



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ К ЛОКАЛЬНОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ЗТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ ТИТАНОМ

Ю. В. ПОЛЕТАЕВ, канд. техн. наук

(Волгодон. филиал Южно-Рос. гос. техн. ун-та (Новочерк. политехн. ин-т), РФ)

Раскрыт механизм охрупчивания металла ЗТВ сварных соединений стали 12X18H12T, связанный с развитием процессов прямого и относительного разупрочнения границ зерен при сварке и высокотемпературном низкочастотном малоцикловом нагружении. Экспериментально доказана эффективность проведения аустенизации с целью повышения стойкости против локального разрушения металла ЗТВ сварных соединений.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварное соединение, аустенитная сталь 12X18H12T, зона термического влияния, структурная и химическая микронеоднородность, оценка свариваемости, оптическая и электронная микроскопия, термическая обработка — аустенизация, низкочастотное малоцикловое нагружение, локальное разрушение

В настоящее время нет единого мнения по поводу эффективности аустенизации как надежного технологического способа предотвращения локальных разрушений. В работах [1–3] показано, что применение аустенизации не всегда дает положительный результат, а отклонение от заданного режима термической обработки может способствовать снижению несущей способности сварных соединений. Таким образом, априорное применение известных рекомендаций без надлежащей оценки их влияния на структуру и свойства металла зоны термического влияния (ЗТВ) конкретного сварного соединения каждой исследуемой марки стали может способствовать снижению эксплуатационной надежности.

Цель настоящей работы — раскрыть механизм охрупчивания металла ЗТВ аустенитной стали 12X18H12T при технологических и эксплуатационных термомеханических воздействиях и предложить эффективный технологический способ повышения стойкости против локального разрушения сварных соединений при низкочастотном малоцикловом нагружении. В работе использовали отрезки паропроводных труб из стали 12X18H12T диаметром 230 мм и толщиной 30 мм, вырезанные после 70 тыс. ч эксплуатации при капитальном ремонте нитки паропровода котла № 2 в турбинном отделении Черепетской ГРЭС. Из опыта эксплуатации известно, что данный материал имеет склонность к локальному разрушению, поэтому его целесообразно использовать в качестве тестового. По химическому составу (0,13 С; 1,21 Mn; 0,55 Si; 18,70 Cr; 12,40 Ni; 0,51 Ti мас. %)

и механическим свойствам он соответствует требованиям нормативных документов.

Сварные соединения выполнили по технологии, принятой при производстве монтажных работ паропроводов [4]. В трубах протачивали кольцевую асимметричную разделку со скосом одной кромки. Одну половину разделки заварили электродами диаметром 4 мм марки ЦТ-15, а другую — марки ЦТ-26. Сварные соединения стали 12X18H12T испытывали в исходном после сварки состоянии и после аустенизации при температуре $T = 1373$ К с выдержкой 1 ч и с охлаждением на воздухе.

Сварные соединения в исходном после сварки состоянии характеризуются высокой неоднородностью механических свойств K_{σ} между металлом сварного шва $\sigma_{0,2с.ш}$ и основным металлом ($\sigma_{0,20M}$): $K_{\sigma} = \sigma_{0,2с.ш} / \sigma_{0,20}$. Безразмерный критерий K_{σ} характеризует степень объемности напряженного состояния. При температуре $T = 873$ К у всех сварных соединений в исходном состоянии $K_{\sigma} > 0,9 \dots 1,0$. После аустенизации неоднородность заметно снижается и значение K_{σ} становится близким к оптимальному.

Склонность к образованию горячих подсолнечных трещин в металле ЗТВ при имитированном термомеханическом цикле сварки оценивали по методике НПО ЦНИИТМАШа с привлечением $A-\theta$ зависимостей [5].

Полученные $A-\theta$ зависимости стали, располагающиеся в области составов, не склонных к образованию горячих трещин, свидетельствуют о ее удовлетворительной свариваемости (рис. 1). Горячий передел (переков) и термическая обработка еще в большей степени повысили горячую пластичность стали и стойкость против межзеренного разрушения при сварке.

