

УДК 669.539.376

СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ ИЗ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

С.Н. Барташ, доц., к.т.н., Харьковский национальный автомобильно-дорожный
университет, П.А. Ситников, студ.,
Национальный технический университет «ХПИ»

Аннотация. Изучение закономерностей скольжения в условиях ползучести сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей позволяет уточнить механизм их повреждаемости порами, что актуально для уменьшения интенсивности повреждаемости.

Ключевые слова: структура, скольжение, ползучесть, повреждаемость.

ЗВАРНІ З'ЄДНАННЯ З ТЕПЛОТРИВКИХ ПЕРЛІТНИХ СТАЛЕЙ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ

С.М. Барташ, доц., к.т.н., Харківський національний автомобільно-дорожній
університет, П.А. Ситников, студ., Національний технічний університет «ХПІ»

Анотація. Вивчення закономірностей ковзання в умовах повзучості зварних з'єднань з теплостійких перлітних сталей дозволяє уточнити механізм їх пошкоджуваності порами, що актуально для зменшення інтенсивності пошкоджуваності

Ключові слова: структура, ковзання, повзучість, пошкоджуваність.

WELDED CONNECTIONS MADE OF HEAT-RESISTANT PERLITE STEEL IN CONDITION OF CREEP

S. Bartash, Assoc. Prof., Ph. D. (Eng.),
Kharkov National Automobile and Highway University

Abstract. Study of conformities to the law of sliding in conditions of creep of welded connections made of thermostable perlite steel allows to specify the mechanism of their damage by pores, which is actual for diminishment of damage intensity.

Key words: structure, sliding, creep, damaging.

Введение

Уровень повреждаемости металла сварных соединений паропроводов теплоэнергетического оборудования, изготовленных из теплоустойчивых перлитных сталей (15X1M1Ф, 12X1MФ), значительно выше, чем металла паропроводов, не претерпевающего сварочного нагрева. Существенную роль в их повреждаемости играет структурный фактор. Увеличение повреждаемости связано с исходной структурной неоднородностью сварных соединений, а также их исходной дефектностью [1, 2]. Полностью пре-

дотвратить структурную неоднородность и дефектность не представляется возможным, однако снизить уровень вполне возможно.

Анализ публикаций

Статистические данные, полученные при исследовании массива из 90 сварных соединений паропроводов, имеющих наработку свыше 200 тыс. ч, показали, что разрушаемость сварных соединений распределяется (примерно) в следующем порядке (%): по металлу шва – 15; по участку сплавления –

10; по участку перегрева – 5; по участку неполной перекристаллизации – 70. Приведенная статистика близка к той, что указана в литературе [3]. Ресурс эксплуатации сварных соединений паропроводов вследствие их структурной и химической неоднородности составляет 0,6–0,8 ресурса основного металла самих паропроводов. Экономически обоснованным является повышение ресурса сварных соединений паропровода до ресурса основного металла. Для изучения повреждаемости по механизму порообразования сварных соединений ТЭС из теплоустойчивых перлитных сталей, эксплуатирующихся в условиях ползучести, при $T_s \leq 0,5T_{пл}$, ограниченном ($\leq 1\%$) пластическом деформировании, необходимо исследовать и проанализировать закономерности скольжения в структуре α -фазы. Необходимость изучения данной проблемы обусловлена тем, что повреждаемость структур на участках сварных соединений происходит раньше и интенсивнее, чем структуры основного металла [1, 2].

Цель и постановка задачи

Изучить повреждаемость сварных соединений паропроводов, проработавших более 200 тыс. ч. Установить зависимость повреждаемости от исходной структуры и степени ее структурной неоднородности.

Результаты исследований и их обсуждение

Установлено, что повреждаемость существенно связана с наличием в сварных соединениях исходных локальных структур, где сама структура является либо браковочной, либо близкой к ней. Заметим, что браковочные структуры образуются в результате соответствующего локального перегрева металла сварных соединений и не выявляются неразрушающими методами контроля. Координаты таких структур, применительно к штатному процессу сварки, выявляли путем моделирования сварочного нагрева изготавливаемых сварных соединений [3–5]. Определяли температурный режим, обеспечивающий образование в структуре металла шва удлиненных зерен α -фазы (50–80 мкм) и цепочек из равноосных укрупненных зерен (рис. 1).

