

УДК 620.172: 620.178: 620.179.12

ДЕГРАДАЦИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ И СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

канд. техн. наук А.С. СНАРСКИЙ, А.В. КРЫЛЕНКО
(Полоцкий государственный университет)

Оценено текущее состояние металла оборудования и конструкций с позиции деградации физико-механических свойств. Выполнен анализ более 50 объектов (на базе ОАО «Нафтан»). Установлены особенности структуры и определены механические свойства металла. Получены зависимости текущего состояния металла и его соответствия требуемым значениям. Показано, что комплекс физико-механических характеристик металла может быть представлен одной точкой на графике, характеризующей совокупность характеристик свойств металла.

В настоящее время возникают сложности экономического, научного и производственного характера, связанные с необходимостью продления ресурса безопасной эксплуатации действующих потенциально опасных технологических объектов (в первую очередь нефтехимического комплекса), работающих с взрыво- и пожароопасными продуктами, а также с высокотоксичными химическими реагентами. Опыт эксплуатации технологических установок нефтеперерабатывающей промышленности показывает, что иногда увеличение сроков службы оборудования и конструкций, работающих под воздействием агрессивной среды, высокого давления и термических напряжений, приводит к аварийным разрушениям оборудования, которые не удавалось предупредить. Одной из причин таких разрушений являются изменения физико-механического состояния металла, приводящего к снижению работоспособности конструкции, поэтому контроль свойств металла (в первую очередь неразрушающий) имеет важное значение при оценке состояния металла оборудования и конструкций. Таким образом, актуальной задачей является разработка методики оценки остаточного ресурса оборудования, основанной на контроле механических свойств косвенными методами и учитывающей скорость деградации механических свойств металла.

Целью данной работы - поиск графической зависимости, позволяющей определять динамику деградации комплекса механических свойств металла оборудования и конструкций нефтехимической отрасли.

Были проведены исследования металла оборудования и конструкций нефтехимического комплекса (на базе ОАО «Нафтан») более чем на 50 различных объектах (корпуса колонн, защитные кожуха реакторов, различные элементы внутренних устройств реакторов, технологические трубопроводы, змеевики радиантной и конвекционной камер печей, крепежные детали узлов плавающей головки теплообменников, штоки компрессоров и др.). При этом учитывались срок и условия эксплуатации (температура, давление, рабочая среда) исследованных объектов.

Были определены следующие физико-механические свойства материала: а) предел прочности σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ (при испытании на растяжение при нормальной температуре); б) ударная вязкость KCU при испытаниях на ударный изгиб при нормальной температуре; в) твердость по Роквеллу; г) угол загиба при испытании на изгиб (для основного металла и металла со сварным швом).

Оценку текущего состояния металла оборудования и конструкций проводят путем определения механических свойств металла и сравнения их с минимальными значениями, регламентированными нормативной документацией. В большинстве случаев в нормативной документации (в первую очередь в ГОСТах) не предусматривается строго определенных интервалов значений характеристик прочности и пластичности металла. В большинстве случаев требуется, чтобы эти характеристики были не менее некоторого определенного значения (например, $\sigma_B \geq 510$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 372$ МПа, $\delta \geq 20$ %, $KCU \geq 0,78$ МДж/м²). В связи с этим на рис. 1 показаны отношения величин σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , KCU , найденных при стандартных испытаниях на растяжение к их минимально допустимым значениям, предусмотренным нормативной документацией. Для металла, который по данной характеристике удовлетворяет требованиям стандартов, указанное отношение ≥ 1 . Таким образом, точки, лежащие выше номинальной линии (проходящей на уровне ординаты, равной единице), соответствуют годному металлу, а точки, находящиеся ниже указанной линии, характеризуют негодный металл. Индексами «р» и «с» на рис. 1 обозначены значения соответствующей характеристики, полученные экспериментально при растяжении (индекс «р») и предусмотренные нормативной документацией (минимально допустимое значение) (индекс «с»).

