

Спеціальні технології зварювання

Зварювання в захисних газах плавким та неплавким електродом. У якості захисних газів використовують інертні (аргон, гелій) та активні (вуглекислий) газ, а також їх різні суміші. Застосування інертних газів суттєво збільшує стабільність горіння дуги і значно розширюють технологічні можливості дуги. При зварюванні в інертних газах мінімальний вигар легуючих елементів, що дуже важливо при зварюванні цього класу сталей.

Можливість зварювання за один прохід залежить від форми шва і є важливою технологічною перевагою таких способів зварювання як: лазерне, електронно-променево та електрошлакове зварювання. У електрошлакового зварювання є одна особ-

ливість занижена чутливість до утворення гарячих тріщин, що дозволяє отримувати чисті аустенітні шви без тріщин. Це обумовлене специфічними властивостями електрошлакового зварювання. Але мала швидкість зварювання та концентрація нагріву збільшує час перебування металу шва при підвищених температурах, збільшує його перегрів та ширину пришової зони.

Плазмове зварювання. Велика перевага плазмового зварювання — це мала витрата захисного газу. Отримання плазмових струй різного перерізу та зміна відстані від пальника до виробу значно розширюють технологічні можливості цього способу.

Використано матеріали:
<http://sunday.in.ua>



ПРИКЛАДНЫЕ НАУЧНЫЕ РАЗРАБОТКИ

УДК 621.791.72:621.791.052:620.17
DOI: 10.15587/1729-4061.2015.55420

**УТОЧНЕНИЕ МЕХАНИЗМА ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МЕТАЛЛА
ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ПАРОПРОВОДОВ**

Дмитрик Виталий Владимирович, доктор технических наук, профессор
Заведующий кафедрой сварки, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», ул. Фрунзе, 21, г. Харьков, Украина, 61000
E-mail: svarka126@ukr.net

Сиренко Татьяна Александровна
Преподаватель 1 категории, Харьковский машиностроительный колледж,
ул. Плехановская, 79, г. Харьков, Украина, 61000
E-mail: Surenko.2011@yandex.ua

Барташ Светлана Николаевна, кандидат технических наук, доцент
Кафедра сварки, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», ул. Фрунзе, 21, г. Харьков, Украина, 61000
E-mail: Svetlana.bartash@yandex.ua

Глушко Алена Валериевна
Аспирант, кафедра сварки, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», ул. Фрунзе, 21, г. Харьков, Украина, 61000

Уточнили особливості пошкоджуваності металу зварних з'єднань паропроводів з сталей 15X1M1Ф та 12X1MФ, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості. Запропонована класифікація пошкоджуваності як така, що складається із п'яти стадій. Розглянуто механізми утворення пор повзучості і тріщин втоми. Встановлено, що найбільш інтенсивно пори повзучості утворюються на ділянці неповної перекристалізації зони термічного впливу зварних з'єднань із теплостійких сталей.

Ключеві слова: пошкоджуваність, зварні з'єднання паропроводів, мікропори, мікротріщини, дифузія, карбідні фази, ресурс.

Уточнили особенности повреждаемости металла сварных соединений паропроводов длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, состоящих из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ. Предложена классификация повреждаемости, состоящая из пяти стадий. Рассмотрены механизмы образования пор ползучести и трещин усталости. Установлено, что наиболее интенсивно поры ползучести образуются на участке неполной перекристаллизации зоны термического влияния сварных соединений из теплоустойчивых сталей.

Ключевые слова: повреждаемость, сварные соединения паропроводов, микропоры, микротрещины, диффузия, карбидные фазы, ресурс.

1. Введение

Повреждаемость сварных соединений элементов паропроводных систем после их наработки свыше 200000 ч преимущественно развивается по механизмам ползучести и малоциклового усталости, а также по коррозионно-усталостному механизму, что лимитирует ресурс эксплуатации соединений. После наработки энергетического оборудования свыше 250000 ч отмечаются совместные проявления приведенных механизмов повреждаемости, что существенно ускоряет процесс повреждаемости элементов паропроводных систем, **рис. 1**.