Сталь 12X18H12T содержит значительные концентрации углерода и элементов, проявляю-



$A, \text{мм/мин}$

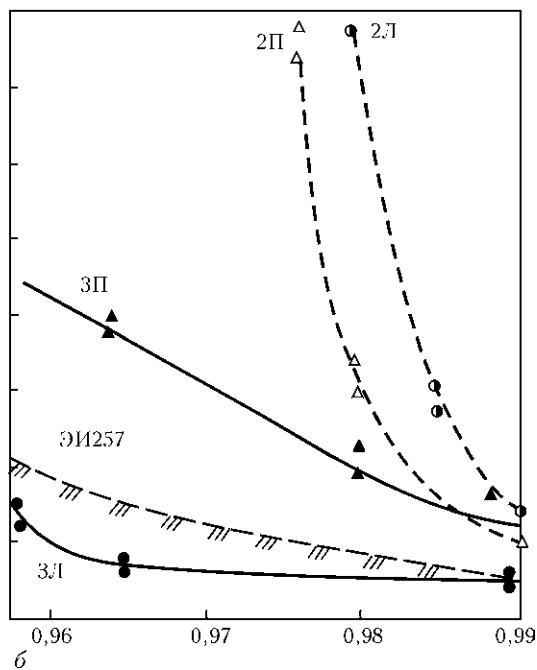
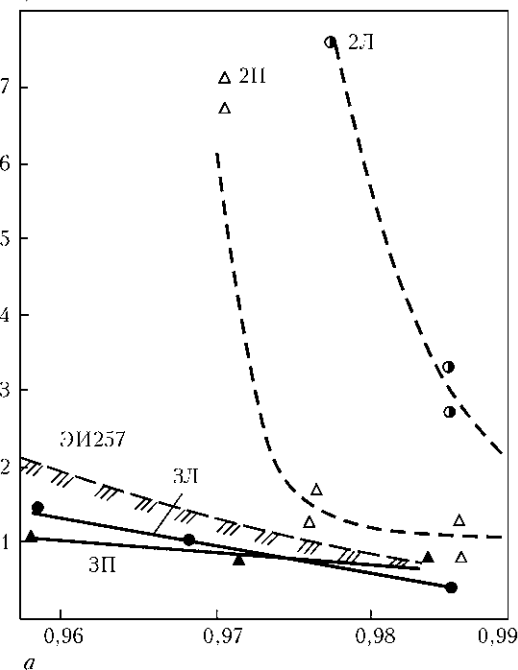


Рис. 1. Стойкость сталей 12Х18Н12Т и ЭИ257 против горячих подосидусных трещин в металле ЗТВ в состоянии после эксплуатации (а), перегрева и аустенитизации при 1373 К (б): 2П, 2Л, 3П, 3Л — металл труб, примыкающих справа и слева к швам стыков 26Л и 3А (по оси абсцисс отложены значения относительной температуры θ)

щих различную способность образовывать карбиды в конденсированном состоянии [6].

В системе титан–углерод образуется прочный монокарбид TiC с широкой областью гомогенности $\text{C/Ti} = 0,53...0,95$. Полное связывание углерода в карбиды титана у стали 12Х18Н12Т обеспечивается при отношении $\text{TiC} > 10$ [7]. Для исследуемой плавки стали 12Х18Н12Т это отношение примерно равно четырем. Поэтому присутствие несвязанного углерода создает условия для образования в стали новых частиц упрочняющей фазы типа Cr_{23}C_6 . У стали 12Х18Н12Т благодаря наличию элемента стабилизатора — титана в зерне создается высокая плотность мелкодисперсных карбидов типа MeC , и преимущественно по границам зерен наблюдаются выделения карбидов типа Me_{23}C_6 (рис. 2). Расчеты электронограмм, полученных с этих выделений, показали, что карбиды типа MeC имеют состав TiC , возможно $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$, а карбиды — $\text{Me}_{23}\text{C}_6\text{--Cr}_{23}\text{C}_6$. Выделений второй фазы по границам и в теле зерен тем больше, чем они ближе к сварному шву. Поэтому наиболее существенные изменения происходят в участке, непосредственно прилегающем к линии сплавления: частичное растворение мелкодисперсных карбидов и рост зерен, выделение карбидов дендритной формы на новых границах, которое увеличивается по мере приближения к линии сплавления. В этом случае решающее значение имеют нагрев выше температуры растворения карбидов и рост зерен, сопровождающийся миграцией границ. Можно предположить, что при перемещении границы как бы собирают встречающиеся на пути

