



ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА АУСТЕНИТИЗАЦИИ НА СКЛОННОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 03X16H9M2 К ЛОКАЛЬНОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Ю. В. ПОЛЕТАЕВ, канд. техн. наук

(Волгодон. филиал ФБ ГОУ ВПО Южно-Рос. гос. техн. ун-та, г. Волгодонск, РФ)

Исследовано влияние параметров термического цикла аустенитизации на формирование структурной и химической однородности и стойкости металла ЗТВ против локального разрушения производственных сварных соединений аустенитной стали 03X16H9M2. Установлено, что в низкоуглеродистом металле ЗТВ затруднено развитие процессов образования и роста карбидов, карбонитридов, стимулирующих склонность сварных соединений к локальному разрушению. Экспериментально доказана целесообразность проведения высокотемпературной термической обработки — аустенитизации сварных соединений стали 03X16H9M2, так как повторный нагрев до $T = 1323...1373$ К длительностью 1...4 ч не способствовал повышению стойкости металла ЗТВ против локального разрушения.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные соединения, низкоуглеродистая аустенитная сталь, зона термического влияния, структурная и химическая микронеоднородность, аустенитизация, высокотемпературное низкочастотное малоцикловое нагружение, локальное разрушение

С повышением единичной мощности и рабочих параметров атомных энергетических установок с жидкометаллическим теплоносителем общая протяженность сварных соединений из аустенитных сталей заметно увеличивается и составляет десятки километров, при этом монтажные сварные соединения аустенитизации не подвергаются. В этих условиях проблема обеспечения качества, прочности и стойкости против хрупкого разрушения сварных соединений, в том числе локального разрушения металла ЗТВ при рабочей температуре выше 773 К, становится особенно актуальной.

В настоящее время отсутствует единое мнение об эффективности аустенитизации как надежного технологического способа борьбы с локальным разрушением сварных соединений при высокотемпературной эксплуатации [1–4]. Установлено, что аустенитизация способствует снижению длительной прочности сварных соединений [2, 5, 6] и увеличивает вероятность появления межзеренного разрушения в зоне сплавления [7–9], являющейся еще более охрупченным участком ЗТВ сварного соединения.

Таким образом, априорное применение аустенитизации без надлежащей оценки ее влияния на структуру и служебные свойства металла ЗТВ конкретного сварного соединения каждой исследуемой марки стали может способствовать снижению эксплуатационной надежности.

Цель настоящей работы — экспериментально обосновать возможность отказа от проведения

аустенитизации сварных соединений низкоуглеродистой аустенитной стали 03X16H9M2 без опасности снижения стойкости против локального разрушения металла ЗТВ в условиях высокотемпературного (823 К) низкочастотного малоциклового нагружения.

При исследовании стали 03X16H9M2 использовали промышленные плавки развесом 6,5 и 40 т, выплавленные на чистой шихте в основной электродуговой печи Ижорского завода им. А. А. Жданова. Химический состав данной стали, мас. %: 0,03 С; 1,22 Мн; 0,21 Si; 16,07 Cr; 10,37 Ni; 2,05 Мо; 0,20 Cu; 0,010 S и 0,007 P, и ее механические свойства соответствовали требованиям нормативных документов.

Сварные соединения стали 03X16H9M2 выполнили по штатной технологии изготовления сварных узлов реакторной установки БН-800 в условиях ОАО «ЭМК-АТОММАШ». Ручную дуговую сварку провели специально разработанными электродами марки ЦТ-46. Сварные соединения испытывали в исходном состоянии и после аустенитизации при $T = 1323$ К (длительность выдержки 1...4 ч) в соответствии с рекомендациями по термической обработке сварных конструкций атомных энергетических установок с реакторами БН из стали типа X18H9. Режим термообработки имитировал условия нагрева и охлаждения крупногабаритных сварных конструкций. Кроме того, исследовали сварные образцы, подвергнутые аустенитизации при $T = 1373$ К с выдержкой 1 ч, что соответствовало возможному отклонению максимальной температуры при печном нагреве. Неоднородность по механическим свойствам между металлом сварного шва и металлом ЗТВ сварных соединений в исходном после сварки состоянии достаточно высокая. Наибольшая твердость сварных соединений наблюдается у металла шва, а наи-