Рис. 1. Разрушившееся сварное соединение паропровода. Сталь 12X1MФ. $\times 10$. Длительность эксплуатации 170000 ч, [3]

Повреждаемость по механизмам ползучести и усталости, а также по коррозионному механиз-

му имеет свои особенности, что обуславливает необходимость их отдельного рассмотрения.

Изучение механизмов повреждаемости позволит уменьшить интенсивность их реализации, что обеспечивает продление ресурса эксплуатации сварных соединений паропроводов.

2. Анализ литературных данных и постановка проблемы

Трещины ползучести являются одним из наиболее распространенных видов поврежденных длительно эксплуатируемых сварных соединений из сталей 12X1MФ и 15X1M1Ф, **табл. 1**, [1–6].

Трещины развиваются с наружной поверхностной зоны сварных соединений трубных элементов в глубину их металла (**рис. 2**).

Структурные превращения в металле длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов вызывает изменение в широких пределах их физико-механических свойств [1–3].

Такие изменения приводят к ускоренной ползучести или охрупчиванию сварных соединений [7].

Трещины ползучести после наработки сварных соединений свыше 250000 ч, развиваются в наибольшей мере на участках сплавления и неполной перекристаллизации, **рис. 2**, реже на участке перегрева зоны термического влияния сварных соединений [8].

Таблица 1

Классификация повреждений сварных соединений паропроводов из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ по механизму ползучести после наработки свыше 250000 ч

Трещины ползучести	
Металлографический признак	Межзеренные трещины на участках неполной перекристаллизации, сплавления и перегрева зоны термического влияния (ЗТВ). Макротрещины ползучести образуются путем развития и слияния микропор по границам зерен α -фазы. Повреждение имеет хрупкий межзеренный характер
Механизм повреждаемости	Ползучесть металла. Деформация металла участков сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации ЗТВ составляет 2–8 %
Место повреждаемости	Участки сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации ЗТВ
Причина повреждаемости	Наличие исходных локальных дефектов. Коагуляция карбидов 1 группы по границам зерен α -фазы. Деформация зерен α -фазы

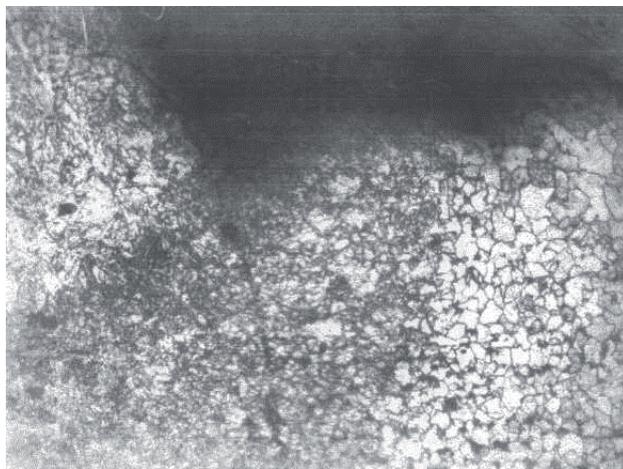
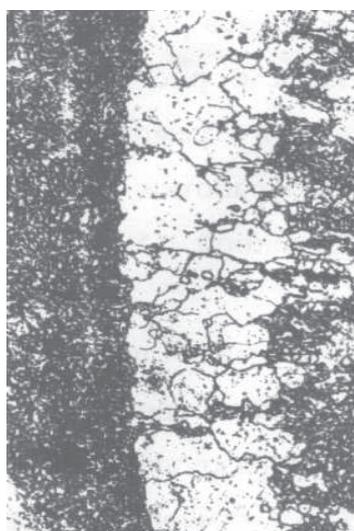


Рис. 2. Макротрещина, образовавшаяся на участке неполной перекристаллизации ЗТВ. $\times 100$. Сварной стык паропровода. Основной металл сталь 12Х1МФ. Ресурс эксплуатации 120000 ч

Развитию трещин ползучести способствует наличие существенной структурной, химической и механической неоднородности металла участков сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации ЗТВ сварных соединений [1–2, 4, 9]. На участке сплавления, например, отмечается наличие локально сгруппированных укрупненных зерен структурно-свободного феррита (2–4 баллы, ГОСТ 5639-82), **рис. 3**.