отдельные свободные атомы углерода и их скопления, удерживают их в виде сегрегаций с концентрацией, достаточной для образования карбидов.

Поскольку диффузия всех примесей, в том числе замещения при высоких температурах сварочного нагрева, ускоряется, то возможно, что границы собирают и удерживают и эти элементы. Образованию таких сегрегаций могут способствовать сток вакансий и дислокаций к границам зерен, а также адсорбция горофильных элементов по механизму восходящей диффузии [1].

Таким образом, прямое разупрочнение границ зерен за счет выделения на них карбидов типа Me_{23}C_6 дендритной формы и их относительное разупрочнение в результате развития процесса дисперсионного твердения карбидами титана аустенитной матрицы металла ЗТВ стали 12Х18Н12Т после сварочного нагрева может явиться основной причиной повышенной склонности к локальному (межзеренному) разрушению при высокотемпературной эксплуатации.

Оценку склонности сварных соединений к образованию и развитию локального разрушения выполнили в условиях высокотемпературного низкочастотного малоциклового нагружения в соответствии с методикой из работы [8]. Испытывали призматические образцы с поперечными сварными швами, по линии сплавления которых механическим способом наносили один краевой надрез различной остроты. Образцы испытывали в условиях высокотемпературного малоциклового нагружения (трапецидальный цикл) чистым из-

