

УДК 669.539.376

Дмитрик В. В., Барташ С. Н.

**К УЛУЧШЕНИЮ КАЧЕСТВЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ**

Ресурс эксплуатации длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов тепловых электростанций (ТЭС) из теплоустойчивых перлитных сталей (12Х1МФ, 15Х1М1Ф) составляет 0,6–0,8 от ресурса основного металла паропроводов. Уменьшенный ресурс обусловлен наличием определенной структурной, химической и механической неоднородности сварных соединений, предотвратить которую в полной мере не представляется возможным. Наличие неоднородности вызывает увеличение интенсивности повреждаемости сварных соединений [1–2].

Повреждаемость сварных соединений паропроводов, эксплуатируемых более 250000 ч, происходит по участку сплавления зоны термического влияния (ЗТВ) в 2–3 раза быстрее, чем по металлу шва и основному металлу, который не подвергается сварочному нагреву [3]. Увеличенная интенсивность повреждаемости реализуется по механизму образования микропор ползучести, развивающихся в макротрещины ползучести, а также по механизму образования усталостных трещин. Например, для сварных соединений паропроводов острого пара или промперегрева (параметры эксплуатации  $T_s = 545\text{--}585\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $P = 20\text{--}25\text{ МПа}$ ).

Целью работы является выявление связи структуры сварных соединений паропроводов с их повреждаемостью в процессе длительной эксплуатации сварных соединений в условиях ползучести и малоциклового усталости.

В процессе сварки металл участка сплавления ЗТВ нагревается в область температур  $T_L - T_S$ . Ширина участка составляет 0,1–0,2 мм. Здесь, в зависимости от погонной энергии сварки и температурного режима, могут образовываться (локально) браковочные структуры или структуры близкие к браковочным. Например, укрупненные ферритные зерна, образующие мягкие прослойки, рис. 1, или видманштеттов феррит [3].

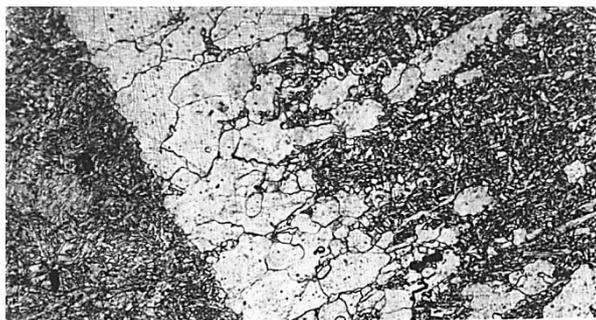


Рис. 1. Микроструктура участка сплавления сварного соединения паропровода из стали 15Х1М1Ф. Ручная дуговая сварка (РДС) на штатном режиме

Наличие крупных ферритных зерен, а также браковочных структур приводит к увеличению скорости коагуляции карбидов  $M_{23}C_3$  по их границам [2]. Такие структуры повреждаются порами ползучести значительно интенсивнее [3], чем структуры, получение которых регламентируется нормативной документацией [5–6].

Установили, что образование браковочных структур или структур, близких к браковочным можно предотвратить путем оптимизированного подбора параметров режима сварки [3]. Рост удлиненных ферритных зерен начинается от частично оплавленных зерен основного металла, рис. 2.

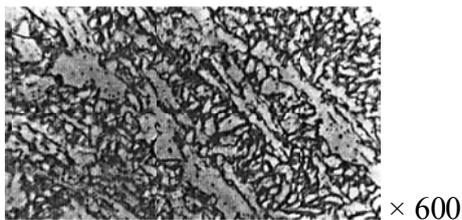


Рис. 2. Структура металла шва, контактирующая с участком сплавления. РДС. Паропровод острого пара из стали 12Х1МФ. Ресурс 200 000 ч (ТЭС, г. Энергодар)

Наличие удлиненных ферритных зерен придает металлу анизотропию свойств и способствует повышению интенсивности зарождения и развития межзеренных трещин, рис. 3.

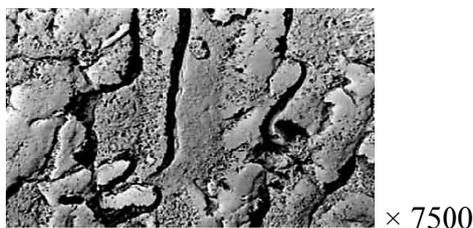
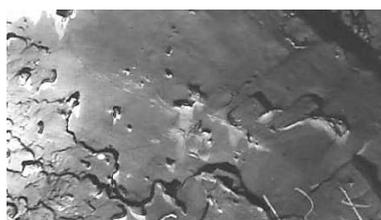


Рис. 3. Межзеренный характер микротрещин на участке сплавления ЗТВ сварного соединения паропровода острого пара из стали 12Х1МФ. Ресурс 200 000 ч. (ТЭС, г. Энергодар)

Металл участка сплавления с крупнозернистой структурой, что характерно для сварки на погонной энергии от 2,1 МДж/м и больше [4], отличается наличием на поверхности излома ударных образцов хрупкого или квазихрупкого разрушения со следами скола, рис. 4. Мелкозернистая структура металла данного участка (сварка на погонной энергии 1,1–1,3 МДж/м) характеризуется вязким изломом, рис. 4, что обеспечивается его высокой пластичностью. Повышение погонной энергии способствует формированию рельефа излома со значительным количеством вторичных межзеренных трещин.