$\times 100$

Рис. 3. Структура участка сплавления ЗТВ сварного соединения из стали 12Х1МФ

На участке перегрева может образовываться структура видманштеттового феррита [8]. На участке неполной перекристаллизации новые продукты распада аустенита могут представлять перлит или мартенсит [4, 5]. Разупрочнение металла участка неполной перекристаллизации может составлять 5–20 % от разупрочнения основного металла [1, 6],

что в значительной мере зависит от его исходной структуры, формирование которой обеспечивается соответствующим сварочным нагревом [9, 10].

Структурные изменения в металле длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов и их повреждаемость обусловлены соответствующими физико-химическими процессами, изучение которых необходимо для уменьшения их интенсивности.

Сопротивляемость ползучести металла сварных соединений из рассматриваемых теплоустойчивых сталей обеспечивается:

1. Выделениями карбидов VC, Mo₂C, M₃C, M₇C, и M₂₃C₆, которые стабилизируют дислокационную составляющую структуры α -фазы [12–13].
2. Легированием α -фазы хромом, молибденом и ванадием.

Основным условием увеличения сопротивляемости металла сварных соединений ползучести является:

1. Снижение интенсивности коагуляции карбидов [5, 14–15].
2. Уменьшение скорости полигонизации зерен α -фазы [12, 16].

3. Цель и задачи исследования

Целью работы является уточнение особенностей повреждаемости по механизму ползучести и по механизму усталости металла длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов.

Соответственно приведенной цели были поставлены следующие задачи:

- ➔ изучение особенностей физико-химических процессов, проходящих в металле сварных соединений паропроводов;
- ➔ уточнение повреждаемости металла сварных соединений паропроводов по механизму ползучести;
- ➔ уточнение повреждаемости металла сварных соединений паропроводов по механизму усталости.

4. Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов

В процессе длительной эксплуатации сварных соединений в условиях ползучести физико-химические процессы в их металле наиболее интенсивно проходят на участках неполной перекристаллизации, сплавления и перегрева ЗТВ. Эффектом таких процессов является изменения структуры и снижение свойств металла, что обеспечивают следующие факторы:

1. Образование приграничных зон в зернах α -фазы с увеличенной концентрацией Cr и Mo (сегрегация).
2. Коагуляция по длине карбидных фаз 1 группы (преимущественно M₂₃C₆) и образование из таких карбидов цепочек, имеющих элементы сплошности.

3. Отход границ зерен от коагулирующих выделений $M_{23}C_6$.

4. Локальная ликвидация границ зерен α -фазы (начальная стадия рекристаллизации).

В совокупности приведенные процессы обеспечивают на участках неполной перекристаллизации, сплавления и перегрева ускоренную деградацию металла по сравнению с металлом других участков ЗТВ, а также с металлом шва и основным металлом.

Деградации при структурных превращениях способствуют объемные растягивающие напряжения, вызывающие накопление деформации. Допускаемые рабочие напряжения на отдельных участках паропроводов в процессе их длительной эксплуатации (> 200000 ч) могут превышать проектные на 15–20 %. Примерно 10 % паропроводов имеют участки, на которых рабочие напряжения превышают их допустимые значения для расчетного срока службы [11]. Повреждаемость металла по механизму ползучести можно классифицировать как состоящую из пяти стадий:

1. Диффузия хрома и молибдена из центральных зон зерен α -фазы в приграничные зоны.

2. Перемещение дислокаций путем переползания и скольжения.

3. Образование сегрегационных зон по границам зерен α -фазы.

4. Коагуляция карбидных фаз преимущественно по границам зерен α -фазы.

5. Зарождение и развитие микропор ползучести (размер около 0,03–1,0 мкм) и микротрещин усталости, продольные размеры которых близкие к размерам зарождающихся микропор.