На участке неполной перекристаллизации в зависимости от сварочного нагрева образуются новые продукты распада аустенита,

представляющие грубопластинчатый или сфероидизированный перлит [5].

Оптимизация сварочного нагрева на основе данных его моделирования обеспечила предотвращение формирования браковочных структур, а также позволила уменьшить исходную структурную неоднородность сварных соединений в целом.

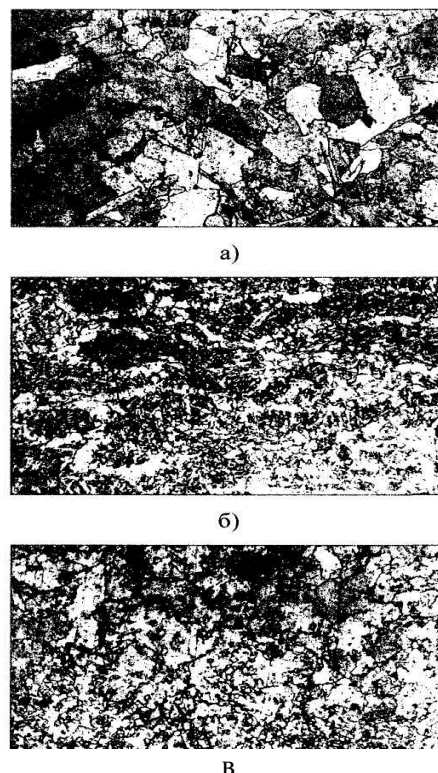


Рис. 1. Структура сварного соединения паропровода свежего пара (325×60 мм) блока 300 МВт, ресурс 180 тыс. ч, $T_s = 545^\circ\text{C}$; $\epsilon = 0,5\%$; $\sigma_p = 25,5$ МПа, $\times 100$: а – основной металл; б – металл шва; в – металл участка неполной перекристаллизации. Ручная дуговая сварка на штатных режимах

Знание закономерностей скольжения в структуре α -фазы позволяет оптимизировать способы повышения сопротивления повреждаемости по механизму порообразования, что целесообразно для увеличения паркового ресурса данных сварных соединений, составляющего 0,6–0,8 ресурса основного металла. При изучении скольжения наблюдается неравномерность проявлений эксплуатационного старения, что характерно для участков, сварных соединений с различной структурой (рис. 2), т.е. для основного металла, наплавленного и металла зоны термического влияния (ЗТВ).

Следы скольжения, возникающие при низкотемпературной ползучести, изучали на внешней поверхности образцов сварных соединений, которую предварительно шлифовали и полировали. Положение, что скольжение на поверхности имеет такой же характер, как и под ней, является верным и для данных сварных соединений. Иллюстративно скольжение имеет вид прямолинейных линий (рис. 2) и происходит в зернах α -фазы по плоскостям $\{110\}$, хотя линии могут иметь и волнистую форму.

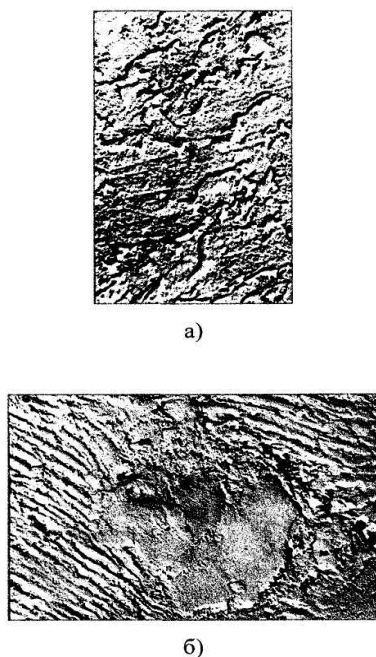


Рис. 2. Скольжение в условиях эксплуатационного старения: а – прямолинейные следы скольжения в α -фазе металла шва (сплав 08ХМФ), паропровода свежего пара блока 300 МВт, ресурс 180 тыс. ч, $\epsilon=0,5\%$, $T_s=545^\circ\text{C}$, $\sigma_p=25,5\text{ МПа}$, $\times 6000$; б – волнистая форма следов скольжения (участок неполной перекристаллизации), экспериментальный образец, ресурс 270 тыс. ч, $\epsilon=1,2\%$, $\times 8200$

Установлено, что общее количество следов скольжения зависит от физических условий эксплуатации, в т. ч. пусков-остановов энергоблоков. Показано, что образование волнистых участков скольжения связано с повышенной исходной структурной неоднородностью и характерно для местного перегрева, т. е. при превышении в процессе эксплуатации температуры выше предельной для данных сварных соединений.