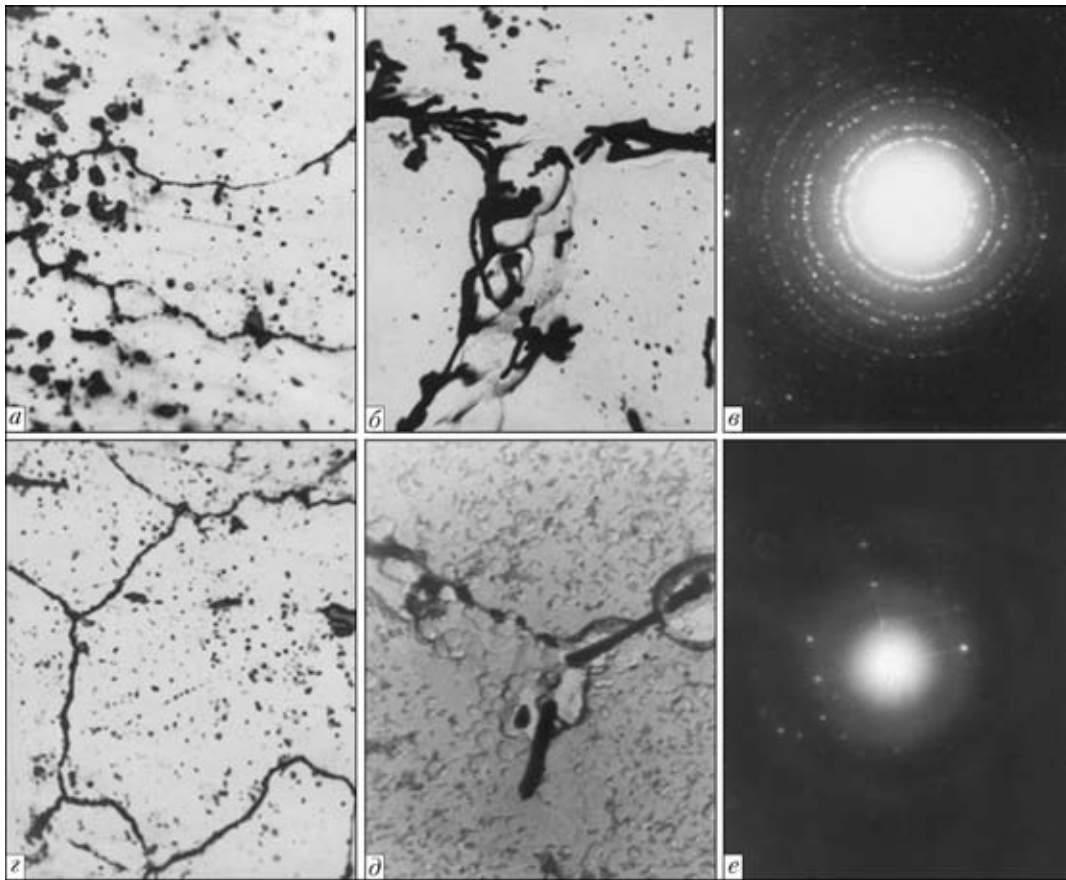


Рис. 2. Микроструктуры металла ЗТВ стали 12Х18Н12Т на различном расстоянии от шва и разным увеличении (*a, z*, $\times 700$; *б, d* — $\times 5000$): *a, б* — линия сплавления; *z, d* — 0,1 мм от линии сплавления; *в, e* — электроннограммы карбидной фазы соответственно состава TiC и Cr₂₃C₆

гибом при температуре 823 К. Длительность полупериода растяжения была выбрана $\tau_1 = 24$ ч, а полупериода сжатия 10 мин, что обеспечило низкую частоту $\nu = 4,2 \cdot 10^{-2}$ цикл/ч.

Как и следовало ожидать, наименьшая долговечность до образования локального разрушения характерна для металла ЗТВ сварных соединений в исходном после сварки состоянии (рис. 3). Применение электродов марки ЦТ-26, обеспечивающих более пластичный материал шва и меньшую неоднородность механических свойств между сварным швом и ЗТВ, способствовало небольшому примерно на 20 % повышению долговечности у образцов без надреза. Проведение лишь аустенитизации способствовало заметному повышению стойкости металла ЗТВ против образования и развития (рис. 4) локального разрушения.

При амплитуде деформации $\epsilon_a = 0,5$ % происходит интенсивное упрочнение и увеличение эффективного напряжения $\sigma_{эф}$ в каждом цикле. У стали 12Х18Н12Т упрочнение продолжается вплоть до образования макротрещины в дне надреза. Образование при N_p макротрещины длиной примерно 1 мм приводит к спаду $\sigma_{эф}$ у стали 12Х18Н12Т. Аустенитизация существенно изменяет кинетику разрушения сварных соединений. На диаграммах разрушения можно выделить три

характерных участка. На первом участке, от момента образования трещины ($N_p = 4$ цикла), наблюдается повышение $\sigma_{эф}$ в интервале 4...10 цик-

