

DOI: 10.24412/2077-8481-2025-3-28-40

УДК 621.791

А. О. КОРОТЕЕВ, канд. техн. наук, доц.

А. Г. ЛУПАЧЕВ, канд. техн. наук, доц.

А. А. КОРОТЕЕВА

Н. М. ШУКАН

М. М. МИРОНЧИК

Белорусско-Российский университет (Могилев, Беларусь)

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СТАЛИ ASTM A335 GRADE P91

Аннотация

На основании экспериментальных исследований показана эффективность проведения предварительной термической обработки изделий из стали ASTM A335 Grade P91, используемых в сварных соединениях труб для тепловой энергетики. Проведен анализ микроструктуры и определены механические характеристики сварного соединения.

Ключевые слова:

механические характеристики, термообработка, термическое старение, скорость охлаждения, карбиды, микроструктура.

Для цитирования:

Влияние предварительной термической обработки на свойства сварного соединения из стали ASTM A335 Grade P91 / А. О. Коротеев, А. Г. Лупачев, А. А. Коротеева [и др.] // Вестник Белорусско-Российского университета. – 2025. – № 3 (88). – С. 28–40.

Введение

Использование теплостойких, жаростойких и жаропрочных сталей широко распространено в машиностроительной, энергетической и авиакосмической отраслях при производстве продукции различного характера. Широкое применение жаропрочных сталей обусловлено их технологическими характеристиками, позволяющими эксплуатировать их в условиях высоких температур и сложнапряженного состояния.

Рассмотрены особенности сварки и термической обработки жаропрочной стали ASTM A335 Grade P91. Данная сталь принадлежит к системе 9 % хромо-молибденовых сталей (9Cr-1Mo). Она распространена в Республике Беларусь при производстве парогазовых установок и котлов, работающих на органическом топливе [1–3].

В мировой практике данная сталь пользуется заслуженным спросом. На

данный момент наибольшее количество исследований, связанных со сталью A335 Gr. P91 и её внедрений в промышленный комплекс наблюдается в Китайской Народной Республике (КНР). Сталь обладает низким тепловым расширением, высокой теплопроводностью и улучшенным сопротивлением окислению по сравнению с традиционно используемыми в энергетике сталями. Система легирования ниобием (Nb), ванадием (V) и азотом (N) позволила существенно увеличить сопротивление ползучести, если сравнить её с другими сталями системы 9Cr-1Mo.

Несмотря на ряд преимуществ данной стали, имеются и недостатки, связанные с образованием трещин IV типа в сварных соединениях. Трещины данного типа, как правило, возникают в областях зоны термического влияния (ЗТВ) вследствие ползучести и формирования локальной мягкой прослойки, в которой

не происходит мартенситное превращение. При сварке рекомендуется использовать низкоуглеродистые прутки с содержанием хрома (Cr), молибдена (Mo) и ванадия. После сварочных работ следует провести термическую обработку, которая включает закалку, отпуск и нормализацию, с целью достижения оптимальной комбинации прочности и пластичности в области ЗТВ.

Характер протекания мартенситного превращения зачастую не позволяет получить требуемый комплекс эксплуатационных характеристик.

В работе предлагается вариант предварительной термической обработки с целью связывания углерода в стойкие карбиды хрома. Это позволит изменить условия и характер протекания мартенситного превращения при охлаждении стали в процессе выполнения сварки, что снизит вероятность образования трещин и улучшит условия для формирования конечной микроструктуры в зоне термического влияния сварного соединения. Приведены результаты исследования механических характеристик сварного соединения и анализ микроструктуры в различных его участках.

Основная часть

Рассматриваемая сталь легирована Cr и Mo, что обеспечивает ее теплоустойчивые свойства и позволяет работать при температурах до 610 °С (в особых условиях до 710 °С). Кроме этого, сталь обладает повышенным сопротивлением ползучести, что позволяет эффективно использовать ее в нагруженном состоянии при высоких температурах.

Перед выполнением сборки деталей под сварку одна часть соединения (один отрезок трубы) подвергалась термическому старению при температуре 650 °С в течение 2 ч (рис. 1). Нагрев осуществлялся с невысокой скоростью с целью предупреждения возникновения высоких внутренних напряжений, вызванных термическим циклом. Для нагрева использовалась печь SNOL 30/1300 с термоконтроллером, позволяющим регулировать скорость изменения температуры.