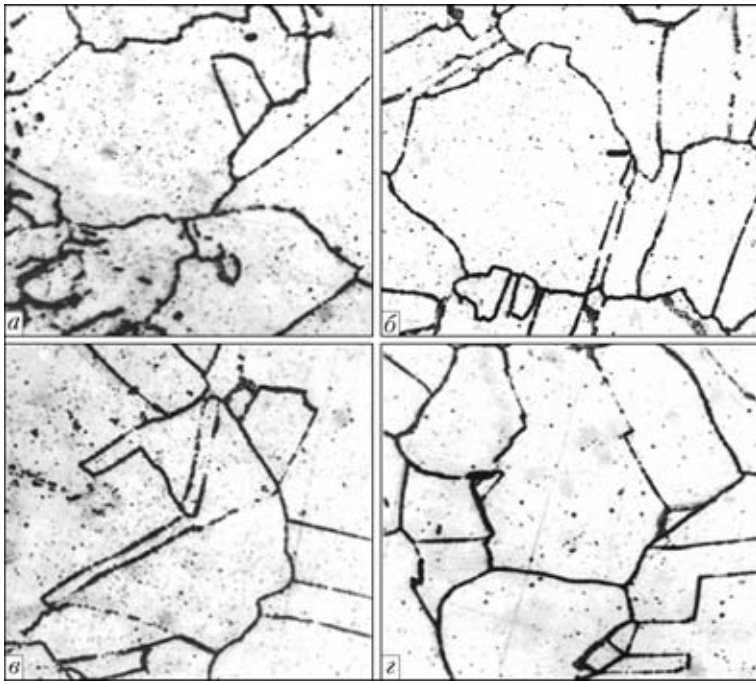


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 700$) металла ЗТВ стали 03X16H9M2 на различном расстоянии от шва: а — линия сплавления; б — 0,1 мм; в — 0,5 мм; з — основной металл

низший — у основного металла. Повышенная прочность и твердость металла шва объясняется его развитой субструктурой и наклепом при сварке. При измерении микротвердости на приборе ПМТ-3 (нагрузка 100 г) выявлен также участок «наклепанного» основного металла, прилегающий к линии сплавления протяженностью около 0,1...0,3 мм, что соизмеримо с размерами зоны перегрева. Микротвердость этого участка находится на уровне значений микротвердости металла шва. Аустенитизация снимает наклеп и при-

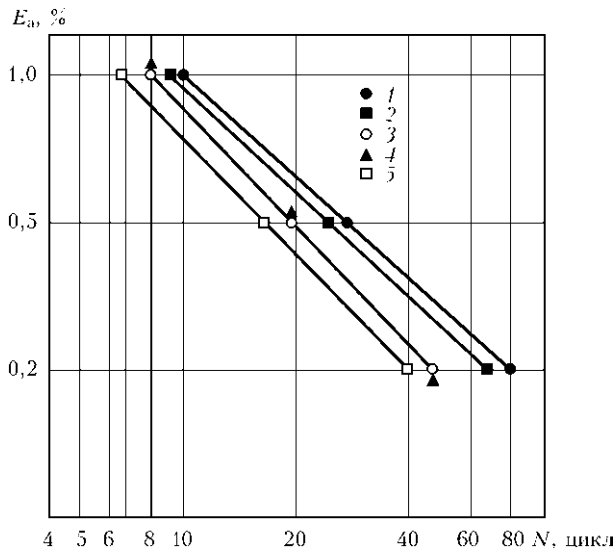


Рис. 2. Влияние аустенитизации на долговечность сварных соединений стали 03X16H9M2 с надрезом Менаже при $T = 823$ К: 1 — основной металл; 2 — сварное соединение, исходное после сварки состояние; 3 — то же при $T = 1323$ К, $\tau = 1$ ч; 4 — то же при $T = 1323$ К, $\tau = 4$ ч; 5 — то же при $T = 1373$ К, $\tau = 1$ ч

водит к сглаживанию механической неоднородности, однако полностью ее не уничтожает.

