

DOI 10.5862/JEST.226.7  
УДК 669.1.017:621.78:620.18

*В.И. Горынин, М.И. Оленин*

## **КОАГУЛЯЦИЯ КАРБИДНЫХ ФАЗ В СТРУКТУРЕ СТАЛИ 09Г2СА-А ПРИ ОТПУСКЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ХЛАДОСТОЙКОСТИ**

*V.I. Gorynin, M.I. Olenin*

### **COAGULATION OF CARBIDE PHASES IN THE STEEL STRUCTURE 09G2SA-A LEAVE IN WELDS TO ENHANCE COLD RESISTANCE**

Исследованы структурные изменения карбидной фазы в сварных соединениях из стали 09Г2СА-А при различных режимах термической обработки. Показано, что коагуляция карбидной фазы в структуре стали позволяет получить высокие значения сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений при температуре минус 40°C. На основании полученных результатов экспериментов и их анализа оптимизирован режим послесварочного отпуска контейнеров для отработавшего ядерного топлива. Сравнительные испытания ударных образцов, обработанных по штатной и новой технологиям, показали, что новая технология позволяет в 2–3 раза повысить значения ударной вязкости сварных соединений из стали 09Г2СА-А.

**КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ; МИКРОСТРУКТУРА; ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА; ХЛАДОСТОЙКОСТЬ;  
КАРБИДНЫЕ ФАЗЫ.**

Structural changes of a carbide phase in welded connections from steel 09G2SA-A at various modes of heat treatment are investigated. It is shown that coagulation of a carbide phase in structure of steel allows to receive high values of resistance to fragile destruction of welded connections at a temperature minus 40 °C. On the basis of the received results of experiments and their analysis the mode of postwelding tempering of containers for spent nuclear fuel is optimized. Comparative tests of the samples processed on regular and new technologies showed that the new technology allows to increase by 2-3 times values of impact strength of welded connections from steel 09G2SA-A.

**STRUCTURAL STEELS; MICROSTRUCTURE; HEAT TREATMENT; COLD RESISTANCE; CARBIDE PHASES.**

#### **Введение**

Феррито-перлитная сталь 09Г2СА-А широко применяется для изготовления контейнеров, используемых для перевозки и хранения отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) [1]. Поскольку контейнеры ОЯТ могут эксплуатироваться при отрицательных температурах, важным техническим требованием, предъявляемым к основному металлу и металлу сварных соединений, является обеспечение высокого сопротивления хрупкому разрушению при температуре до –50 °C.

Необходимая хладостойкость основного металла контейнеров – стали марки 09Г2СА-А – достигается благодаря специальной технологии выплавки и изготовления полуфабрикатов (поковки толщиной до 350 мм и листовой прокат толщиной 10–80 мм). Технология включает глубокую очистку металла от вредных примесей, ограничение по содержанию углерода в металле (до 0,1 % масс.) и азоту (до 0,01 % масс.), модификация стали и применение специальных режимов ковки и термической обработки [2].

Основным силовым элементом контейнеров является сварное соединение между коминксом (поковка) и обечайкой (листовой прокат). Если ударная вязкость зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений со стороны листового проката толщиной 25 мм из стали 09Г2СА-А обеспечивается с достаточным запасом, то в ЗТВ сварных соединений со стороны поковки, имеющей сечение под термическую обработку до 350 мм, наблюдается нестабильность значений ударной вязкости при отрицательных температурах.

Для снятия остаточных сварочных напряжений и повышения хладостойкости ЗТВ сварного соединения контейнера из стали 09Г2СА-А необходимо проводить термическую обработку – послесварочный отпуск при температуре 650 °C. Однако такой режим не обеспечивает надежного получения необходимого уровня хладостойкости стали 09Г2СА-А. В связи с этим целесообразно исследовать возможность применения специальных режимов термической обработки, основанных на концепции коагуляции карбидных фаз в стали [3–10].

Цель работы – оптимизация режима послесварочного отпуска сварного соединения для обеспечения требуемой хладостойкости металла зоны термического влияния со стороны поковки из стали 09Г2СА-А.

### Материал и методика исследований

В работе использовали поковки и листовой прокат из стали марки 09Г2СА-А, модифицированной ванадием или ванадием с ниобием.

Исследование влияния режимов послесварочного отпуска на хладостойкость ЗТВ проводили на контрольных сварных соединениях (КСС), вырезанных из поковок толщиной 350 мм, механически обработанных до толщины 25 мм, и из листового проката толщиной 25 мм. Сварное соединение выполняли автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марок Св-10ГНА ( $\varnothing$  4 мм) и Св-08ГС ( $\varnothing$  3 мм).

Термическую обработку сварных проб проводили в электрической печи СН3 6.12.4/10М1. Измерение и регулировку температуры осуществляли потенциометром РМТ 49Д/1 с точностью  $\pm 1$  °C.

Механические свойства сварных соединений определяли по стандартным методикам [11].

Микротвердость определяли по ГОСТ 9450 на микротвердомере AFFRIDM-8 при нагрузке 100 гс. Изготовление и испытание образцов на ударную вязкость с острым надрезом (тип IX) осуществляли по ГОСТ 6996.