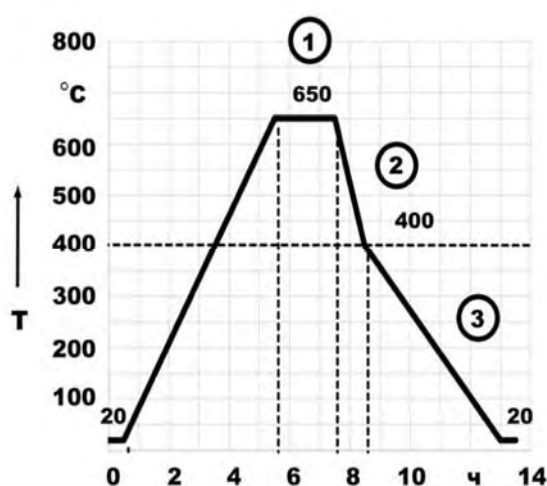


Рис. 1. Проведение предварительной термической обработки: 1 – выдержка при температуре 650 °С в течение 2 ч; 2 – этап быстрого охлаждения в интервале температур 650 °С...400 °С; 3 – этап медленного охлаждения до комнатной температуры (с печью)

После выдержки (650 °С) осуществлялось быстрое охлаждение в интервале температур 650 °С...400 °С. Скорость охлаждения на этом участке превышала 150 °С/с. После достижения температуры 400 °С дальнейшее охлаждение проводилось с невысокой скоростью (с печью). Такой характер изменения температуры был выбран с целью фиксации образовавшихся карбидов хрома.

Таким образом, в сварном соединении одна часть была термически состаренной, а вторая не подвергалась термообработке. Это позволило сравнить механические характеристики и исследовать микроструктуру материала максимально объективно, т. к. образец в

виде готового сварного соединения будет подвергаться сложной термической обработке как единое целое.

Подготовка деталей под сварку производилась стандартным способом. Разделка кромок выполнялась на токарном станке. Тип подготовки кромок С17 по ГОСТ 16037–80. Притупление кромок для обеспечения надежного проплавления выполнялось минимальным из допустимого диапазона значений (0...1 мм). После выполнения скоса кромок была произведена проверка на наличие микротрещин и других недопустимых дефектов.

Для сборки деталей под сварку использовались специальные клинья (рис. 2).

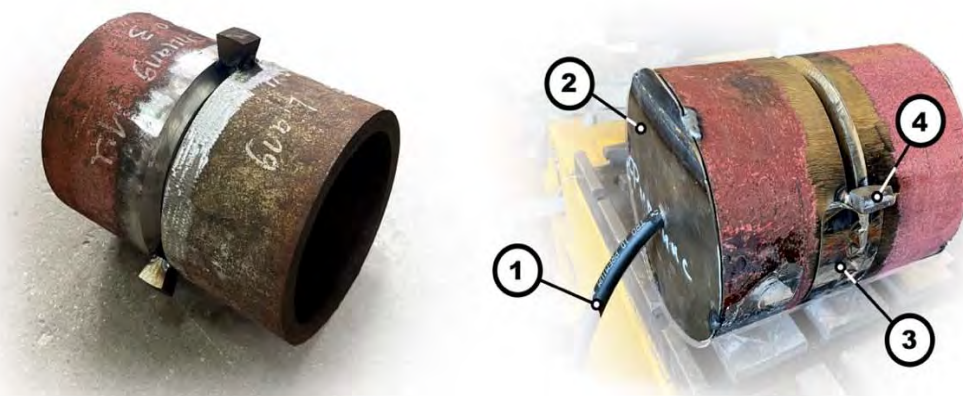


Рис. 2. Внешний вид подготовленного под сварку и сваренного стыкового соединения труб:
1 – шланг для подвода аргона с целью обеспечения газовой защиты обратного валика наплавленного металла шва; 2 – заглушки; 3 – алюминиевый скотч для герметизации зазора; 4 – клиновидные вставки для обеспечения сборки на прихватках и центрации деталей

Прихватка выполнялась через клинья по лицевой поверхности труб. Это позволило обеспечить беспрепятственный доступ к корневой части сварного соединения. Клинья выполнены из низкоуглеродистой низколегированной стали с конусностью, соответствующей углу разделки кромок. Это позволяет не только обеспечить сборку на прихватках, но и центровку труб при сборке.

Прихватка выполнялась ручной дуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом участками сварного шва длиной около 5 мм на каждой стороне клина. По мере выполнения сварки корневого шва клинья удаляются и поверхность труб в местах прихваток зачищается до уровня основного металла.

