



ОСОБЕННОСТИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ ПО МЕХАНИЗМУ ПОЛЗУЧЕСТИ

В. В. ДМИТРИК, д-р техн. наук, С. Н. БАРТАШ, инж. (Укр. инж.-педагог. акад., г. Харьков)

Рассмотрены особенности повреждаемости длительно эксплуатируемых сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей по механизму ползучести. Предложено представлять процесс повреждаемости металла сварных соединений трехстадийным. Он существенно зависит от деградации металла, которая контролируется физико-химическими процессами, происходящими в металле сварных соединений.

Ключевые слова: дуговая сварка, теплоустойчивые перлитные стали, паропроводы, сварные соединения, коррозионная среда, ползучесть, повреждаемость, физико-химические процессы

Сварные паропроводы высокого давления, изготовляемые из теплоустойчивых перлитных сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ, работают длительное время в условиях ползучести и малоциклового усталости в коррозионной среде. Основными составляющими разрушаемости сварных соединений являются трещины ползучести, усталостные и усталостно-коррозионные трещины, механизмы образования которых существенно отличаются [1–4]. Одним из видов разрушений также является и коррозионная повреждаемость, роль которой при длительной наработке сварных соединений возрастает. На наш взгляд, для общей оценки деградации металла вклад приведенных составляющих в повреждаемость сварных соединений следует рассматривать отдельно.

Целью настоящей работы является уточнение особенностей повреждаемости длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей по механизму ползучести.

В процессе наработки в металле сварных соединений накапливается пластическая деформация, уровень которой локально может составлять от 0,5 до 8 % [2]. Трещины ползучести образуются с наружной стороны длительно работающих сварных соединений, а последующее развитие трещин происходит вглубь металла (рис. 1). Такие трещины преимущественно образуются по участку сплавления или участку неполной перекристаллизации металла ЗТВ [1, 2, 5, 6], однако их образование в сварных соединениях паропроводов с ресурсом эксплуатации свыше 200000 ч, отмечается и по наплавленному металлу. Скорость развития трещин существенно зависит от структурной, химической и механической неоднородности сварных соединений [2, 6–8], трещины имеют преимущественно хрупкий межзеренный характер

(рис. 2). Наличие структурной неоднородности обуславливает различную интенсивность физико-химических процессов, протекающих в металле длительно эксплуатируемых (> 200000 ч) сварных соединений, к которым относят объемную диффузию атомов хрома, марганца, кремния и фосфора в тонкую приграничную зону зерен α -фазы [9]; зернограничную диффузию; перемещение дислокаций путем переползания и скольжения; полигонизацию зерен α -фазы; карбидные реакции $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$; образование, перемещение и слияние микронесплошностей. Наибольшая интенсивность таких процессов характерна

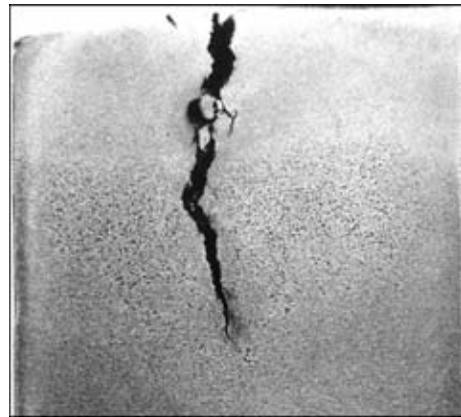


Рис. 1. Макрошлиф ($\times 1,5$) сварного соединения стали 12X1MФ с трещиной ползучести в металле шва (паропровод свежего пара, ресурс 190000 ч)

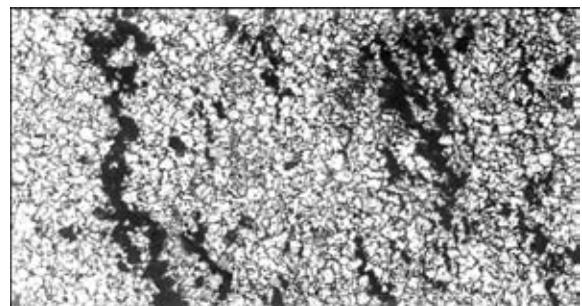


Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$) металла участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из стали 12X1MФ паропровода острого пара (третья стадия повреждаемости, ресурс 210000 ч)