Выявление приведенных микропор и микротрещин представляется возможным только с помощью электронной микроскопии.

Путем слияния микропоры приобретают разветвленную форму их размер увеличивается и микропоры преобразуются в макротрещины размером близким к 2–7 мкм. Затем микротрещины ползучести преобразуются в макротрещины.

Установили, что наиболее интенсивно поры ползучести образуются на участке неполной перекристаллизации ЗТВ, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит, **рис. 4**.

Выявили, что продукты распада аустенита в виде глобуляризованного перлита преимущественно образуются по границам аустенитных зерен [5].

Разрушаемость металла сварных соединений в основном имеет хрупкий межзеренный характер. Одновременно в зоне разрушения тело зерен α -фазы поражается единичными и локально сгруппированными порами ползучести **рис. 5**.

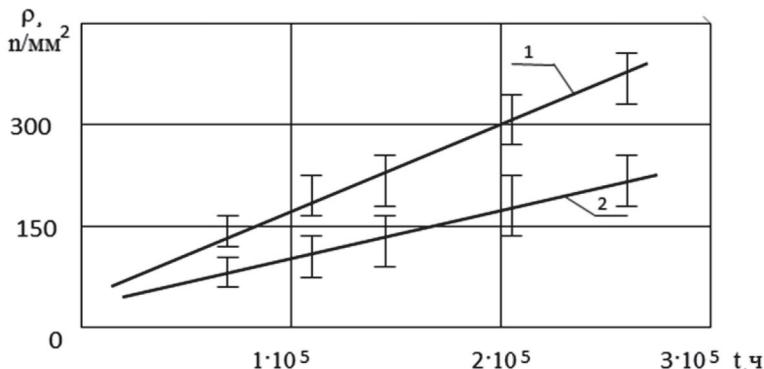


Рис. 4. Зависимость плотности пор ползучести ρ (продольный размер 0,5–4,0 мкм), образующихся на участке неполной перекристаллизации ЗТВ от вида новых продуктов распада аустенита, представляющих: 1 — глобуляризованный перлит; 2 — сорбит. Сварное соединение острого пара. Нароботка 276000 ч

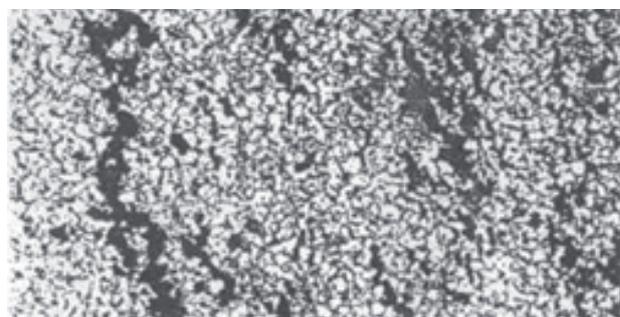


Рис. 5. Межзеренный характер трещин ползучести в ЗТВ сварных соединений образцов применительно к их ресурсу эксплуатации 210000 часов

Образующиеся трещины могут иметь последующее замедленное или ускоренное развитие. Процесс их развития в значительной мере определяется уровнем деградации структуры, которая непосредственно контактирует с вершиной трещины, а также уровнем накопленной при ползучести деформации, которая может иметь локальный характер. Трещины ползучести преимущественно на начальной стадии развиваются по межзеренному механизму, который при их дальнейшем развитии дополняется интеркристаллитным, т. е. является смешанным с наличием преимущественно хрупких составляющих **рис. 6**.

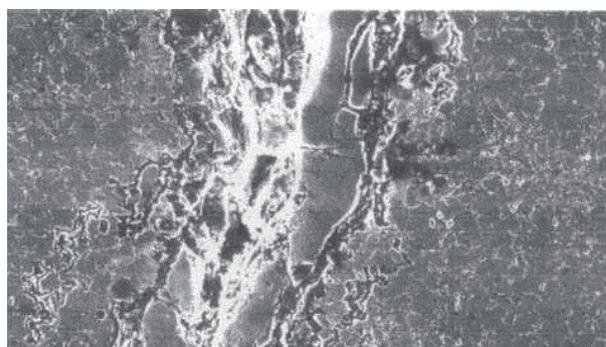


Рис. 6. Магистральная трещина ползучести на участке неполной перекристаллизации ЗТВ, $\times 2500$