В отличие от стали, стабилизированной титаном [10], в металле ЗТВ нестабилизированной стали 03X16H9M2 после сварки происходит значительное растворение карбидов. Это объясняется тем, что карбиды хрома менее устойчивы, чем карбиды титана, и растворяются в процессе сварки в металле ЗТВ. Основной металл стали 03X16H9M2 имеет равновесную структуру с большим количеством двойников, мелкодисперсные карбиды в теле зерен отсутствуют. На некоторой части границ зерен имеются выделения второй фазы. Электронно-микроскопические исследования и дифракция электронов свидетельствуют о том, что это пластинчатые карбиды типа $Me_{23}C_6$ [10]. Большая же часть межзеренных границ свободна от выделений. В участках металла ЗТВ, непосредственно прилегающих к линии

сплавления (рис. 1), в результате воздействия сварочного нагрева размер зерна увеличился. На некоторой части новых границ заметны выделения второй фазы. Как показывает дифракция электронов, это также карбиды типа $Me_{23}C_6$. Очевидно, этот участок в процессе сварки подвергся нагреву выше 1373...1473 К, вследствие чего в нем произошел рост зерен. В процессе охлаждения в температурном интервале зарождения карбидов (723...1123 К) на некоторой части границ с максимальной свободной энергией и наибольшими сегрегациями атомов углерода произошло выпадение мелких дендритных карбидов. По мере удаления от линии сплавления количество и размер выделений по границам зерен уменьшается.

После термообработки микроструктура металла ЗТВ практически не изменилась и представляла собой полиэдры аустенита с отдельными включениями крупных карбидов хрома. Наибольшее изменение претерпела структура металла сварного шва, имевшая дендритное строение в исходном после сварки состоянии. После аустенитизации металл шва приобрел структуру полиэдрического аустенита с большим количеством равномерно распределенной глобулярной ферритной фазы.

Таким образом, термическая обработка, изменяя структуру металла шва, приводит к снижению структурной и механической неоднородности сварного соединения, однако полностью ее не уничтожает. Считают, что аустенитизация приводит к повышению стойкости сварных соединений против локального разрушения, однако результаты испытаний это не подтвердили.