При анализе металла, имеющего пониженные значения пределов прочности и текучести материала (рис. 1, а, 1, б), на всех анализируемых объектах выявлена значительная деградация микроструктуры, что и обуславливает полученные значения. В металле происходит укрупнение зерна, а также коагуляция (зернистость с укрупнением) цементита в перлите с образованием карбидной сетки. При этом также заметно уменьшение микротвердости феррита. Указанные изменения наиболее часто связаны с явлением

перегрева металла (например, при эксплуатации печных змеевиков), что и обуславливает резкое снижение прочности и пластичности.

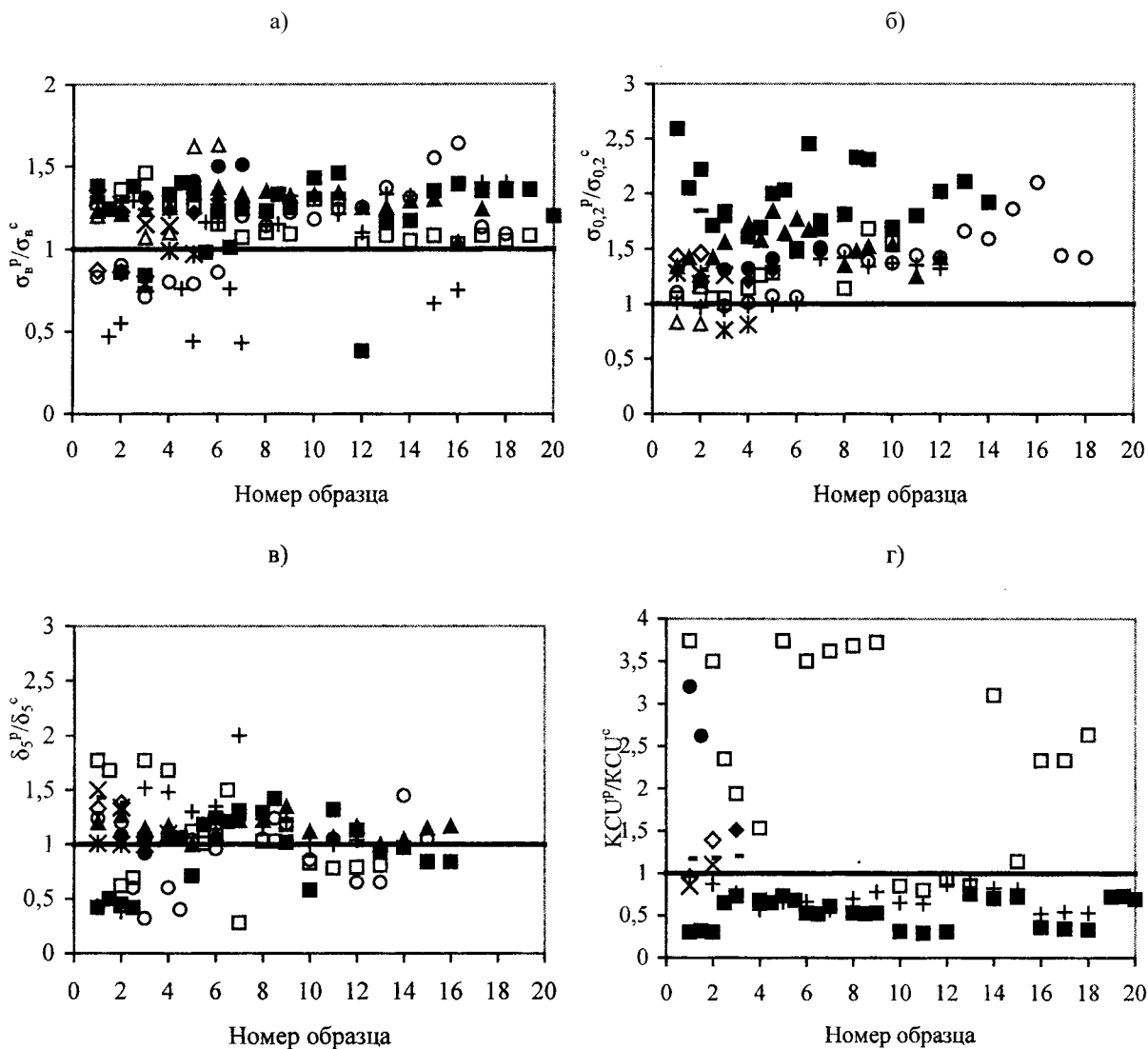


Рис. 1. Результаты оценки годности исследованных материалов по отношению:

а – пределов прочности σ_B^p / σ_B^c ; б – пределов текучести $\sigma_{0,2}^p / \sigma_{0,2}^c$;

в – относительных удлинений δ_5^p / δ_5^c ; г – ударной вязкости KCU^p / KCU^c

Условные обозначения: ■ – 12X18Н10Т; ▲ – 08X18Н10Т; – – 10X17Н13М2Т;

◆ – 37X12Н8Г8МФБ; □ – 15X5М; ○ – Сталь 20; + – 08X13; ж – 20X13;

△ – 30X13; ◇ – 09Г2С; – – 14Г2; × – Ст3сп; • – Ст3

Снижение пластичности и особенно ударной вязкости (рис. 1, в, г), а также значительное повышение прочностных характеристик наблюдается для высоколегированного металла, имеющего укрупнение избыточных первичных и выделение вторичных (карбидных, интерметаллидных и др.) фаз (рис. 2). При этом происходит охрупчивание металла. Это обстоятельство связано со старением металла и его охрупчиванием в процессе эксплуатации при повышенных температурах (касается высоколегированных сталей и их сварных швов).

Как видно из рис. 1, одна и та же сталь характеризуется четырьмя точками на разных графиках. Так, для экспериментально определенных механических свойств аустенитных нержавеющей сталей (12X18Н10Т и 08X18Н10Т) отношения σ_B^p / σ_B^c и $\sigma_{0,2}^p / \sigma_{0,2}^c$ больше единицы. Однако отношение KCU^p / KCU^c меньше единицы. Отношение δ_5^p / δ_5^c принимает значения как больше, так и меньше единицы. Аналогичный разброс значений наблюдается для сталей 08X13, 20X13, 15X5М и др. Таким образом,

образом, на примере нержавеющей аустенитных сталей можно показать, что по пределам прочности и текучести материал может относиться к годному металлу, по ударной вязкости - к бракованному, а по относительному удлинению - как к годному, так и к бракованному. То есть материал по различным характеристикам может находиться в различных областях годности (см. рис. 1).

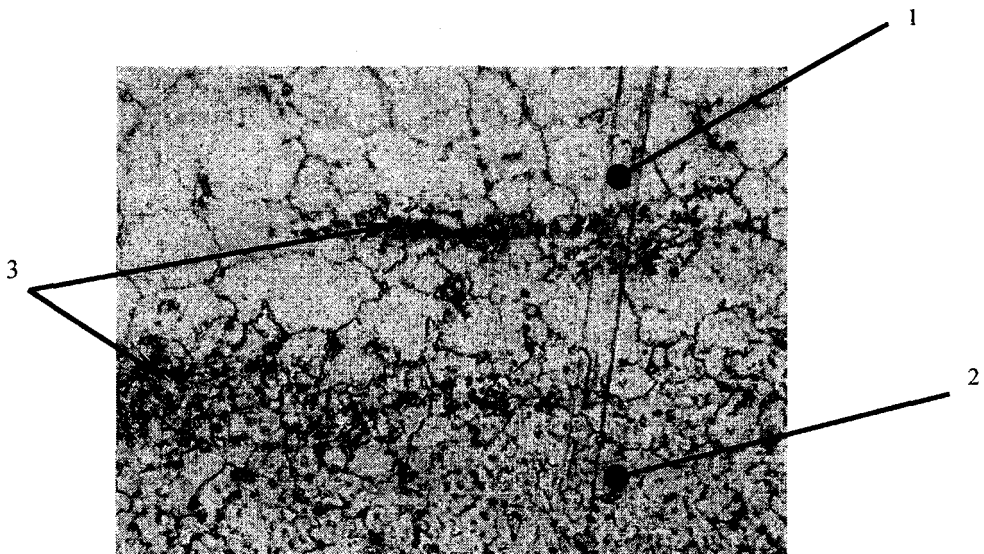


Рис. 2. Характерная микроструктура металла с выпадением вторичных избыточных фаз по границам зерен после длительной эксплуатации (х 200).

