивание (КР) и коррозионная усталость (КУ) в высокотемпературных растворах хлоридов являются наиболее вероятными причинами выхода из строя отдельных узлов энергоустановок, изготовленных из аустенитных сталей. Поскольку мероприятия, необходимые для борьбы с этими явлениями, не всегда одни и те же, необходимо по возможности установить роль каждого из них в реальных разрушениях. Для получения характерных признаков обоих видов разрушения проведены испытания сталей с 8% хрома и 18, 22 и 45% никеля (08X18H10T, 10X18H22B2T2 и 06X20H45B) в среде и на воздухе при статической и циклической нагрузках, при осевом растяжении и кручении с разными частотами. Использовали трубчатые образцы, внутреннюю полость которых заполняли средой, а снаружи нагревали электрическими печами сопротивления. Поверхность изломов анализировали с помощью электронного сканирующего микроскопа, характер трещин - с помощью металлографического микроскопа. В качестве коррозионных сред использовали 42%-й хлористый магний при 160°С и 3%-й и 25-30%-й раствор хлористого натрия при 250°С.

Относительная кратковременность усталостных испытаний (100 ч) потребовала использования концентрированных растворов хлоридов, обычно не встречающихся в реальных условиях. Это позволило достигнуть соизмеримости длительностей коррозионного растрескивания и коррозионной усталости в условиях эксперимента. Полученные результаты, по-видимому, могут быть справедливы и для более слабых концентраций хлоридов, если при этом время действия циклической нагруз-

ки и усталостная долговечность будут соизмеримы с длительностью коррозионного растрескивания.

Результаты испытаний свидетельствуют о принципиальной разности между сопротивлением усталости аустенитных сталей на воздухе, а также в среде, не вызывающей коррозионного растрескивания, и в среде, вызывающей на базе испытаний коррозионное растрескивание.

В первом случае - на воздухе, в коррозионной среде - долговечность образцов практически одинакова, и разрушение определяется накоплением усталостных повреждений. Во втором, то есть в средах, вызывающих коррозионное растрескивание (42%-й хлористый магний при 160°C и 25%-й хлористый натрий с добавкой хромпика), циклическая долговечность резко снижается и определяется величиной максимальных растягивающих напряжений и временем испытаний, а цикличность нагружения имеет второстепенное значение. При этом циклическая долговечность образцов по времени близка к долговечности образцов при статическом нагружении.

При испытании на кручение наблюдается, в зависимости от среды, два типа кривых малоциклового усталости и соответственно два вида разрушения.

В одном случае долговечность в среде и на воздухе практически одинакова. При этом разрушение происходит под действием максимальных касательных напряжений, образуется большое количество взаимно-перпендикулярных трещин вдоль и поперек образца длиной 0,1-3,0 мм.

В другом - долговечность резко снижается во всем диапазоне напряжений и деформаций выше предела текучести и практически равна долговечности при статическом нагружении. При деформациях ниже предела текучести при сдвиге (0,25% - для стали 08X18H10T и 0,35% - для стали 10X18H22B2T2) наблюдается перегиб и резкое увеличение долговечности. При циклическом нагружении выше предела текучести образуется большое количество трещин, которые имеют крестообразный или зубчатый пилообразный вид и развиваются под углом 35-40° как к оси закручиваемого образца, так и по толщине стенки, то есть по плоскостям действия главных нормальных напряжений. Расстояние между наиболее крупными трещинами составляет около 1 мм. Характер трещин - транскристаллитный.

На образцах, испытанных при постоянной заданной нагрузке (в закрученном состоянии) образуются параллельные трещины, ориентированные также по плоскостям действия максимальных растягивающих напряжений под углом 35-40° к оси образца. Средняя скорость развития сквозной трещины под действием нормальных напряжений в 3-15 раз превышает скорость развития усталостной трещины под действием касательных напряжений и составляет $1,5 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл (0,1-0,25 мм/ч) и $0,1 \cdot 10^{-3}$ - $0,5 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл соответственно.

Рассмотренные выше особенности коррозионно-усталостного разрушения и коррозионного растрескивания при кручении подтверждают-

ся и при осевом нагружении. Резкое уменьшение времени до разрушения в активной среде наблюдается при увеличении напряжений до значений выше предела текучести. В этом случае при пульсирующем растяжении и при постоянной растягивающей нагрузке общее время до разрушения практически одинаково, хотя чистое время воздействия растягивающих напряжений выше предела текучести при циклическом нагружении меньше, чем при статическом.