Для корневого шва (первый проход) использовалась ручная дуговая

сварка неплавящимся вольфрамовым электродом в среде аргона. Так как сталь имеет повышенное, относительно традиционно используемых теплоустойчивых сталей, содержание хрома (около 9 %), то для обеспечения надежной газовой защиты поверхности обратного валика корневого шва (с внутренней стороны трубы) использовалась дополнительная газовая защита. С этой целью была изготовлена заглушка по диаметру свариваемых труб с одной стороны соединения и обеспечен подвод через штуцер (см. рис. 2, поз. 1) в заглушке с противоположной стороны соединения (см. рис. 2, поз. 2) аргона во внутреннее пространство трубы. Выход избыточного объема аргона осуществлялся через свариваемый стык соединения (через зазор). Для обеспечения надежной защиты часть несваренного стыка закрывалась алюминиевым скотчем (см. рис. 2,

поз. 3). По мере выполнения сварки первого прохода скотч удалялся. Такой подход позволил обеспечить надежную защиту от воздуха и на практике может быть реализован посредством заполнения участков труб инертным газом.

Для снижения скорости охлаждения при выполнении корневого прохода (когда основной металл еще не нагрелся до установившейся температуры, соответствующей термическому циклу сварки) выполнялся предварительный подогрев собранного на прихватках соединения в печи при температуре 240 °С (рис. 3). Нагрев осуществлялся в течение 0,5 ч. После извлечения соединения из печи сварка начиналась в течение 2...5 мин для предупреждения остывания изделия ниже необходимой температуры.

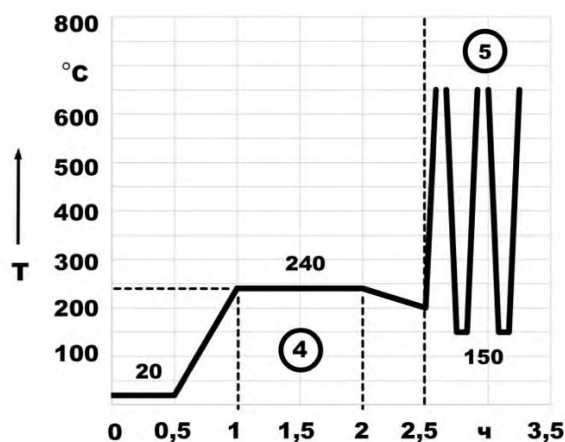


Рис. 3. Предварительный подогрев собранного на прихватках сварного соединения: 4 – стадия подогрева (температура 240 °С); 5 – стадия выполнения сварки

Для сварки использована комбинированная технология: ручная аргоно-дуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом (141) для корневой части соединения + ручная дуговая сварка покрытым плавящимся электродом (111) для заполнения разделки кромок.

В качестве оборудования для ручной дуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом использовался

аппарат FRONIUS MagicWave 1700 Job. В работе использовался пруток W CrMo9Si EN ISO 21952-A. Химический состав и механические свойства присадочного прутка представлены в табл. 1 и 2. После выполнения корневого сварного шва выполнялся визуальный контроль поверхности валика на наличие недопустимых дефектов.

Последующие проходы выполнялись способом ручной дуговой сварки покрытым плавящимся электродом. Использовались электроды Bohler CM 9 Kb

(EN ISO 3580-A – E CrMo9 B 4 2 H5). Химический состав и механические характеристики наплавленного металла представлены в табл. 3 и 4.

Табл. 1. Химический состав присадочного прутка W CrMo9Si EN ISO 21952-A

Массовая доля содержания химического элемента, %						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,07	0,45	0,55	0,018	0,020	9,0	1,0

Табл. 2. Механические свойства наплавленного металла присадочным прутком W CrMo9Si EN ISO 21952-A

Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести МПа	Относительное удлинение, %	Работа удара, KV
720	600	24	80

Табл. 3. Химический состав используемого электрода (Bohler CM 9 Kb)

Массовая доля содержания химического элемента, %						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,08	0,25	0,65	0,005	0,004	9,0	1,0

Табл. 4. Механические свойства наплавленного металла электродом Bohler CM 9 Kb

Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести МПа	Относительное удлинение, %	Работа удара, KV
620...730	530...610	20	> 34

Электроды перед выполнением сварки прокаливались в печи при температуре 350 °С в течение 2 ч. После этого электроды находили в термопечени для исключения насыщения их влагой из воздуха.