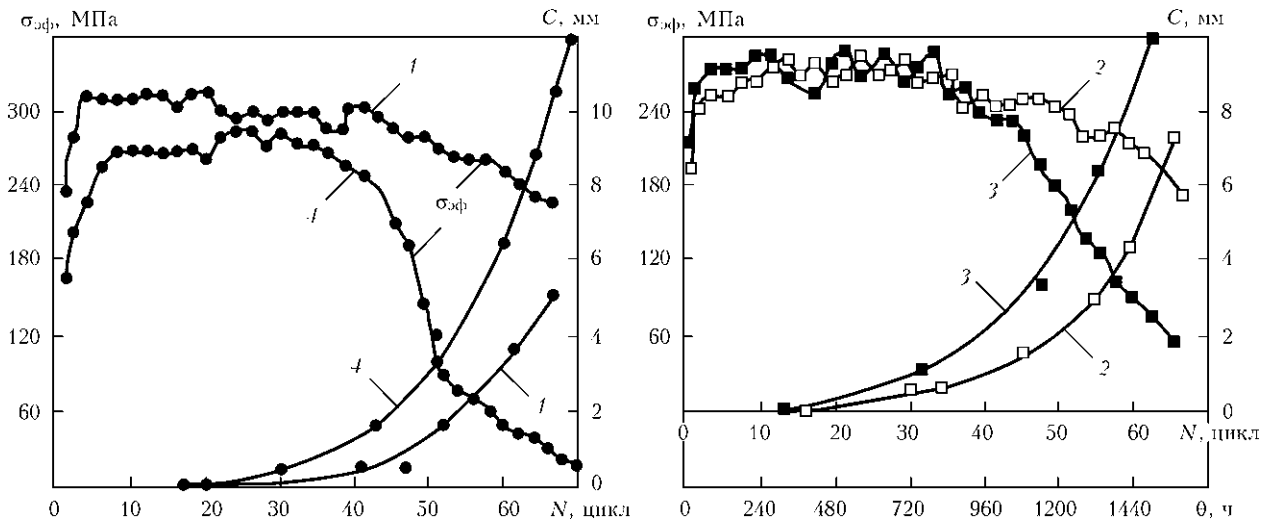


Рис. 3. Диаграммы разрушения сварных соединений стали 03X16H9M2 (при $E_a = 0,5\%$, $\tau = 24$ ч, $T = 823$ К): 1 — исходное после сварки состояние; 2 — аустенитизация при $T = 1323$ К, $\tau = 1$ ч; 3 — то же при 1373 К, 1 ч; 4 — то же при 1323 К, 4 ч

Оценку склонности сварных соединений к образованию и развитию локальных разрушений при высокотемпературном низкочастотном малоцикловом нагружении выполнили в соответствии с методикой работы [11]. Испытывали призматические образцы с поперечным сварным швом, по линии сплавления которого наносили один краевой надрез. Образцы деформировали по схеме знакопеременного циклического изгиба с длительностью выдержки 24 ч в полцикле растяжения при $T = 823$ К.

Как видно из рис. 2, ни один из режимов термической обработки не восстанавливает свойств сварного соединения до уровня основного металла. Это свидетельствует о неполном залечивании микрповреждений на границах зерен, возникших в процессе сварки [5]. Сварные образцы в исходном состоянии и после аустенитизации при $T = 1323$ К с выдержкой 1 ч имеют практически одинаковую долговечность. Увеличение выдержки до 4 ч привело к повышению долговечности лишь в 1,2 раза. В то же время нагрев до $T = 1373$ К повышает склонность сварных соединений к хрупкому разрушению.

Диаграммы разрушения и кривые скорости роста трещины показаны соответственно на рис. 3 и 4. В исходном состоянии в течение первых четырех циклов нагружения наблюдается упрочнение сварных соединений — увеличение $\sigma_{эф}$ в циклах. Затем процесс деформирования стабилизируется и при $N_p = 18$ циклов образуется трещина. После аустенитизации длительность процесса упрочнения сварных соединений заметно возрастает. После нагрева при $T = 1323$ К с выдержкой 4 ч упрочнение продолжается в течение восьми циклов. Затем процесс деформирования стабилизируется и при $N_p = 21$ циклов образуется трещина. После термообработки при температуре 1323 и 1373 К с выдержкой 1 ч характер кривой

$\sigma_{эф} = f(N)$ нестабилен. Через четыре цикла заканчивается упрочнение, процесс деформирования стабилизируется. Затем снова наблюдается упрочнение, продолжающееся вплоть до образования трещины (соответственно при $N_p = 17$ и 14 циклов).

Кинетику развития разрушения изучали на базе 50 циклов с момента образования трещины. При испытаниях в исходном состоянии в интервале первых 14 циклов нагружения наблюдается стабильное развитие трещины с постоянной скоростью, равной $7 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл (рис. 4), а на кривой $\sigma_{эф} = f(N)$ наблюдаются участки упрочнения и разупрочнения (рис. 3). При $N = 14$ циклов на кривой на $V = f(N)$ образуется первый перелом. В интервале 14...26 циклов происходит ускорение развития трещины. После 26 циклов образец