Сталь 12X18H10T (металл защитного кожуха реактора установки «Риформинг» ОАО «НАФТАН», срок эксплуатации - около 30 лет, температура - 425 - 550 °С):

1 - основной металл; 2 - зона термического влияния сварного шва; 3 - вторичные избыточные фазы

Таким образом, анализ деградации механических свойств, а тем более определение скорости деградации механических свойств, при помощи данных графиков весьма затруднительны. Деградацию механических свойств при помощи приведенных графиков можно оценить только по отдельной характеристике. Актуальной остается задача поиска графической зависимости, позволяющей определять динамику деградации комплекса механических свойств металла оборудования и конструкций.

Поэтому для исследования старения и деградации механических свойств металла лучше использовать метод графической интерпретации характеристик механических свойств стали, приведенный в работах [2, 3]. Деградационные эффекты учитывались при помощи комплексного показателя механических свойств B , включающего основные характеристики металла (предел прочности, относительное удлинение и ударную вязкость) [2]:

$$B = \frac{n \cdot \sigma_s \cdot \delta_s}{KCU}, \text{ м}^{-1}, \quad (1)$$

где σ_s – предел прочности, МПа; δ_s – относительное удлинение, отн. ед.; KCU – ударная вязкость, МДж/м²; n – коэффициент заполнения диаграммы кратковременного растяжения, близкий к 0,9; B – параметр взаимосвязи указанных характеристик, м⁻¹.

Экспериментальные точки, характеризующие металл тех же объектов, что и на рис. 1, нанесены на график, представленный на рис. 3.

Ниже рассмотрена возможность применения указанного метода и его чувствительность к структурным изменениям на примере некоторых наиболее характерных сталей для нефтехимического оборудования.

Стали 08X18H10T и 12X18H10T. Экспериментальные точки для аустенитных сталей (08X18H10T и 12X18H10T) располагаются вблизи верхней гиперболы (рис. 3, 4), что свидетельствует о том, что прочность данных сталей имеет наибольшее значение. По сравнению с минимально допустимыми свойствами для аустенитных сталей наблюдается смещение экспериментальных точек в левую верхнюю часть графика (см. рис. 4). Поэтому наблюдается тенденция изменения механических свойств сталей, и чем выше находятся точки на графике, тем большая вероятность увеличения склонности стали к хрупкому разрушению. Большинство экспериментальных точек располагается выше верхней гиперболы, что свидетельствует о том, что в данных сталях при эксплуатации происходят деградационные процессы и прочность сталей приближается к своему максимальному значению. Пластичность и ударная вязкость при этом снижаются.