Сварка выполнялась с контролем температуры между наложением отдельных валиков с помощью пирометра. Общее количество проходов 8...10 для выполнения заполнения разделки кро-

мок. Сварка производилась с использованием силы тока 100...110 А. Между отдельными проходами выполнялась качественная зачистка поверхности предыдущего слоя для удаления шлака и загрязнений с поверхности наплавленного валика. После сварки производился визуальный контроль сварного соединения на наличие подрезов, трещин на поверхности металла и других дефектов. Кроме этого, производился контроль геометрических параметров соединения

(ширины и высоты выпуклости сварного шва). Сварка последующих проходов производилась без дополнительной газовой защиты внутренней поверхности, т. к. в этом отсутствовала необходимость (после выполнения корневого шва). Контроль внутренней поверхности соединения (обратного валика шва) производился визуально с применением фонарика.

После сварки образец помещался в печь для проведения термической обработки. Термообработка сварного соединения включала в себя нагрев до температуры 740 °С с последующим ступенчатым остыванием. Основная идея термообработки заключалась в регулировании скорости нагрева и охлаждения таким образом, чтобы максимально быстро пройти зону образования карбидов хрома (640 °С...660 °С).

После сварки сварное соединение помещалось в печь и выдерживалось при температуре 120 °С в течение 2,5 ч для выравнивания температуры и завершения мартенситного превращения в ста-

ли (рис. 4).

После выдержки начинается нагрев соединения до температуры 740 °С. Так как диапазон температур 640 °С...660 °С соответствует интервалу образования карбидов хрома, являющихся в данном случае нежелательными с точки зрения обеспечения требуемого комплекса свойств и жаростойкости материала, нагрев производился ступенчато. До температуры 400 °С нагрев осуществлялся с нормальной скоростью изменения температуры, а в диапазоне 400 °С...750 °С скорость нагрева была увеличена (больше 150 °С/с). Выдержка при температуре 740 °С осуществлялась в течение 2 ч. Охлаждение производилось также ступенчато. В интервале температур 740 °С...400 °С скорость охлаждения была достаточно высокой (больше 150 °С/с). После достижения 400 °С скорость охлаждения снизилась (меньше 150 °С/с). Остывание ниже 120 °С производилось с печью.

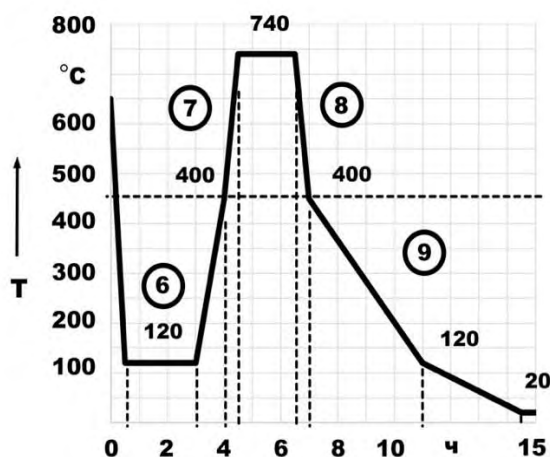


Рис. 4. Термообработка сварного соединения: 6 – выдержка соединения при температуре 120 °С; 7 – быстрый (> 150 °С/с) нагрев в интервале температур 400 °С...740 °С; 8 – быстрое охлаждение (> 150 °С/с) в интервале температур 740 °С...400 °С; 9 – медленное (< 150 °С/с) охлаждение в интервале температур 400 °С...120 °С



Управление скоростью охлаждения осуществлялось путем принудительного конвективного теплообмена

печи и открытия запорной двери. В силу высокой теплоемкости сварного соеди-

нения это было необходимо для обеспечения выполнения термического цикла.

После полного остывания образец подвергался отдыху при нормальной температуре в течение суток. В силу того, что материал характеризуется наличием закалочных структур в зонах термического влияния и вызванной этим повышенной склонности к образованию так называемых холодных трещин,

индуцированных водородом, производился дополнительный контроль соединения на наличие недопустимых дефектов.

Для исследования механических характеристик и микроструктуры из контрольного сварного соединения были изготовлены образцы в соответствии со схемой вырезки, представленной на рис. 5.