При наличии большой статической составляющей в среде, вызывающей коррозионное растрескивание, опасными являются даже низкие амплитуды напряжений, если при этом максимальное напряжение цикла превысит предел текучести.

При осевом нагружении нет четкого различия в развитии макроскопических трещин в зависимости от активности среды, как при кручении. Если при напряжениях выше предела текучести образуется много трещин, то при более низких напряжениях большого количества зародышевых трещин, характерных для коррозионной усталости, не образуется.

В случае временной зависимости разрушения при КУ, когда максимальное циклическое напряжение выше предела текучести, характерными являются две области в изломе: одна, где проявляется влияние среды - с квазихрупкими фасетками, другая - с бороздчатым микрорельефом (область чисто усталостного долома). Квазихрупкие фасетки при КУ стали 06Х20Н45Б в 25%-ом хлористом натрии похожи на фасетки в изломе монокристалла стали 18-8 при статическом КР.

Рельеф поверхности разрушения в процессе КР при сдвиге и растяжении имеет вид групп параллельных канавок, располагающихся под углом друг к другу по мере роста трещины.

Сравнение результатов испытаний на сдвиг и растяжение показывает, что в активной среде в обоих случаях критическая величина напряжений, при которой наступает быстрое разрушение, на принятой базе испытаний (100 ч) близка к пределу текучести. В касательных напряжениях предел текучести для обоих видов напряженного состояния одинаков и равен 100-120 МПа. Однако главные нормальные напряжения, соответствующие пределу текучести, при сдвиге по сравнению с растяжением в два раза ниже (100 и 180 МПа соответственно), то есть трещины при сдвиге зарождаются и развиваются при более низких главных нормальных напряжениях.

Следовательно, несмотря на макроскопически хрупкий характер излома, возникновению коррозионно-механического разрушения способствуют касательные напряжения и связанные с ним макроскопические деформации, хотя развитие трещин идет под действием нормальных напряжений. Из полученных данных вытекает также и то, что более мягкое, чем растяжение, напряженное состояние - сдвиг - оказывается одинаково опасным для развития рассматриваемых процессов разрушения.

Таким образом, для установления природы быстрых коррозионно-механических разрушений конструкций из аустенитных сталей следует

обращать внимание на характер трещин, особенности микрорельефа поверхности излома и возможность достижения рабочими напряжениями предела текучести.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ПЕРЕОХЛАЖДЕННОМ АУСТЕНИТЕ ЗА ВРЕМЯ ИНКУБАЦИОННОГО ПЕРИОДА ДО НАЧАЛА $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЯ

М.А. Жукова,
В.Б. Звягин,
Е.З. Степанов

За время до начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в переохлажденном ниже критических температур аустените могут протекать процессы, оказывающие существенное влияние на структуру, а следовательно, и свойства стали, полученные в результате последующей закалки и отпуска. О характере этих процессов можно судить по закономерностям изменения количества остаточного аустенита и изменению субструктуры мартенсита после закалки. С этой целью исследовались монолегированные стали с повышенным содержанием углерода: 90X3 (С - 0,90%, Сг - 3,19%), 90Н4 (С - 0,88%, Ni - 4,40%)

Образцы в виде пластин размером 1,2x15x20 мм после аустенитизации в соляной ванне при 1200°C в течение 7 м переносились в изотермическую среду (соляную ванну) с температурой, соответствующей перлитному или бейнитному превращениям, выдерживались в течение времени до начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, а затем резко закаливались в солевой воде. Количество остаточного аустенита определяли с помощью рентгеновского дифрактометра по методике, изложенной в ОСТ 5.9620-75. Субструктуру мартенсита также исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра методом гармонического анализа линии (110) и (220) с последующей обработкой данных на ЭВМ. Полученные результаты сравнивали с данными образца - эталона, который был подвергнут закалке в воде непосредственно после аустенитизации.

Исследованная хромистая сталь 90X3 имеет два минимума инкубационного периода (рис.1): в перлитной области при температуре 650° С не менее 45 с, и в бейнитной области при температуре 325°С не менее 20 м. В интервале температур 400°- 425°С имеет место промежуточный максимум устойчивости аустенита.