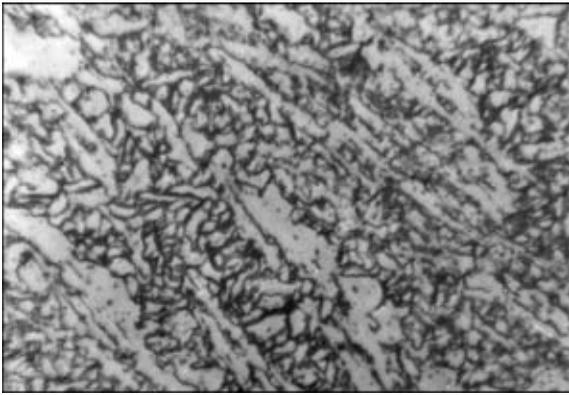


Рис. 3. Микроструктура (X600) металла шва сплава типа 09ХМФ с удлиненными зернами α -фазы (основной металл сталь 15Х1М1Ф)

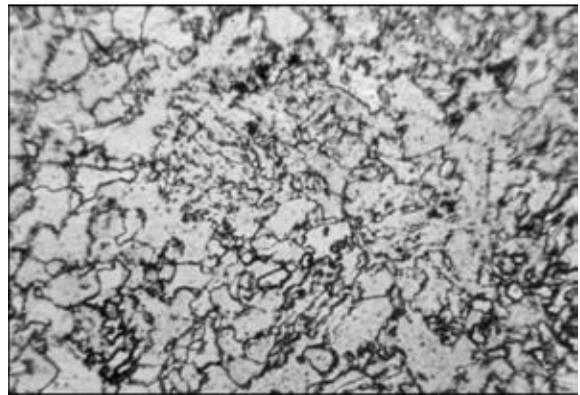


Рис. 4. Микроструктура (X300) участка неполной перекристаллизации металла 3ТВ сварных соединений из стали 12Х1МФ паропроводов острого пара (ресурс 275637 ч)

для структур, классифицируемых как браковочные или близкие им. На наш взгляд, перечень браковочных структур следует расширить. К ним следует отнести структуры, состоящие из зерен α -фазы (рис. 3) с $l/n > 2$, где l — длина зерен; n — ширина зерен от 15 мкм и более. Такие структуры образуются при сварке на повышенных режимах, например, при механизированной сварке соединений толщиной 60 мм в среде $\text{CO}_2 + \text{Ar}$ на токе 400 А. В условиях анизотропии и кубической сингонии зерен α -фазы, а также различного уровня активации степень интенсивности зернограничной и объемной диффузии будет существенно отличаться. Наличие удлиненной формы зерен соответственно вследствие увеличенной интенсивности зернограничной диффузии (в меньшей мере объемной), способствует ускоренному образованию сегрегаций атомов хрома, молибдена, фосфора и марганца по их границам [7, 10]. При наличии таких сегрегаций существенно (в 2...3 раза) увеличивается скорость твердофазных реакций $\text{M}_3\text{C} \rightarrow \text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{M}_6\text{C}$ по границам зерен α -фазы по сравнению с реакциями между аналогичными выделениями, расположенными по телу зерен.

На участке сплавления металла 3ТВ с металлом шва, претерпевающим сварочный нагрев в области температур $T_L - T_S$, могут локально формироваться в зависимости от условий нагрева укрупненные равноосные либо укрупненные по длине зерна α -фазы [6] или видманштеттов феррит. Ширина участка сплавления составляет около 0,1...0,2 мм, а деформация металла (применительно к наработке 200000 ч) может составлять 2...3 %. Для сравнения деформация основного металла (не претерпевающего сварочный нагрев) в аналогичных условиях составляет соответственно 0,5...0,7 %, что отвечает требованиям нормативной документации.

Форма и размеры участка неполной перекристаллизации металла 3ТВ, ширина которого составляет примерно 1,2...1,7 мм, зависят от свароч-

ного нагрева и имеют отличия по толщине сварных соединений. Новые продукты распада аустенита здесь могут быть в виде перлита, сорбита, троостита или бейнита и явно отличаться от структуры основного металла [5, 6, 9, 11, 12]. Деформация металла участка может составлять 3...5 %, а значение разупрочнения по сравнению с основным металлом от 5 до 20 %, что близко к данным работы [2]. Однако разупрочнения при наличии новых продуктов распада аустенита в виде бейнита или троостита могут и не наблюдаться [6]. Характерной особенностью структуры данного участка является разнотекстурность (рис. 4) и увеличенные структурная и химическая неоднородность. В металле участка более интенсивно по сравнению с другими участками проходят физико-химические процессы. Их интенсивность существенно зависит от вида новых продуктов распада аустенита. С наибольшей интенсивностью процессы проходят в тех структурах, где новые продукты распада аустенита представляют перлит, с наименьшей, где бейнит. Подтверждением является заметно увеличенная коагуляция выделений M_{23}C_6 по границам зерен α -фазы и образование из таких выделений цепочек, имеющих элементы сплошности (рис. 5).