Повышению интенсивности повреждаемости металла сварных соединений по механизму ползучести способствуют (особенно после наработки 270000 ч) локальные напряжения и перегревы, превышающие на 10–20 % их допускаемый проектный уровень. Около 9 % паропроводов (со сварными соединениями) имеют участки, где значения рабочих напряжений и температур для расчетного ресурса эксплуатации превышает допускаемое.

5. Уточнение повреждаемости элементов паропроводов по механизму усталости

Зарождение и развитие усталостных трещин в сварных соединениях элементов паропроводных систем, вызванных действием переменных (циклических) напряжений, происходит в местах конструктивных и технологических концентраторов напряжений:

- ➔ у подкладных колец стыковых сварных соединений;
- ➔ от непроваров, кристаллизационных трещин, неметаллических включений и других концентраторов напряжений;
- ➔ в районе угловых швов штуцерных и тройниковых сварных соединений;
- ➔ в зонах резкого перехода стыков разнотолщинных трубных элементов.

Зарождение и развитие усталостных трещин реализуется по механизмам термической и механической циклической усталости, а также по коррозионно-усталостному механизму.

Повреждаемость по механизмам термической и механической усталости характеризуется наличием трещин, которые зарождаются преимущественно на внутренней наружной поверхности сварных соединений.

Трещины термической усталости имеют вид сетчатого растрескивания, реже продольных и радиальных трещин с ответвлениями или без них, **рис. 7**.

Зарождение и развитие коррозионно-усталостных трещин на внутренней поверхности сварных соединений имеет локально сгруппированный ха-

рактер. Их развитие характеризуется преимущественным отсутствием разветвленности.

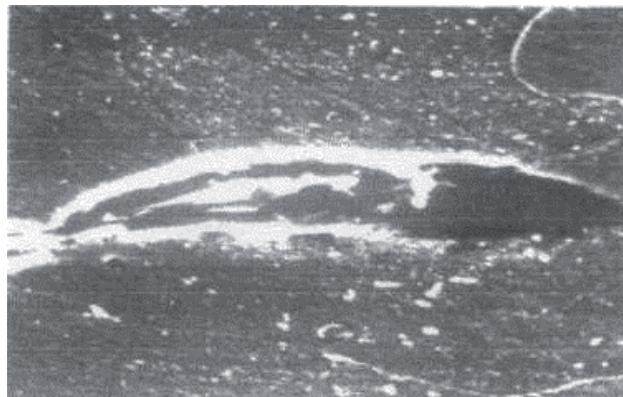


Рис. 7. Продольная трещина в стыковом соединении паропровода острого пара

Изменение внутреннего давления пара (пуски-остановы, аварийные сбросы пара), а также внешних нагрузок так же способствует зарождению и развитию трещин усталости.

Для уменьшения образования трещин усталости целесообразно уменьшить исходную дефектность сварных соединений, что позволит уменьшить их повреждаемость и увеличить ресурс эксплуатации.

6. Выводы

Предложили механизм деградации металла сварных соединений паропроводов классифицировать как состоящий из 5-ти стадий:

1. Диффузия хрома и молибдена из центральных зон зерен α -фазы в их приграничные зоны.
2. Перемещение дислокаций путем скольжения и переползания, а также образование полигональной (субзеренной) структуры зерен α -фазы.
3. Образование сегрегационных зон по границам зерен α -фазы.
4. Коагуляция карбидных фаз.
5. Зарождение и развитие микропор ползучести и микротрещин усталости.