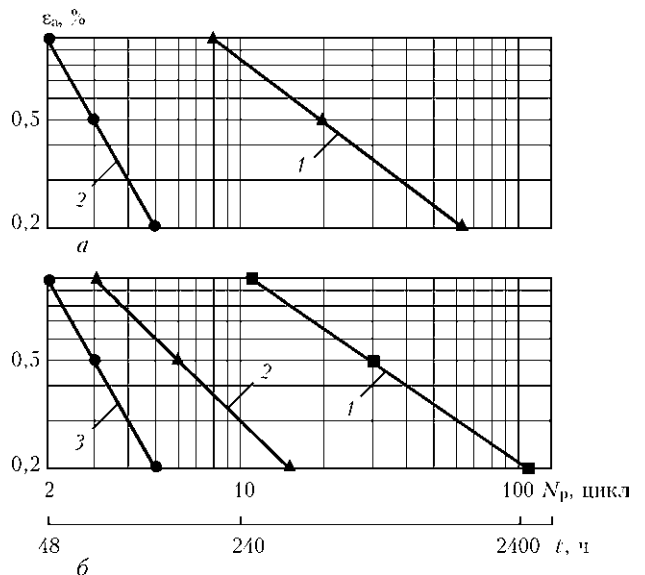


Рис. 3. Влияние остроты надреза (теоретического коэффициента концентрации напряжений) на длительную малоцикловую прочность сварных соединений стали 12Х18Н12Т в исходном после сварки состоянии (*a*) и после аустенитизации (*б*) при $T = 823$ К и $\nu = 4,2 \cdot 10^{-2}$ цикл/ч: 1 — без надреза; 2 — надрез типа Менаже (3,0); 3 — надрез типа Шарпи (5,3) (t — суммарное время испытаний)



лов и происходит развитие трещины с относительно небольшой постоянной стартовой скоростью. На втором участке, в интервале 10...16 циклов, наблюдается периодическое уменьшение и возрастание $\sigma_{эф}$. Скачкообразное подрастание трещины приводит к спаду, а ее торможение — к повышению $\sigma_{эф}$ вследствие наклепа при повторном нагружении.

У сварных соединений стали 12X18H12T в исходном состоянии макротрещина образуется при $N_p = 3$ цикл, а после 5-го цикла нагружения наблюдается интенсивное снижение $\sigma_{эф}$, связанное с высокой скоростью роста трещины в образце. За 17 циклов от момента образования трещина подросла на глубину примерно 1,5 мм. Потери несущей способности образца не происходит. В этом интервале наблюдается ускорение локального разрушения. На третьем участке, в интервале 16–28 циклов, происходит интенсивный спад напряжений $\sigma_{эф}$ в каждом цикле, что свидетельствует о потере образцом несущей способности. Этому участку соответствует развитие трещины с большим ускорением. С момента зарождения за 24 цикла нагружения глубина трещины составила примерно 14 мм.

Следует отметить ряд важных моментов в процессе разрушения сварных соединений при $\epsilon_a = 0,5$ %. Для сварных соединений стали 12X18H12T в исходном состоянии потеря несущей способности происходит при глубине трещины около 1 мм. Для достижения этого момента требуется всего два цикла нагружения. После аустенитизации потеря несущей способности образцов происходит при глубине трещины около 2 мм, а для этого уже требуется 12 циклов. При этом и в исходном состоянии, и после аустенитизации на участках интенсивного, постоянного спада $\sigma_{эф}$ трещины растут с практически одинаковым ускорением.

Таким образом, аустенитизация увеличивает стадию докритического разрушения, но не оказывает положительного влияния в его закритической области — участке потери несущей способности.

Исходная поврежденность металла ЗТВ после сварки, а также дальнейшее изменение его структурно-фазового состояния в процессе низкочастотного малоциклового нагружения определяют кинетику локального разрушения сварных соединений. Аустенитные стали, как правило, находятся в структурно неустойчивом состоянии и при совместном действии высокой температуры и пластической деформации в них возможно выделение дисперсных фаз по схеме: $\gamma \rightarrow \alpha +$ карбидная фаза. Выделение карбидов приводит к повышению прочности и снижению пластичности, а коагуляция их меняет свойства в обратном направлении. Прочность стали существенно зависит от формы, характера и размера карбидных частиц. Мелкодисперсные карбиды титана, упрочняя матрицу, способствуют локализации деформации и разрушению в приграничных участках зерен. Отдельные крупные карбиды типа $Me_{23}C_6$, выделяясь преимущественно по границам зерен, могут тормозить развитие трещин в процессе пластической деформации [1, 9]. Интенсивность карбидообразования зависит от уровня напряжений $\sigma_{эф}$, длительности нагружения, температуры и других факторов малоциклового нагружения и влияет на кинетику локального разрушения.