Допустимая деформация металла сварных соединений ($\epsilon < 1\%$) характеризуется формированием субструктуры зерен α -фазы [3, 8] и обеспечивается переползанием и скольжением дислокаций. Вклад переползания и скольжения дислокаций в процесс полигонизации на различных стадиях его реализации имеет отличительные особенности, что связано с диффузионным перемещением атомов хрома, молибдена, кремния и марганца. Эффективно тормозят перемещающиеся дислокации стабильные выделения VC , равномерно распределенные по телу зерен α -фазы и по их границам. Целесообразно также, чтобы расстояние между VC , продольные размеры которых близки к 0,7...2,0 нм, находилось в пределах 80...110 нм.

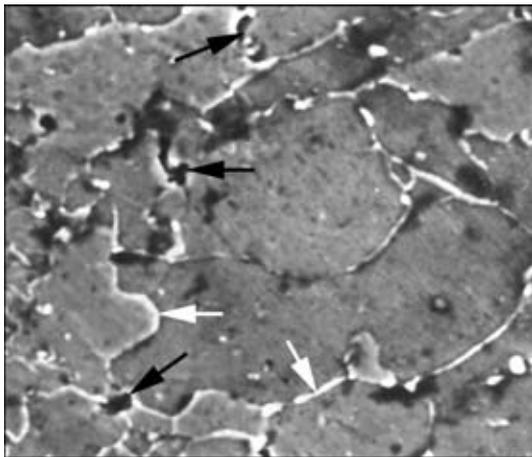


Рис. 5. Микроструктура ($\times 2500$) участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ с выделениями $M_{23}C_6$ по границам зерен α -фазы (светлые стрелки) и порами (темные) (образец тот же, что и на рис. 4)

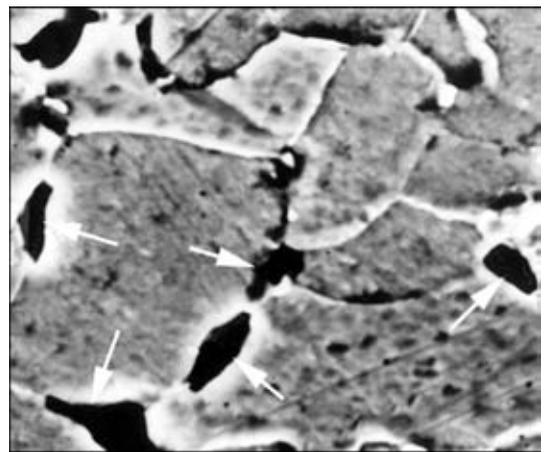


Рис. 7. Микроструктура ($\times 5000$) участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ сварного соединения паропровода острого пара (стрелки — микропоры по границам зерен α -фазы)

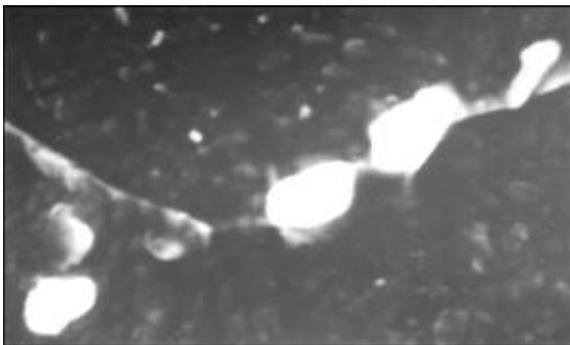


Рис. 6. Микроструктура ($\times 7500$) участка ЗТВ с выделениями $M_{23}C_6$ после коалесценции

Торможение подвижности дислокаций в зернах α -фазы также происходит с помощью сил трения (сил Пайерлса) путем взаимодействия атомов хрома, молибдена, ванадия, марганца и кремния с дислокациями, образования в α -фазе локальных скоплений легирующих элементов (типа зон Гинье–Престона) и атмосфер примесных атомов вокруг дислокаций, а также барьерным эффектом зерен и субзерен.

Повреждаемость длительно эксплуатируемых сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей, проходящую по механизму ползучести, удобно классифицировать как трехстадийную.

Первая стадия повреждаемости характеризуется увеличением локальной сегрегации хрома, молибдена, кремния, фосфора и марганца по границам зерен α -фазы, карбидными реакциями $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$, коагуляцией выделений первой группы, в том числе путем коалесценции (рис. 6), а также концентрацией таких выделений по границам зерен α -фазы (рис. 5). Установлено, что коагулируют и образуют цепочки преимущественно выделения $M_{23}C_6$ [10]. Их количество среди карбидов, образующих цепочки, составляет

около 70 %, соответственно выделений M_7C_3 выявлено около 15 %, $M_{23}C_6$ — 10 %, $M_6C \leq 5$ %.