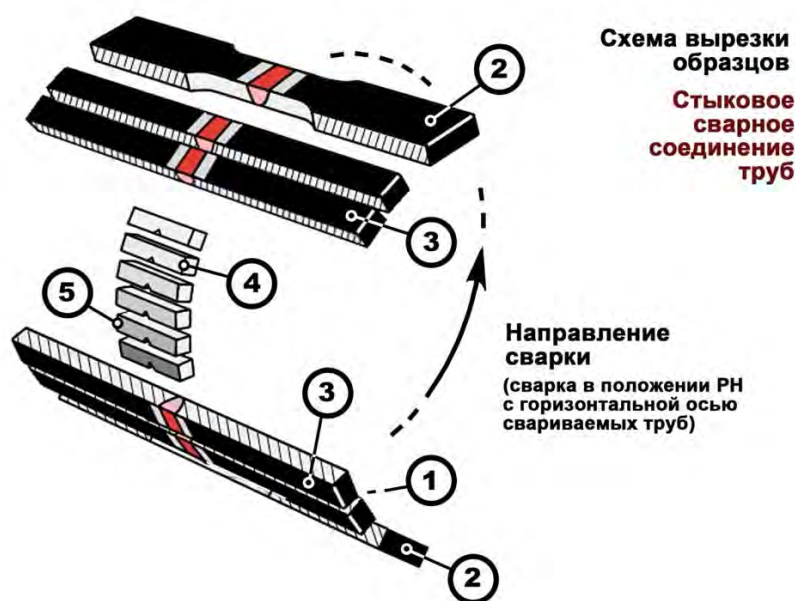


Рис. 5. Схема вырезки образцов для проведения механических испытаний и исследования микроструктуры соединения: 1 – образец для исследования твердости; 2 – образцы для испытаний на статическое растяжение; 3 – образцы для проведения испытаний на статический изгиб; 4 – образцы для испытаний на ударный изгиб наплавленного металла шва; 5 – образцы для испытаний на ударный изгиб зоны термического влияния

Так как основным свойством, определяющим чувствительность материала к термическому циклу, является его твердость, на первом этапе исследования механических свойств соединения исследовались значения твердости в наплавленном металле и различных участках зоны термического влияния. Исследования проводились на специально подготовленном образце сварного соединения с использованием твердомера AFFRI-URBV-VRS по трем линиям отпечатков (по лицевой поверхности сварного шва, в центральной и в

корневой его части). Измерение производилось по шкале HV-10 в соответствии с СТБ ИСО 6507-1–2007 и СТБ ИСО 9015-1–2003. С целью визуализации линии сплавления использовалось макрометаллографическое травление 5-процентным раствором азотной кислоты (HNO_3). Результаты представлены на рис. 6 в виде трех графиков в соответствии с линиями отпечатков. В исследуемом образце левая его часть подвергалась предварительному термическому старению.