На первой стадии малоциклового нагружения наблюдается упрочнение — повышение $\sigma_{эф}$ в циклах. Рост сопротивления деформированию преимущественно связан с выделением мелкодисперсных карбидов, эффективно блокирующих дислокации, на которых они зарождаются. Карбиды титана образуют мелкодисперсные выделения в основном на растянутых дислокациях, т. е. на тонких дисках дефектов упаковки [9, 10]. Эти выделения весьма устойчивы и вместе с дефектами, образующимися в результате пересечения дислокаций, образуют ряды стенок, непроходимых для дислокаций, которые можно рассматривать как наложенную сетку границ, где скольжение затруднительно [11]. Такой характер выделения карбидной фазы способствовал значительному уп-

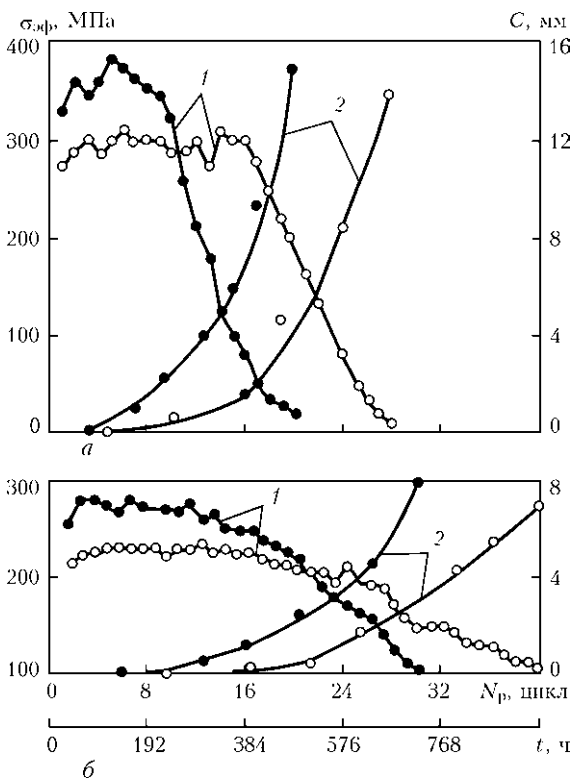


Рис. 4. Диаграммы разрушения сварных соединений стали 12X18H12T при $\epsilon_a = 0,5$ (а) и 0,2 % (б): 1 — $\sigma_{эф} = f(N_p)$; 2 — $C = f(N)$; темные кружки — исходное после сварки состояние; светлые — после аустенитизации