На второй (инкубационной) стадии повреждаемости происходит процесс слияния микронесплошностей и образование микропор ползучести размером около 0,01...0,9 мкм. Эффективное выявление таких микропор возможно лишь с помощью электронной микроскопии.

Третья стадия повреждаемости (наработка менее 250000 ч) характеризуется образованием слившихся и отдельных микропор размером 1...4 мкм, а также образованием микро- и макротрещин ползучести (см. рис. 1). По направлению магистральной макротрещины располагаются микротрещины и слившиеся крупные микропоры, имеющие разветвленную форму (рис. 7). Увеличенная степень деформации металла по направлению развития макротрещины способствует ускоренному ее развитию. Повреждаемость на третьей стадии в основном имеет межзеренный хрупкий характер и хорошо выявляется путем использования оптической микроскопии.

Целесообразным является своевременное выявление именно этой стадии повреждаемости и проведение ремонта с использованием прошедших апробацию технологий [2].

В действующих сварных соединениях паропроводов наблюдаются трещины или поры, которые при их дальнейшей наработке не претерпевают развития, хотя их количество может быть критическим [4, 8, 9]. Торможение здесь можно объяснить наличием примыкающей к направлению развития трещин и пор структуры, имеющей заметно уменьшенную деградацию. Однако при наличии критического уровня повреждаемости сварных соединений во избежании внезапного их разрушения такие сварные соединения подлежат ремонту или замене.



Выводы

1. Экспериментально подтверждено, что повреждаемость сварных соединений по механизму ползучести существенно зависит от интенсивности физико-химических процессов, протекающих в их металле при длительной эксплуатации (наработка >200000 ч).

2. Повреждаемость, происходящую по механизму ползучести в длительно эксплуатируемых сварных соединениях из теплоустойчивых перлитных сталей, следует рассматривать как трехстадийную.

1. *Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довід. посібник / Під заг. ред. акад. НАН України В. В. Панасюка. В 7 т. Т. 7: Надійність та довговічність елементів конструкцій теплоенергетичного устаткування.* — Київ: Видавничий дім «Академперіодика», 2005. — 376 с.
2. *Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов.* — М.: Машиностроение, 2002. — 351 с.
3. *Дмитрик В. В., Коньк А. И. К концепции зарождения пор в сварных соединениях при низкотемпературной ползучести // Автомат. сварка.* — 2005. — № 7. — С. 28–31.
4. *Оценка остаточного ресурса сварных соединений трубопроводов ТЕС / В. В. Дмитрик, А. К. Царюк, А. А.*

- Бугаец, Е. Д. Гринченко // Там же. — 2006. — № 2. — С. 7–11.
5. *Куманин В. И., Ковалева Л. А., Алексеев С. В. Долговечность металла в условиях ползучести.* — М.: Металлургия, 1988. — 222 с.
6. *Дмитрик В. В. Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей // Автомат. сварка.* — 2000. — № 4. — С. 27–30.
7. *Царюк А. К. Особенности влияния фосфора на размер неметаллических включений и свойства швов соединений теплоустойчивой стали // Там же.* — 1999. — № 4. — С. 26–30.
8. *Березина Т. Е., Бугай Н. В., Трунин И. И. Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок.* — Киев: Техніка, 1991. — 118 с.
9. *Утевский Л. М., Гликман Е. Э., Карк Г. С. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа.* — М.: Металлургия, 1987. — 220 с.
10. *Дмитрик В. В., Баумер В. Н. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации // Металлофизика, новейшие технологии.* — 2007. — № 7. — С. 937–948.
11. *Дмитрик В. В., Царюк А. К., Коньк А. И. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений паропроводов в условиях ползучести // Автомат. сварка.* — 2008. — № 3. — С. 39–43.
12. *Березина Т. Е. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетика.* — 1986. — № 3. — С. 53–56.

Considered are the features of damageability of long-term operating welded joints from heat-resistant pearlitic steels by the creep mechanism. It is shown that damageability of welded joints is a three-stage process, and essentially depends on metal degradation, which is controlled by physico-chemical processes occurring in welded joint metal.

Поступила в редакцию 01.10.2009



11–17 июля 2010

г. Стамбул, Турция

**63-й ЕЖЕГОДНЫЙ КОНГРЕСС И КОНФЕРЕНЦИЯ
МЕЖДУНАРОДНОГО ИНСТИТУТА СВАРКИ**

**Представитель организационного комитета ms.K.Kahraman,
E-mail: kkahraman@gedik.com.tr;
тел.: +90 216-378-79-41
www.iw2010.com**