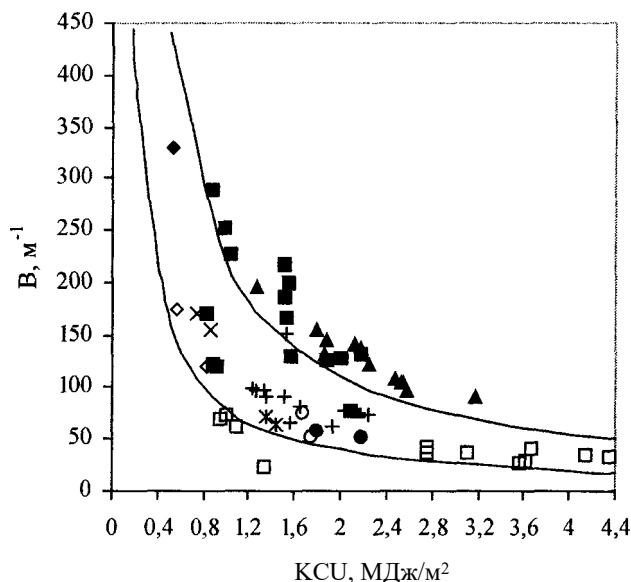


Рис. 3. Результаты оценки деградации механических свойств анализируемого металла при помощи метода графической интерпретации характеристик механических свойств стали. Обозначение экспериментальных точек такое же, как и на рис. 1

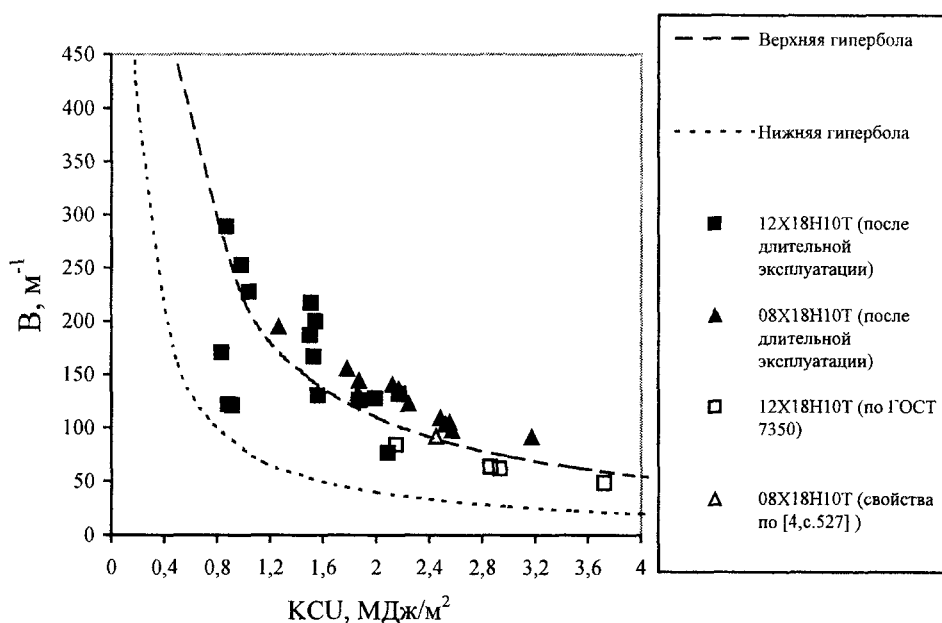


Рис. 4. Результаты оценки деградации механических свойств аустенитных нержавеющих сталей 08X18H10T и 12X18H10T

Аустенитные стали после длительного высокотемпературного старения имеют структуру с включениями избыточных фаз внутри и по границам зерен (см. рис. 2). Эти включения наиболее часто идентифицируются как $Me_{23}C_6$, σ -фаза и TiC [5]. Частицы карбида TiC расположены внутри аустенитных зерен, $Me_{23}C_6$ и σ -фаза – на границах и по тройным стыкам зерен. Предполагается [5], что дальнейшее эксплуатационное старение данных сталей и перегрев будут сопровождаться коагуляцией и ростом частиц σ -фазы, что может привести к образованию микропор по границам аустенитных зерен в местах расположения σ -фазы. Указанные структурные изменения металла могут способствовать снижению несущей способности конструкций из данных сталей. Также известны случаи хрупкого разрушения при температурах 500 – 650 °С узлов из аустенитной стали 12X18H10T, которые подвергались гибке и правке в холодном состоянии. Такие разрушения наблюдались на гйбах труб пароперегревателей паровых котлов,