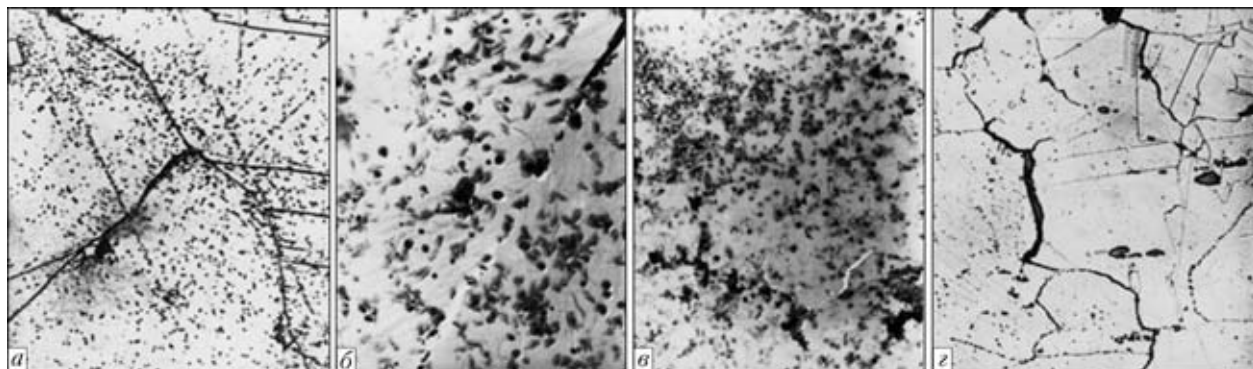


Рис. 5. Микроструктуры металла ЗТВ после испытаний при низкочастотном малоцикловом нагружении ($\epsilon_a = 0,5\%$, $\tau_1 = 24$ ч и $T = 823$ К): а — образование несплошности на стыке трех зерен, $\times 1000$; б, в — выделение карбидной фазы в структуре TiC, $\times 5000$; г — сетка клиновидных трещин, $\times 300$

рочнению матрицы. Это в еще большей степени уменьшает количество подвижных дислокаций, способных совершить акт пластической деформации и тем самым снизить локальные напряжения $\sigma_{л}$. В результате скорость релаксации $\sigma_{л}$ (ползучести) заметно снижается и получает развитие процесс межзеренного проскальзывания, обеспечивающего локализацию деформации на охрупченных границах зерен. Именно поэтому у стали 12X18H12T не наблюдается следов грубого внутривязанного скольжения, а деформация осуществляется по механизму тонкого скольжения, следы которого выявляются методом электронной микроскопии (рис. 5).

Основным фактором, определяющим условия развития клиновидных межзеренных трещин, является релаксационная микропластичность в объеме зерен около тройных стыков. Дальнейшее развитие процессов карбидообразования в теле и на границах зерен приводит к образованию межзеренных клиновидных трещин.

Исследования фазового состава металла ЗТВ сварных соединений стали 12X18H12T после испытаний показали, что в стали присутствуют карбиды TiC и $Cr_{23}C_6$. Под влиянием температуры, упругопластической деформации при длительных выдержках происходит процесс растворения, выделения и коагуляции карбидных частиц, кинетика которого определяет стабильность структуры и свойств стали.

Суммарное содержание карбидного осадка с ростом ϵ_a и количества циклов нагружения увеличивается в несколько раз. Так, металл ЗТВ в состоянии после аустенитизации имел количество карбидной фазы примерно 0,1...0,15 мас. %; после испытаний с $\epsilon_a = 0,2\%$, $\tau_1 = 24$ ч при $T = 823$ К ($N = 120$ циклов) масса карбидного осадка составила 1,1...1,25 % от массы растворенной стали; после испытаний с $\epsilon_a = 0,5\%$, $\tau_1 = 24$ ч при $T = 823$ К ($N = 30$ циклов) масса осадка составила 2,9...3,3 % от массы растворенной стали.

Таким образом, благоприятное воздействие аустенитизации, связанное со снижением исход-

ной структурной и химической неоднородности ЗТВ, которая сформирована при сварке, обеспечивает эффект временного повышения стойкости сварных соединений стали 12X18H12T против локального разрушения.

Выводы

1. Установлено, что термомеханический цикл сварки, способствуя интенсивному развитию процессов прямого (за счет выделения карбидов хрома дендритного типа) и относительного разупрочнения границ зерен (за счет дисперсионного твердения матрицы карбидами TiC) формирует высокую исходную поврежденность структуры и склонность к образованию и развитию локального разрушения металла ЗТВ стали 12X18H12T.

2. Аустенитизация является эффективным технологическим способом повышения стойкости против образования локального разрушения при низкочастотном малоцикловом нагружении, так как обеспечивает снижение исходной структурной и химической микрон неоднородности.