Литература

1. Хромченко, Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов [Текст] / Ф. А. Хромченко. — М.: Машиностроение, 2002. — 351 с.
2. Куманин, В. И. Долговечность металла в условиях ползучести [Текст] / В. И. Куманин, Л. А. Ковалева, С. В. Алексеев. — М.: Металлургия, 1988. — 224 с.
3. Панасюк, В. В. Механiка руйнування та мiцностi матерiалiв [Текст] / В. В. Панасюк. — К.: Академперiодика, 2002. — 376 с.
4. Дмитрик, В. В. Уменьшение структурной неоднородности участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварных соединений перлитной стали [Текст] / В. В. Дмитрик, А. Н. Пашенко // Автоматическая сварка. — 2003. — № 7. — С. 14–18.
5. Дмитрик, В. В. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации [Текст] / В. В. Дмитрик, В. Н. Баумер // Металлофизика. Новейшие технологии. — 2007. — № 7. — С. 937–948.

6. Земзин, В. Н. Жаропрочность сварных соединений [Текст] / В. Н. Земзин. — Л.: Машиностроение, 1972. — 269 с.
7. Дмитрик, В. В. Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов [Текст] / В. В. Дмитрик, О. В. Соболев, М. А. Погребной, Т. А. Сыренко // Автоматическая сварка. — 2015. — № 7 — С. 12–17.
8. Березина, Т. Г. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов [Текст] / Т. Г. Березина // Теплоэнергетика. — 1986. — № 3. — С. 53–56.
9. Дмитрик, В. В. Моделирование процесса электродуговой сварки [Текст] / В. В. Дмитрик, В. И. Калиниченко // Известия вузов. Машиностроение. — 2003. — № 4. — С. 59–64.
10. Дмитрик, В. В. Численные решения краевых задач теории электродуговой сварки на основе схемы Галеркина [Текст] / В. В. Дмитрик, В. И. Калиниченко // Доповіді національної академії наук України. — 2002. — № 5. — С. 101–108.
11. Дитяев, Б. Д. Расчетно-аналитические и методические подходы к продлению срока службы паропроводов ТЭС [Текст] / Б. Д. Дитяев, А. Б. Попов // Теплоэнергетика. — 2001. — № 4. — С. 2–8.
12. Humphreys, F. J. Recrystallization and related annealing phenomena [Text] / F. J. Humphreys, M. Hatherly. — Oxford : Pergamon Press, 1996. — P. 235–279.
13. Hald, J. Microstructure and long-term creep properties of 9–12 % Cr steels [Text] / J. Hald // International Journal of Pressure Vessels and Piping. — 2008. — Vol. 85, Issue 1–2. — P. 30–37. doi: 10.1016/j.ijpvp.2007.06.010
14. Sawada, K. Effect of W on recovery of lath structure during creep of high chromium martensitic steels [Text] / K. Sawada, M. Takeda, K. Maruyama, R. Ishii, M. Yamada, Y. Nagae, R. Komine // Materials Science and Engineering : A. — 1999. — Vol. 267, Issue 1. — P. 19–25. doi: 10.1016/s0921-5093(99)00066-0
15. Abe, F. Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9 Cr-W steels [Text] / F. Abe // Materials Science and Engineering: A. — 2004. — Vol. 387–389. — P. 565–569. doi: 10.1016/j.msea.2004.01.057
16. Дмитрик, В. В. Сварные соединения паропроводов [Текст] / В. В. Дмитрик. — Х.: Майдан, 2013. — 163 с.

Abstract. The features of metal damageability of welded joints of steam lines, long operated under creep conditions, made of steels 15H1M1F and 12H1MF were specified. Damageability classification, consisting of five stages was proposed. The formation mechanisms of creep pores and fatigue cracks were considered. It was found that creep pores are formed most intensively in the area of incomplete recrystallization of heat-affected zone of welded joints made of heat-resistant steels.

It was revealed that the metal destruction of welded joints has predominantly brittle intergranular nature. In the destruction area, the body of α -phase grains is affected by individual or locally grouped creep pores.

It was found that the origination and development of fatigue cracks on the inner surface of steam lines have locally grouped nature. Their development is characterized by the absence of branching.

Specification of metal damageability features of long-operated welded joints of steam lines will allow to reduce the damageability intensity, which provides increased lifetime.

Keywords: damageability, welded joints of steam lines, micropores, microcracks, diffusion, carbide phases, lifetime.