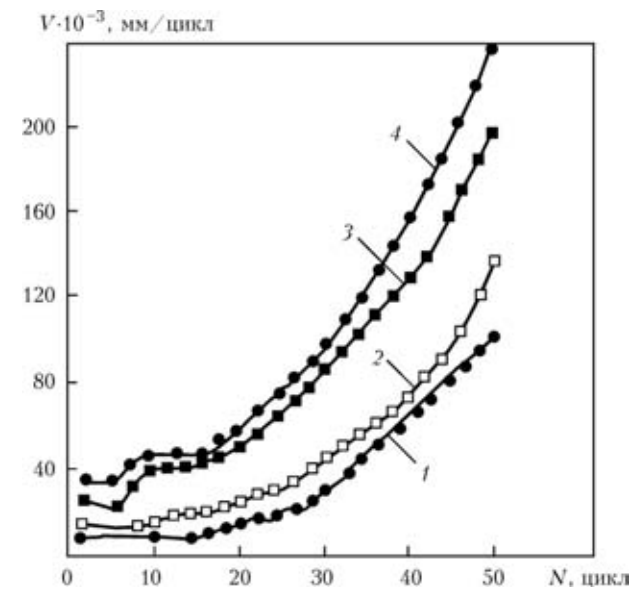


Рис. 4. Зависимость интенсивности локального разрушения сварных соединений стали 03X16H9M2 от режима аустенитизации: 1-4 — то же, что и на рис. 3

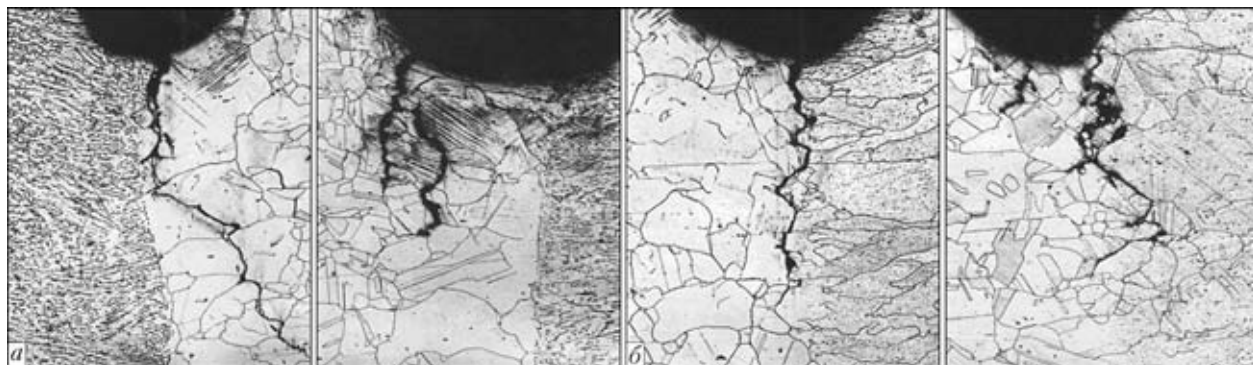


Рис. 5. Характер разрушения сварных соединений стали 03X16H9M2 (надрез Менаже) в исходном после сварки состоянии (а) и после аустенитизации (б), $\times 100$

теряет несущую способность, на что указывает постоянное относительно небольшое снижение $\sigma_{эф}$ в каждом цикле и второй перелом на кривой $V=f(N)$. При дальнейшем деформировании процесс развития трещины характеризуется практически постоянным ускорением. После 50 циклов нагружения глубина трещины составила около 5 мм, а скорость роста около $100 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл.

Характер кривых $\sigma_{эф} = f(N)$ у сварных соединений после термообработки при $T = 1323$ и 1373 К с выдержкой 4 ч первые четыре цикла нагружения характеризуются стабильным развитием трещины с постоянной скоростью $38 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл. При последующем нагружении $\sigma_{эф}$ возрастает вследствие значительного сопротивления развитию трещины. При $N = 14$ циклов происходит потеря несущей способности образца, особенно заметная после 22-го цикла. Интенсивность развития разрушения возрастает. После 50 циклов нагружения трещина достигла глубины 11,8 мм и скорости роста $236 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл.