Практический интерес, кроме следов скольжения, связанных с металлографическими плоскостями и направлениями, представляют складки на фрагментах зерен, а также на участках их стыка (рис. 3, а), где могут находиться и коагулирующие карбиды $M_{23}C_6$, а также образуются полосы деформации (полосы сброса) (рис. 3, б).

Приведенные особенности скольжения отмечаются в сварных соединениях паропроводов свежего пара из перлитных теплоустойчивых сталей после 150 тыс. ч эксплуатации. Причем на различных участках сварных соединений количество и форма следов также будут отличаться.

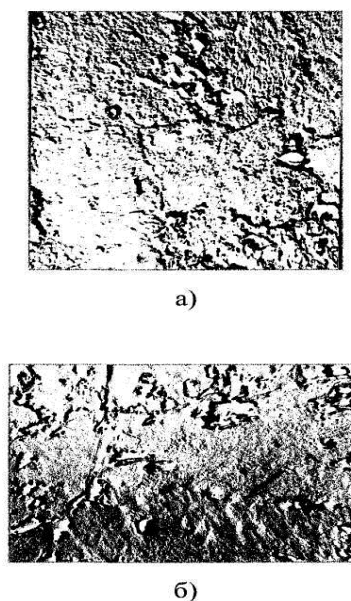


Рис. 3. Участок неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из стали 15Х1МФ. Ресурс 186 тыс. ч, $\times 6000$, $T_s = 545^\circ\text{C}$; $\epsilon = 0,7\%$; $\sigma_p = 25,5\text{ МПа}$: а – складки на фрагментах зерен; б – полоса деформации (стрелка)

Установлено, что исходная структурная неоднородность при низкотемпературной ползучести обеспечивает различный уровень деформации как отдельных зерен, их фрагментов, так и деформацию зерен в целом на отдельных участках сварных соединений. Неоднородность деформации при низкотемпературной ползучести связана с неравномерностью величины и направлений напряжений в зернах α -фазы, что определяется ее легированием, наличием и распределением карбидных выделений, а также зависит от ориентировки зерен относительно внешних

сил [2]. Равномерное распределение карбидов, в т.ч. мелкодисперсных VC и Mo_2C , в фрагментах зерен структуры обеспечивает наложение механических ограничений на деформацию таких фрагментов. При наработке 150–180 тыс. ч деформация преимущественно носит локальный характер и происходит в основном в фрагментах, примыкающих к границам зерен, что может способствовать частичному устранению (размыванию) границ зерен [1, 2], а также обеспечивает образование новых полос скольжения дополнительно к существующим, т.е. действующим по всему объему зерна α -фазы. Наличие коагулирующих карбидных выделений M_{23}C_6 способствует увеличению количества систем скольжения. Заметим, что от локальной деформации зерен α -фазы зависит неоднородность ее формоизменения, т.е. образование фрагментов. При низкотемпературной ползучести имеют место два конкурирующих процесса: упрочнение структуры и ее разупрочнение. Отмечаемое после 150 тыс. ч наработки нивелирование деформации α -фазы связано с ее относительной стабильностью, для которой характерно примерно одинаковое по объему образование систем скольжения, обеспечиваемое равномерностью распределения выделений Mo_2C и особенно VC.

Исследование следов скольжения с помощью электронного микроскопа (метод реплик) позволило выявить строение следов скольжения и их тонкую структуру, состоящую из пачки плоскостей, которые можно представить уточненной схемой (рис. 4). Следы скольжения представляют непараллельные линии скольжения, образующие элементарные ступеньки, количество которых зависит от структуры сварных соединений и времени (рис. 2). Установили, что количество следов скольжения возрастает при увеличении пусков-остановов энергоблоков, а их строение также меняется. Повышение температуры выше расчетной (перегрев) увеличивает число элементарных плоскостей в уже существующих следах скольжения, что можно просматривать, как по внешнему виду, так и по расстоянию между плоскостями.