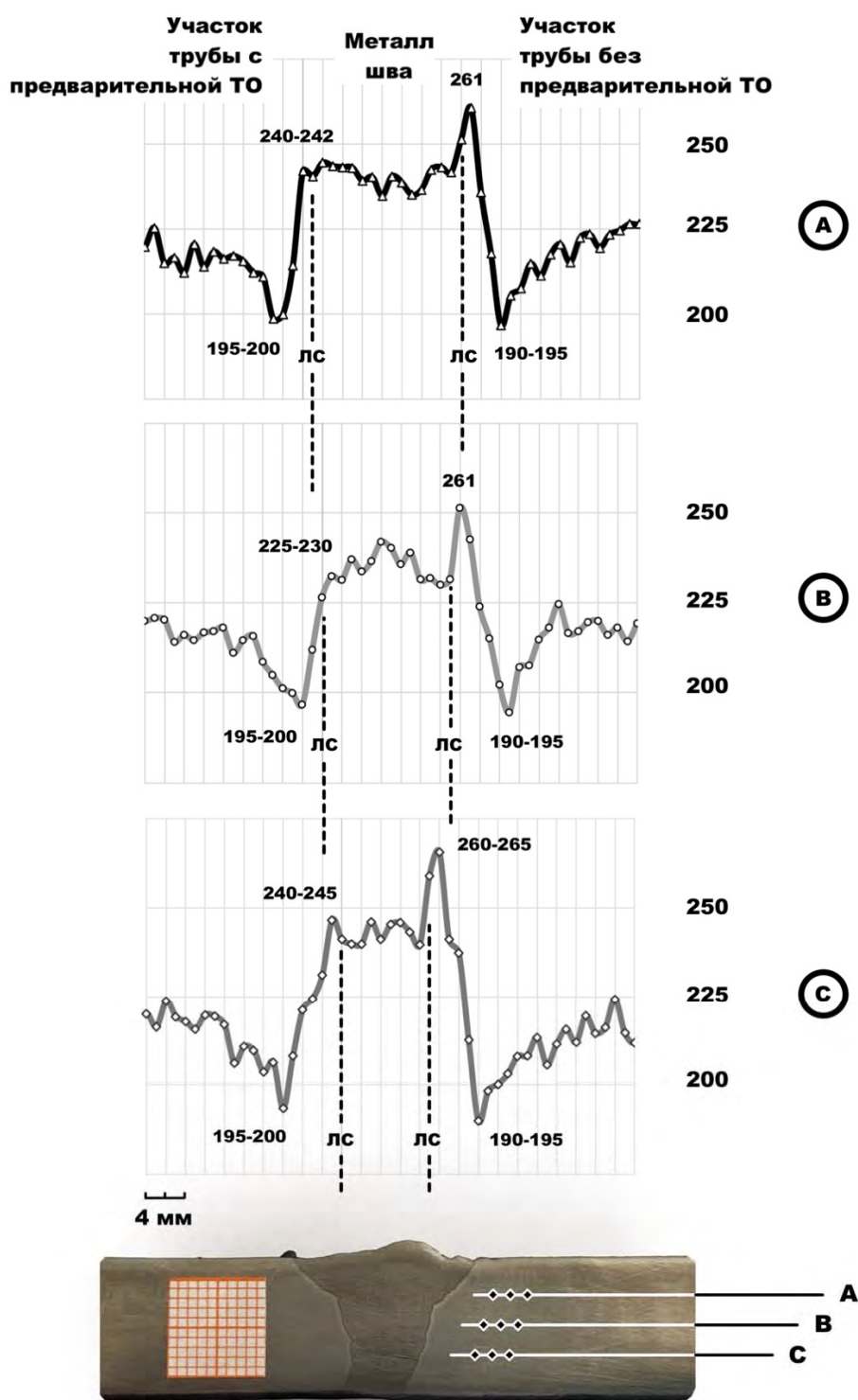


Рис. 6. Внешний вид образцов для определения свойств наплавленного металла при испытании на статическое растяжение и измерения твердости: А – линия отпечатков вдоль лицевой поверхности; В – линия отпечатков в центральной части; С – линия отпечатков вдоль корневой части (внутренняя поверхность труб)

Анализ полученных результатов показал, что наплавленный металл шва характеризуется повышенной твердостью (240...245 HV). В случае применения традиционной технологии (без предварительного термического старения) при переходе через линию сплавления в направлении основного металла твердость скачкообразно возрастает, достигая значений 260...265 HV. После этого твердость снижается и достигает минимальных значений 190...195 HV. Этот участок иногда называют зоной разупрочнения материала, что вызвано особенностями воздействия термического цикла на структурно-фазовое состояние материала. После этого твердость плавно возрастает до уровня основного металла (220...225 HV).

Установлено, что применение предлагаемого способа предварительного термического старения позволяет устранить скачок твердости вблизи линии сплавления и таким образом частично снизить неравномерность ее значений в зоне термического влияния, что является благоприятным фактором в вопросе повышения эксплуатационных свойств соединения. Кроме того, снижение твердости может свидетельствовать о меньшем уровне закалочных структур, что позволит не только повысить сопротивляемость материала к образованию трещин, но и снизит чувствительность к диффузионному водороду, диффундирующему в основной металл через линию сплавления.

Для определения ударной вязкости проводили испытания на ударный изгиб при температуре плюс 20 °С. Образцы имели V-образный концентратор по СТБ ЕН 875. Концентратор располагался как по наплавленному металлу шва, так и по зоне термического влияния. На этом участке под воздействием термического цикла сварки могут происходить нежелательные изменения структуры и, как следствие, свойств соединения, а также в силу диффузионных процессов наблюдается неоднородность химического

состава. В большинстве случаев при сварке сталей с удовлетворительной или плохой свариваемостью именно на этом участке проявляются все сложности и проблемы технологии. Испытания образцов проводились на маятниковом копре ИО 5003-0.3-10.