3. Установлено, что циклическая пластическая деформация интенсифицирует процессы прямого и относительного разупрочнения границ зерен и стимулирует снижение стойкости металла ЗТВ против развития локального разрушения сварных соединений стали 12X18H12T при высокотемпературном (823 К) низкочастотном малоцикловом нагружении. Именно поэтому аустенитизация обеспечивает эффект временного повышения стойкости против локального разрушения сварных соединений стали 12X18H12T, что согласуется с данными эксплуатационных наблюдений.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Земзин В. Н., Житников Н. П. Условия образования трещин в околошовной зоне сварных соединений при термообработке // Автомат. сварка. — 1972. — № 2. — С. 1–5.
3. Ярконой В. С., Муромцев Б. И., Комиссаров В. Г. Длительная прочность основного металла и сварных соединений сталей 08X18H9 и 07X16H9M2 // Там же. — 1969. — № 6. — С. 38–40.



4. Хромченко Ф. А. Надежность сварных соединений труб котлов и паропроводов. — М.: Энергоиздат, 1982. — 120 с.
5. Тарновский А. И., Полетаев Ю. В., Феклистов С. И. Применение $A-\theta$ зависимостей для оценки склонности сталей и сплавов аустенитного класса к образованию горячих околосварных трещин при сварке // Новое в технологии сварки оборудования атомных энергетических установок: Тр. ЦНИИТМаш. — 1983. — № 179. — С. 82–84.
6. Куликов И. С. Термодинамика карбидов и нитридов: Справочник. — Челябинск: Металлургия, 1988. — 320 с.
7. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей). — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
8. Полетаев Ю. В. Длительная малоцикловая прочность сварных соединений и выбор аустенитностабильных сталей. — Новочеркасск: ЛИК, 2010. — 281 с.
9. Лозинский М. Г., Романов А. Н., Малов В. В. Исследование структуры аустенитной стали при различных формах цикла упруго-пластического высокотемпературного деформирования // Структурные факторы малоциклового разрушения металлов. — М.: Наука, 1977. — С. 65–86.
10. Лютцау В. Г. Современные представления о структурном механизме деформационного старения и его роли в развитии разрушения при малоцикловой усталости // Там же. — С. 5–21.
11. Минц И. И., Березина Т. Г. Устойчивость дислокационной структуры холоднодеформированных сталей X18H12T и X16H9M2 в условиях высокотемпературного старения // Физика металлов и металловедение. — 1972. — 34, вып. 3. — С. 615–620.

The mechanism of embrittlement of HAZ metal of 12Kh18N12T steel welded joints was identified. It is associated with development of the processes of direct and relative softening of grain boundaries in welding and at high-temperature low-frequency low-cycle loading. Effectiveness of conducting austenitizing to improve the local fracture resistance of welded joint HAZ metal is proved experimentally.

Поступила в редакцию 29.11.2011

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ОБРАЗОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ В УСЛОВИЯХ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ С ПРИНУДИТЕЛЬНЫМ ФОРМИРОВАНИЕМ УСИЛЕНИЯ И РАЗРАБОТКА БАЗОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ ТИПА ФИТИНГ-СТРИНГЕР

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (руководитель темы — канд. техн. наук П. Н. Чертко).

Исследованы особенности контактной стыковой сварки (КСС) непрерывным оплавлением с разными условиями формирования соединений во время осадки, разработана базовая технология, которая применяется для получения соединений деталей из алюминиевых сплавов 1201 и В95Т1. Данная технология позволяет значительно повысить качество сварных соединений этих групп сплавов, а также расширить диапазон толщин металла, который соединяется способом КСС. Приведены базовые режимы контактной стыковой сварки оплавлением исследуемых сплавов. Установлено, что механические свойства сварных соединений из сплава 1201 после термической обработки находятся на уровне основного металла.

Создание локального усиления металла в области шва при КСС термически упрочненного сплава В95Т1 позволяет повысить эксплуатационные свойства сварного соединения до 91...93% прочности основного металла.

Повышение прочности и качества соединений позволяет снизить массу конструкций летательных аппаратов и соответственно повысить их полезную нагрузку. Базовая технология производства деталей типа фитинг-стрингер позволит заменить соединение, выполненное с помощью заклепок, на сварное.