на компенсаторах газопроводов и т.д. Считается, что разрушение в данном случае вызвано резким охрупчиванием данной стали в условиях ползучести при температурах 500 °С и выше [5 - 7]. Охрупчивание объясняют прохождением диффузионных процессов, приводящих к резкому упрочнению тела зерна вследствие дисперсионного твердения и разрушения границ зерен [6]. Напряжения при деформировании наклепанного металла достаточно высоки, поэтому появление первых межзеренных надрывов, создающих местное перенапряжение, вызывает быстрое разрушение. В термически обработанном металле, когда остаточные напряжения полностью сняты, деформационная способность сохраняется на достаточно высоком уровне и нет условий для возникновения межзеренных надрывов [8]. Нарушение оптимальных параметров термической обработки или ее отсутствие после гибки или вальцовки может привести к преждевременному выходу из строя сварных конструкций [5].

Исследования высокотемпературного охрупчивания стали 12Х18Н10Т [7] показывают, что в процессе длительной эксплуатации по границам аустенитных зерен образуется оксидная пленка, которая служит очагом зарождения трещины. При этом основной причиной, вызывающей разрушение, является усиленная диффузия кислорода с поверхности в глубь металла по границам аустенитных зерен. Возможен следующий механизм охрупчивания данной стали: значительные продольные остаточные напряжения в сварных соединениях и наличие концентраторов напряжений на поверхности металла приводят к интенсификации процессов ползучести и ускоренной диффузии кислорода по границам аустенитных зерен, что способствует образованию оксидов железа, по которым развивается трещина [7]. Таким образом, причиной разрушения сварных соединений стали 12Х18Н10Т при температуре около 500 °С является избирательное окисление границ зерен с последующим возникновением трещин в хрупкой оксидной фазе.

Таким образом, приведенный график (см. рис. 4) отражает закономерность деградации механических свойств металла (на примере сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т).

Сталь 15Х5М. По сравнению с минимально допустимыми свойствами, для стали 15Х5М (по ГОСТ 550) большинство экспериментальных точек сместилось в правую часть графика (см. рис. 3, 5). Следовательно, прочность стали уменьшилась, а пластичность и ударная вязкость увеличились по сравнению с минимально допустимыми требованиями. Поэтому наблюдается тенденция изменения механических свойств стали и появляется вероятность перехода стали в область особо низкой прочности (разупрочнение стали, состояние ползучести). Для некоторых экспериментальных точек ударная вязкость стали 15Х5М при длительной эксплуатации изменилась незначительно (рис. 1, г; рис. 5). Точки расположены вблизи требуемых свойств по ГОСТ 550 (рис. 5). Однако опыт эксплуатации печных змеевиков при длительной эксплуатации при повышенных температурах показывает, что пластичность и ударная вязкость могут заметно снизиться.