По результатам испытаний установлено, что образцы, имеющие надраз по зоне термического влияния и подвергавшиеся термической обработке в виде предварительного старения, обладают ударной вязкостью на 10 %...12 % выше по сравнению с образцами, не подвергавшимися старению (табл. 5). Поверхность излома образцов имеет вязкий характер разрушения, что свидетельствует о высоких эксплуатационных характеристиках и запасе пластичности. Это позволяет избежать преждевременного выхода из строя трубопровода в результате спонтанного хрупкого разрушения из-за воздействия ударных нагрузок.

Таким образом, предлагаемый вариант предварительной термической обработки способствует повышению ударной вязкости, что, по-видимому, обусловлено формированием благоприятной микроструктуры.

Испытания на статический изгиб и статическое растяжение проводились на разрывной машине РГМ 1000 М1 с применением компьютерной системы регистрации параметров и построением диаграммы растяжения. Результаты испытаний на статическое растяжение представлены в табл. 6.

По результатам испытаний на статический изгиб установлено, что материал обладает необходимым запасом пластичности и способен выдержать изгиб до параллельности сторон (угол загиба 180°).

Таким образом, по результатам испытаний на статическое растяжение и статический изгиб установлено, что материал обладает необходимыми прочностными характеристиками (временное

сопротивление разрыву), причем обеспечена равнопрочность сварного соеди-

нения (разрушение образца по основному металлу), и способен воспринимать заданную величину угла загиба.

Табл. 5. Результаты испытаний на ударный изгиб

Расположение надреза	Площадь сечения в месте надреза, см ²	Значение энергии удара, Дж	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²
Металл шва	0,80	33	41
	0,80	42	52
	0,80	41	51
	0,80	39	48
Зона термического влияния со стороны термически состаренного участка	0,80	200	250
	0,80	224	280
	0,80	223	278
	0,80	220	275
Зона термического влияния со стороны не подвергавшегося старению участка	0,80	207	258
	0,80	170	212
	0,80	180	225
	0,80	204	255

Табл. 6. Результат испытаний сварного соединения на статическое растяжение

Номер образца	Размер образца, мм	Максимальная нагрузка, Н	Место разрыва	Временное сопротивление разрыву, МПа
1-1	12,5 × 13,0	109620	Основной металл	674,5
1-2	12,0 × 13,0	104040	Основной металл	666,9

Металлографические исследования сварного соединения являются одним из наиболее информативных методов, позволяющим установить зависимость свойств различных его зон от характера структурно-фазовых превращений, обусловленных термическим циклом сварки.

Подготовка образцов для проведения металлографических исследований состояла из вырезки образцов, шлифовки и последующей их полировки. Травление шлифов производилось в соответствии с СТБ ЕН 1321–2004.

В качестве реактива для травления использовали 5-процентный спиртовой раствор азотной кислоты HNO₃. Исследования производились на микроскопе МИ-1, входящим в состав поста микроконтроля МК-1. Травление образцов осуществлялось методом окунания с контролем выдержки в контакте с реактивом. Результаты представлены на рис. 7 и 8.

По результатам исследования микроструктуры установлено следующее:

– в основном металле наблюдается достаточно мелкозернистая равномерная

структура. Размер отдельных зерен в среднем составляет 15...20 мкм;

– анализ структуры зоны термического влияния показал, что в случае выполнения предварительной термообработки наблюдается существенно меньший размер зерна (примерно в 2 раза). Это благоприятно влияет на показатели пластичности металла и значения ударной вязкости, что подтверждается результатами механических испытаний;

– вблизи линии сплавления в случае выполнения предварительной термообработки также наблюдается переход к

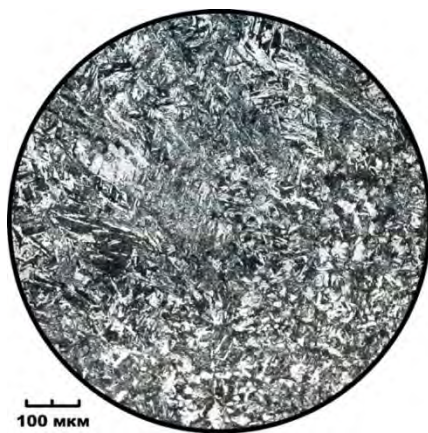
структуре с существенно меньшим размером зерна;

– структура наплавленного металла шва состоит из мартенсита, что объясняет повышенную твердость и более низкие значения ударной вязкости. Вместе с тем, материал находится в допустимых пределах механических характеристик. По-видимому, это обусловлено частичным отпуском мартенситной структуры и формированием преимущественно игольчатой, а не пластинчатой морфологии феррита.