Характер кривых $\sigma_{эф} = f(N)$ у сварных соединений после аустенитизации при $T = 1323$ и 1373 К с выдержкой 1 ч одинаковый, однако процесс разрушения характеризуется различной интенсивностью. У образца, обработанного при $T = 1323$ К, потеря несущей способности происходит после 24 циклов. В интервале 24...50 циклов на кривой $\sigma_{эф} = f(N)$ можно выделить периодически повторяющиеся участки разупрочнения и стабилизации, что свидетельствует о скачкообразном характере подрастания трещины и ее последующем торможении, поэтому на кривой $V = f(N)$ наблюдается несколько переломов и участков с различным ускорением развития трещины. У образца, обработанного при $T = 1373$ К, потеря несущей способности происходит после 14 циклов нагружения. При последующих циклах наблюдается резкое снижение величины $\sigma_{эф}$, обусловленное интенсивным развитием трещины. В интервале 14...50 циклов на кривой $V = f(N)$ можно выделить два участка с различным наклоном к оси абсцисс. После 50 циклов нагружения у сварных соединений, обработанных

при $T = 1323$ и 1373 К, глубина трещины соответственно составила 6,9 и 9,9 мм, а скорость роста — 138 и $198 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл.

Понижение трещиностойкости сварных соединений после аустенитизации связано с изменением места разрушения. Для сварных соединений в исходном после сварки состоянии характерно образование и развитие локального разрушения в металле ЗТВ на расстоянии 1...3 зерен от границы сплавления (рис. 5, а). При этом развитие нескольких трещин происходит примерно с одинаковой интенсивностью. После аустенитизации локальное разрушение развивается преимущественно по границе сплавления (рис. 5, б). Даже при образовании нескольких трещин более интенсивно развивается трещина по границе сплавления. В обоих случаях наблюдается хрупкое (отрывом) межзеренное разрушение.

Изменение места разрушения можно объяснить следующим образом. В исходном состоянии в металле ЗТВ образуется прилегающий к шву наклепанный участок протяженностью 0,1...0,3 мм с повышенной твердостью, которая находится на уровне твердости металла шва. При деформировании такого неоднородного соединения на границе твердого (упрочненного) и мягкого (разупрочненного) участков будет происходить локализация деформации, накопление поврежденный и межзеренное разрушение при низкочастотном малоцикловом нагружении. Аустенитизация снимает послесварочный наклеп металла ЗТВ и сварного шва и способствует получению более однородного соединения. Однако и в этом случае металл шва имеет большую прочность, чем основной металл, что приводит к локализации деформации уже на границе сплавления. Высокая химическая и структурная неоднородность этого участка ЗТВ способствует более интенсивному развитию межзеренного разрушения.

Таким образом, экспериментально доказано, что аустенитизация в диапазоне температур 1323...1373 К длительностью 1...4 ч не способствует повышению стойкости сварных соединений стали 03X16H9M2 против локального разру-



шения в условиях низкочастотного малоциклого нагружения. Более того, при отклонении от рекомендуемого режима термообработки наблюдается понижение трещиностойкости, связанное с локализацией межзеренного разрушения на границе сплавления. Полученные результаты позволили обосновать отказ от проведения высокотемпературной термической обработки — аустенизации сварных соединений стали 03X16H9M2.

По результатам аттестационных испытаний производственных сварных соединений получено разрешение Гостехнадзора РФ, в нормативно-технические документы ПН АЭГ-7-008–89, ПН-АЭГ-7-009–89 и ПН АЭГ-7-010–89 включены аттестованные способы и рекомендуемые параметры режима сварки, сварочные материалы для изготовления сварных конструкций из стали 03X16H9M2, что позволит осуществлять длительную и надежную эксплуатацию сварных соединений в исходном после сварки состоянии при температуре до 923 К.