Применительно к физическим условиям ($T_3 = 560^\circ\text{C}$, $P_3 = 25,5 \text{ МПа}$) выявили, что число следов скольжения в структуре различных участков сварных соединений имеет разную интенсивность. Наибольшая интен-

сивность в структуре участка неполной перекристаллизации, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит (рис. 4) и которая локально примыкает к наружной поверхности сварных соединений.

Считаем, что для сопоставления числа и распределения следов скольжения на поверхности и в объеме образцов данных сварных соединений требуется совершенствование методик выявления дислокаций травлением, т.к. известно, что именно в плоскостях скольжения наблюдается повышенная плотность дислокаций.

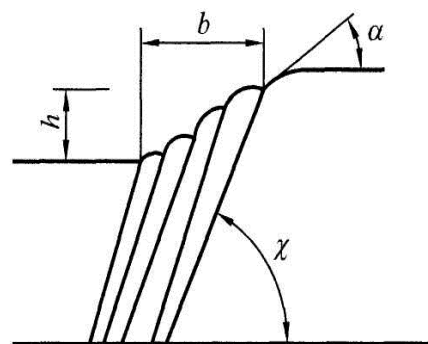


Рис. 4. Уточненная схема следа скольжения по пачке одинаково направленных (не параллельных) плоскостей скольжения: χ -угол между последней плоскостью и осью образца; α -угол, вычисленный из данных измерения ширины (b) и высоты (h) следа скольжения ($\text{tg}\alpha = h/b$), при $\alpha < \chi$

Выявлено, что число грубых следов скольжения для различных участков сварного соединения после наработки 180 тыс. ч отличается. Например, на участке нормализации ЗТВ или в основном металле (сталь 15Х1М1Ф) их будет меньше, чем на участке неполной перекристаллизации и в металле шва (сплав 08ХМФ). Очевидно, что указанные различия обеспечиваются исходной структурной неоднородностью сварных соединений, вытянутой формой и границами зерен α -фазы, а также распределением карбидных выделений.

Установлена взаимосвязь порообразования с исходной структурой сварных соединений и наличием следов скольжения в зернах α -фазы. Например, если в структуре участка неполной перекристаллизации новые порции распавшегося аустенита представлены в виде сфероидизированного перлита, то зарождение пор размером 0,05–0,10 мкм происходит

при наличии относительно грубых следов скольжения и локальной пластической деформации (усредненной) $\varepsilon \geq 0,7$ %. После наработки 190 тыс. ч размеры пор в структуре данного участка увеличились до 1,1–2,0 мкм при плотности до 700 пор/мм². В аналогичной структуре, где продуктом распада аустенита является сорбит, следы скольжения менее грубые, а средние размеры пор составляют 0,5–0,9 мкм при их плотности до 400 пор/мм².

В целом общее количество следов скольжения, в т.ч. грубых, зависит от исходной структурной неоднородности, формирование которой обеспечивается соответствующим сварочным нагревом, физическими условиями эксплуатации и наработки. Следовательно, необходимо обеспечивать получение сварных соединений из данных сталей с возможно меньшей структурной неоднородностью.

Выводы

Установлено, что стабильность структуры сварных соединений и ее повреждаемость после 180 тыс. ч наработки существенно зависит от исходных качественных характеристик самой структуры, а также от степени ее структурной неоднородности.

Показано, что на основе данных моделирования сварочного нагрева можно получать сварные соединения с улучшенными каче-

ственными характеристиками исходной структуры и уменьшенной структурной неоднородностью.

Литература

1. Хромченко Ф.А. Ресурс сварных соединений паропроводов / Ф.А. Хромченко. – М.: Машиностроение, 2002. – 352 с.
2. Земзин В.Н. Жаропрочность сварных соединений / В.Н. Земзин. – Л.: Машиностроение, 1972. – 268 с.
3. Дмитрик В.В. Метод определения температурного режима в расплаве сварочной ванны / В.В. Дмитрик // Сварочное производство. – 1998. – №8. – С. 19–21.
4. Дмитрик В.В. Численные решения краевых задач теории электродуговой сварки на основе схемы Галеркина / В.В. Дмитрик, В.М. Калиниченко // Доповіді національної академії наук України. – 2002. – №5. – С. 101–108.
5. Дмитрик В.В. Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей / В.В. Дмитрик // Автоматическая сварка. – 2000. – №4. – С. 27–29.

Рецензент: Д.Б. Глушкова, профессор, д.т.н., ХНАДУ.