а)

б)

Линия сплавления



Зона термического влияния

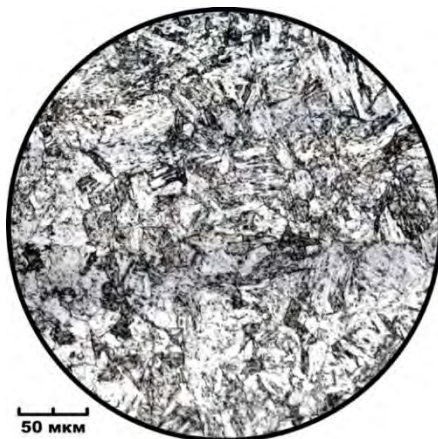


Рис. 7. Результаты анализа микроструктуры: а – без предварительной термообработки; б – с предварительной термообработкой



Рис. 8. Результаты анализа микроструктуры наплавленного металла шва

Выводы

По результатам проведенных исследований установлено следующее.

Проведение предварительной термической обработки в виде термического старения элементов сварных соединений при температуре 650 °С в течение 2 ч позволяет снизить скачок твердости вблизи линии сплавления в сварном соединении трубопровода из стали ASTM A 335 Grade P91.

Для обеспечения предупреждения образования карбидов хрома при термической обработке после сварки в диапазоне температур 400 °С...740 °С предлагается использовать высокую скорость охлаждения и нагрева (больше 150 °С).

Благодаря формированию более мелкодисперсной структуры в зоне термического влияния повышается ударная вязкость на этом участке на 10 %...12 %, что благоприятно сказывается на работоспособности соединения.

В наплавленном металле шва формируется мартенситная структура, обладающая повышенной твердостью, но необходимым запасом пластичности, что подтверждается испытаниями на статический изгиб. При этом высокая прочность способствует увеличению сопротивления ползучести материала и позволяет ему эффективно работать при повышенных температурах.

Полученные результаты подтверждаются исследованиями микроструктуры в различных зонах соединения.

Результаты работы имеют большую практическую значимость, т. к. непосредственно направлены на решение производственных вопросов, связанных с использованием жаропрочных материалов в тепловой энергетике. Результаты исследований могут получить применение в широкой области энергетики при изготовлении трубопроводов пара и горячей воды.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лупачев, А. Г. Управление структурной зоны термического влияния стали A 335 Grade P91 / А. Г. Лупачев, А. О. Коротеев // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2022. – С. 183.

2. **Коротеева, А. А.** О перспективах применения BF3 в составе защитного газа при сварке стали A335 grade P91 / А. А. Коротеева, Р. Д. Моор, В. Д. Долгая // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2024. – С. 97.

3. **Коротеева, А. А.** О некоторых проблемах при сварке в смесях защитных газов стали A 335 GRADE P91 / А. А. Коротеева, Е. А. Фетисова // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2023. – С. 81.

Статья сдана в редакцию 18 июня 2025 года

Контакты:

karatseyeu_artur@fastmail.com (Коротеев Артур Олегович);
lupachevag@gmail.com (Лупачев Александр Григорьевич);
sashaklemiato@mail.ru (Коротеева Александра Александровна);
shukannikolai84@gmail.com (Шукан Николай Михайлович);
e_sidorova@internet.ru (Мирончик Мария Михайловна).

**A. O. KARATSEYEU, A. G. LUPACHOU, A. A. KARATSEYEVA, N. M. SHUKAN,
M. M. MIRONCHIK**

EFFECT OF PRELIMINARY HEAT TREATMENT ON PROPERTIES OF WELDED JOINTS MADE OF ASTM A335 GRADE P91 STEEL

Abstract

Based on experimental studies, the efficiency of preliminary heat treatment of ASTM A335 Grade P91 steel products used in welded joints of pipes for thermal power engineering is demonstrated. The microstructure is analyzed and the mechanical characteristics of welded joint are determined.

Keywords:

mechanical properties, heat treatment, thermal aging, cooling rate, carbides, microstructure.

For citation:

Effect of preliminary heat treatment on properties of welded joints made of ASTM A335 Grade P91 steel / A. O. Karatseyeu, A. G. Lupachou, A. A. Karatseyeva [et al.] // Belarusian-Russian University Bulletin. – 2025. – № 3 (88). – P. 28–40.