Выводы

1. Выполнено комплексное исследование влияния параметров режима аустенизации на формирование стабильной и стойкой против локального разрушения структуры металла ЗТВ производственных сварных соединений аустенитной стали 03X16H9M2.

2. Установлено, что в связи с низким содержанием углерода в стали 03X16H9M2 затруднены процессы образования и роста наиболее вероятного карбида $Me_{23}C_6$, что обеспечивает малую чувствительность к сварочному нагреву и сохранение структурно-стабильного состояния металла ЗТВ при последующем высокотемпературном низкочастотном малоцикловом нагружении.

3. Экспериментально доказано, что проведение высокотемпературной термической обработки — аустенизации при $T = 1323$ К длительностью 1...4 ч не способствует повышению стойкости против локального разрушения сварных соедине-

ний стали 03X16H9M2. Отклонение (нагрев до $T = 1373$ К) от рекомендованного режима аустенизации способствует проявлению склонности к локальному разрушению металла ЗТВ в условиях низкочастотного малоциклого нагружения, имитирующих нестационарный режим высокотемпературной эксплуатации сварных конструкций атомных энергетических установок с жидкометаллическим теплоносителем.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. 3. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Никитин В. М. О механизме формирования химической микронеоднородности в околошовной зоне // Свароч. пр-во. — 1974. — № 9. — С. 55–57.
3. Земзин В. Н., Житников Н. П. Условия образования трещин в околошовной зоне сварных соединений при термообработке // Автомат. сварка. — 1972. — № 2. — С. 1–5.
4. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. — М.: Энергоиздат, 1981. — 240 с.
5. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.
6. Ярковой В. С., Муромцев Б. И., Комиссаров В. Г. Длительная прочность основного металла и сварных соединений сталей 08X18H9 и 07X16H9M2 // Автомат. сварка. — 1969. — № 6. — С. 38–40.
7. Райхман А. 3., Святский Б. С., Белый В. Е. Об эксплуатационной надежности сварных соединений паропроводов высокого давления // Теплоэнергетика. — 1968. — № 7. — С. 17–21.
8. Ратнер А. В. О причинах бездеформационного разрушения сварных соединений паропроводов из аустенитных сталей // Там же. — 1962. — № 8. — С. 12–18.
9. Федосов А. И., Горелкин Б. Г. Испытания натуральных сварных соединений паропроводов из аустенитной стали 12X18H12T // Экспериментальные исследования прочности дисков, лопаток и паропроводов турбин: Науч.-техн. информация ЦНИИТМаш. — М.: ОНТИ ЦНИИТМаш, 1965. — Вып. 56. — С. 100–106.
10. Полетаев Ю. В., Малиновский В. К., Батиева Н. М. Изменение структуры аустенитных сталей при сварке и термическом старении // Свойства и технология сварки высоколегированных сталей и сплавов: Тр. ЦНИИТМаш. — М.: ОНТИ ЦНИИТМаш, 1986. — № 197. — С. 5–11.
11. Гарновский А. И., Полетаев Ю. В., Зубченко А. С. Методика исследования накопления повреждений сварных соединений при малоцикловой ползучести // Автомат. сварка. — 1982. — № 11. — С. 15–17.

Influence of parameters of thermal cycle of austenitizing on formation of structural and chemical homogeneity and resistance of HAZ metal to local fracture of production welded joints of austenitic steel 03Kh16N9M2 was investigated. It is established that development of processes of formation and growth of carbides, carbonitrides, stimulating welded joint susceptibility to local fracture, is difficult in the low-carbon HAZ metal. Inexpediency of conducting high-temperature heat treatment, i. e. austenitizing of welded joints of 03Kh16N9M2 steel, is proved experimentally, as repeated heating up to $T = 1323...1373$ K for 1...4 h did not promote an improvement of HAZ metal resistance to local fracture.

Поступила в редакцию 29.11.2011