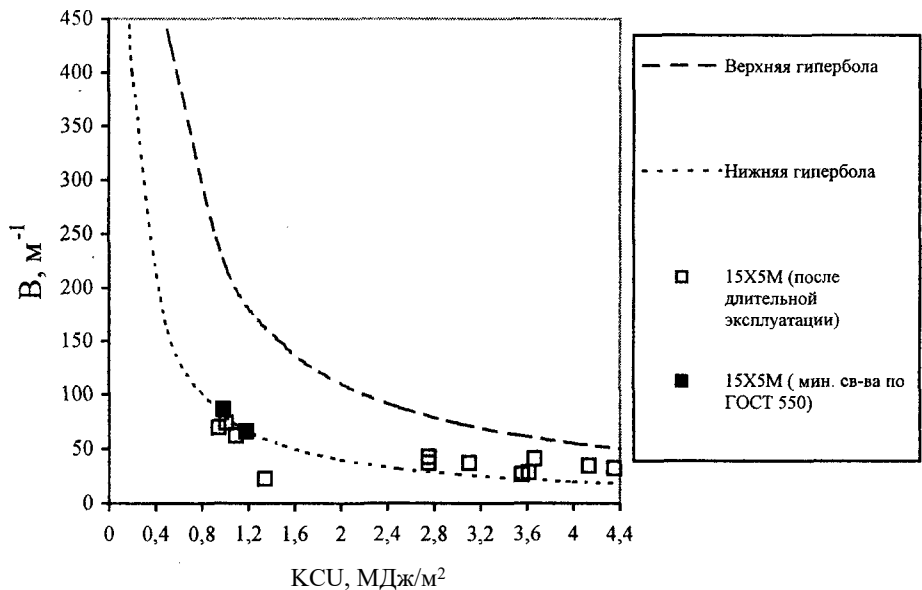


Рис. 5. Результаты оценки деградации механических свойств стали 15Х5М

Так, на установке «Псевдокумол» после 16 лет эксплуатации относительное удлинение металла труб составило 17,3 - 18,2 %, ударная вязкость 0,94 - 1,09 МДж/м² (против норм соответственно 22 % и 1,18 МДж/м²), а на установке «Вторичка-22/4М» (27 лет эксплуатации) хотя такого существенного изменения свойств и не выявлено, все же в металле наблюдались заметные структурные изменения. Но при

этом следует отметить, что температура рабочих сред в обоих случаях была сравнительно невысока (примерно 200 и 350 °С). Заметные изменения структуры наблюдались в металле на установке гидроочистки, где длительность эксплуатации составила 27 лет при температурах рабочей среды до 400 °С. Таким образом, длительные сроки эксплуатации металла 15Х5М (более 10 лет) приводят к снижению пластичности и ударной вязкости, т.е. сталь 15Х5М склонна к тепловой хрупкости [9].

Таким образом, проведенный краткий анализ свойств некоторых сталей после длительной эксплуатации свидетельствует о хорошей группировке при распределении экспериментальных точек в плоскости графика (см. рис. 3), что позволяет проводить комплексные исследования деградации механических свойств металла оборудования и свидетельствует о возможности фиксации изменений в структуре стали в процессе длительной эксплуатации при помощи данного графика.

Выявленные изменения свойств анализируемого основного металла, металла сварного шва и зоны термического влияния в результате эксплуатации и старения обусловлены структурными изменениями.

Установлено, что в деградиационных процессах, происходящих в металле, имеют место изменения структурных состояний, старение, образование и развитие механических повреждений в поверхностных слоях и в объеме металла, а также физико-химические повреждения (различные виды коррозии).

Установлена закономерность в расположении экспериментальных точек на графике взаимосвязи характеристик механических свойств (см. рис. 3) при деградации механических свойств и старении металла, что свидетельствует о возможности его применения для определения скорости деградации механических свойств и разработки методики для определения остаточного ресурса металла оборудования. Разработка методики оценки остаточного ресурса оборудования, учитывающей скорость деградации механических свойств металла, а также развитие диагностического обслуживания данного оборудования и конструкций позволит повысить надежность и безопасность работы объектов повышенной опасности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рекомендации по учету старения трубных статей при проектировании и эксплуатации магистральных нефтепроводов. - Уфа, 1988. - 29 с.
2. Щербак Г.К. Взаимосвязь характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости конструкционных сталей // Заводская лаборатория. - 1992. - № 10 (Т. 58). - С. 45 - 46.
3. Снарский А.С., Крыленко А.В. Методы определения механических свойств металла оборудования и конструкций // Вести. Полоцкого гос. ун-та. - 2002. - Том 1, № 2. - С. 57 - 62.
4. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; Под общ. ред. В.Г. Сорокина. - М.: Машиностроение, 1989. - 640 с.
5. Станюкович А.В. Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов. - М.: Металлургия, 1967. - 200 с.
6. Ползучесть и разрушение сплавов / Под ред. М.А. Кришталла, И.Л. Миркина. - М.: Металлургия, 1966,- 190 с.
7. Ющенко К.А., Савченко В.С. и др. К вопросу охрупчивания сварных соединений стали 12Х18Н10Т // Проблемы прочности. - 1987. - № 5. - С. 59 -63.
8. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. - М.: Машиностроение, 1989. - 336 с.
9. Дьяков В.Г. и др. Легированные стали для нефтехимического оборудования. - М.: Машиностроение, 1971/- 183 с.