а



б

Рис. 4. Фрактограммы поверхности разрушения металла после испытаний на циклический изгиб при 565 °С:

а – вязкий ямочный излом; б – хрупкое разрушение

Установили, что увеличение тепловложения в основной металл, характерно для сварки на значениях погонной энергии от 2,1 МДж/м и выше, обеспечивает заметное снижение механических свойств сварных соединений, что вызывает увеличение интенсивности повреждаемости в условиях ползучести и малоциклового усталости. Снижению свойств сварных соединений способствует дефектность структуры металла шва и участка сплавления. Для предупреждения образования удлиненных ферритных зерен в металле шва, а также укрупненных ферритных зерен и перлитной структуры на участке сплавления, режимы процесса сварки должны быть ограничены. Погонная энергия не должна превышать значения 1,3 МДж/м. Установили, что в металле шва оптимальными являются равноосные ферритные зерна 6–7 балла (ГОСТ 5639-82). Такие структуры, которые можно считать оптимальными,

образуются при механизированной сварке в смеси защитных газов  $\text{CO}_2 + \text{Ar}$  на значениях погонной энергии  $\leq 1,1-1,3$  МДж/м, при использовании подогрева  $300-350$  °С, и характеризуются повышенной трещиностойкостью, табл. 1.

Таблица 1

## Трещиностойкость участка сплавления

Погонная энергия, МДж/м	Условия испытания (рис. 1)		Высота трещины, мм	Скорость развития трещины, мм/ч
	Число циклов	Длительность, ч		
1,2	65	2150	0,20-3,3	$0,5 \cdot 10^{-4} / 9 \cdot 10^{-4}$
	85	2900	0,22- 1,2	$0,7 \cdot 10^{-4} / 10 \cdot 10^{-4}$
2,1	65	2150	0,23- 4,1	$0,9 \cdot 10^{-4} / 12 \cdot 10^{-4}$
	85	2900	0,35- 2,9	$1,1 \cdot 10^{-4} / 14 \cdot 10^{-4}$

Установили, что трещиностойкость металла шва и металла участка сплавления, определяемая в соответствии с требованиями [5–6, 8–9], существенно зависит от сварочного нагрева. Скорость развития трещин в сварных соединениях, изготовленных на погонной энергии  $> 1,3$  МДж/м, заметно увеличивается, табл. 1. Отмечается тенденция увеличения размеров трещин.

Близкие данные по определению трещиностойкости приводятся и для сварных соединений, изготовленных ручной дуговой сваркой на различных значениях погонной энергии [7].

## ВЫВОДЫ

Установили, что наличие дефектной структуры на участке сплавления зоны термического влияния сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей существенно снижает его свойства, что способствует повреждаемости металла данного участка в процессе длительной эксплуатации.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов / Ф. А. Хромченко. – М. : Машиностроение, 2002. – 351 с.
2. Дмитрик В. В. Определение остаточного ресурса сварных соединений из стали 12Х1МФ после выработки их паркового ресурса / В. В. Дмитрик, С. Н. Барташ // Сборник докладов 8-го Международного конгресса «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов». Том 2 / под общ. ред. И. М. Неклюдова, В. М. Шулаева. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. – С. 191–192.
3. Дмитрик В. В. Структура участка перегрева ЗТВ сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей / В. В. Дмитрик, Т. А. Сиренко, Е. Д. Гринченко // Сварочное производство. – 2010. – № 6. – С. 1–4.
4. Барташ С. Н. Расчетное определение сварочного нагрева изготавливаемых соединений из теплоустойчивых перлитных сталей / С. Н. Барташ // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2008. – № 1/1 (31). – С. 50–52.
5. РД 34.17.421-92. Типовая инструкция по контролю и продлению службы металла основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. – М. : Служба передового опыта ОРГРЭС, 1992. – 94 с.
6. МУ 34-70-161-87. Методические указания по металлографическому анализу при оценке качества и исследовании причин повреждений сварных соединений паропроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф тепловых электростанций. – М. : ВТИ им. Ф. Э. Дзержинского, 1987. – 190 с.
7. Влияние тепловых условий сварки на трещиностойкость сварных соединений стали 15Х1М1Ф в условиях малоциклового ползучести / [Хромченко Ф. А., Лаппа В. А., Маламед М. М. и др.] // Сварочное производство. – 1991. – № 12. – С. 33–35.
8. Тарновский А. И. Методика исследования накопления повреждаемости сварных соединений при малоциклового ползучести / [А. И. Тарновский., Ю. В. Полстаев., А. С. Зубченко и др.] // Автоматическая сварка. – 1982. – № 11. – С. 15–17.
9. Дмитрик В. В. К повреждаемости сварных соединений паропроводов по механизму ползучести / В. В. Дмитрик, С. Н. Барташ // Металлофизика, новейшие технологии. – 2010. – Т. 32. – № 12. – С. 1657–1663.