Исследование микроструктуры выполняли на шлифах, изготовленных из половинок испытанных ударных образцов сварных соединений. Изготовление и травление микрошлифов проводили на оборудовании фирмы ATM в соответствии с РД 5.9555-74 «Металлы и сплавы. Изготовление и травление металлографических шлифов». Микроструктуру выявляли химическим травлением шлифов в течение 2–3 с в 4 %-м спиртовом растворе азотной кислоты. Металлографические исследования выполняли с использованием светового металлографического микроскопа «AxioObserver». Качественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых материалов заключался в выявлении и оценке основных структурных составляющих методами оптической металлографии, а также в выявлении и классификации характерных элементов структурных составляющих. Для количественной аттестации структурно-фазового состояния использовали металлографический комплекс, оснащенный программой «Image Expert Professional 3.0». Исследование микроструктуры проводили при увеличении  $\times 1000$ .

### Результаты экспериментальных исследований

Экспериментальное определение хладостойкости листового проката из стали 09Г2СА-А выявило высокие значения ударной вязкости ( $KCV^{-50} = 276\text{--}375 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ). После сварки значения ударной вязкости зоны термического влияния со стороны листового проката несколько снижаются, оставаясь на достаточно высоком уровне ( $KCV^{-50} = 215\text{--}268 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ). Послесварочный отпуск при температуре  $650 \pm 10$  °C практически не изменил значения ударной вязкости как в ЗТВ сварного соединения, так и в основном металле ( $KCV^{-50} = 242\text{--}367 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ).

Высокие значения ударной вязкости листового проката и ЗТВ сварных соединений со стороны листового проката обусловлены мелкозернистой равномерной структурой. Размер зерна металла в ЗТВ сварного соединения со стороны листового проката составлял 9–11 баллов по ГОСТ 5639. Ударная вязкость образцов из основ-



ного металла со стороны поковок стали 09Г2СА-А при сертификатных испытаниях имеет достаточно высокие значения ( $KCV^{50} = 184\text{--}375 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ) при размере зерна 7–8 баллов. Однако после сварки ударная вязкость зоны термического влияния со стороны поковки резко снижается. В ряде случаев на участках ЗТВ на расстоянии 1,5–2 мм и 6–8 мм от линии сплавления значения  $KCV^{50}$  составляют менее 29,4  $\text{Дж}/\text{см}^2$ . Так, для ЗТВ сварного соединения на участке 1,5–2 мм от линии сплавления в поковку ударная вязкость составила  $KCV^{50} = 7,0\text{--}42,5 \text{ Дж}/\text{см}^2$ , а на расстоянии 6–8 мм от линии сплавления в поковку  $KCV^{50} = 12,0\text{--}45,0 \text{ Дж}/\text{см}^2$ .

Для снижения сварочных напряжений сварные соединения из стали 09Г2СА-А наиболее часто подвергаются послесварочному отпуску [12, 13].

#### **Оптимизация режима термической обработки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А**

Ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2СА-А определяли после стандартного режима послесварочного отпуска: загрузка в печь при температуре 300 °C, нагрев до температуры 650 °C со скоростью 30–50 °C/ч, выдержка при температуре  $650 \pm 10$  °C в течение 8 ч с последующим охлаждением в печи от температуры 650 °C до 300 °C со скоростью 30–50 °C/ч и далее на воздухе.

Эта технология позволила повысить значения ударной вязкости ЗТВ на расстоянии 1,5–2 мм от линии сплавления в поковку ( $KCV^{50} = 83\text{--}123 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ). В то же время ударная вязкость образцов, надрез которых был расположен на расстоянии 6–8 мм от линии сплавления в поковку, имела пониженные значения  $KCV^{50}$  (12–61  $\text{Дж}/\text{см}^2$ ). В связи с наиболее низкими значениями ударной вязкости образцов с надрезом на расстоянии 1,5–2 и 6–8 мм от линии сплавления в поковку особое внимание было уделено оптимизации режима послесварочного отпуска.

В работе [14] показано, что в ЗТВ сварного соединения на участке 6–8 мм преобладают два фактора, приводящие к охрупчиванию стали: водородный [15] и охрупчивание, вызванное процессами предвыделения и выделения карбидов цементитного типа [16, 17]. Для снижения охрупчивающего влияния, связанного с водо-

родными процессами, было предложено снизить скорость нагрева и охлаждения на участке флокенообразования (интервал 100–250 °C), а также увеличить скорость охлаждения на стадии предвыделения и выделения мелких карбидов цементитного типа (интервал 350–250 °C). Эта концепция была использована при разработке режима послесварочного отпуска стали 09Г2СА-А.

Для корректной оценки влияния режимов термической обработки на хладостойкость ЗТВ сварных соединений и основного металла проводили статистическую обработку результатов испытаний образцов, вырезанных из ЗТВ и основного металла производственных контрольных сварных соединений (ПКСС). Результаты испытаний показали, что предлагаемый режим послесварочного отпуска [18] позволяет в 3–4 раза повысить минимальные значения ударной вязкости по сравнению с традиционным режимом. Режим послесварочного отпуска внедрен на восьми заводах РФ (патент РФ № 2299252).

Следует, однако, отметить, что минимальные значения ударной вязкости образцов, вырезанных из ЗТВ сварных соединений и термообработанных по этому режиму, незначительно превышали величину 40  $\text{Дж}/\text{см}^2$ . Поэтому дальнейшие исследования были направлены на разработку режима, обеспечивающего значительное повышение хладостойкости зоны термического влияния сварных соединений. В работах [3–5, 19–20] показано, что повышение значений ударной вязкости сталей перлитного и мартенситного классов может быть достигнуто за счет коагуляции карбидов цементитного типа. В связи с этим было высказано предположение, что повышение хладостойкости может быть достигнуто также и для сварных соединений сталей перлитного класса. Для подтверждения этой концепции были проведены исследования по влиянию старения при температуре 450 °C на ударную вязкость сварных соединений из стали 09Г2СА-А, прошедших послесварочный отпуск.

В результате разработаны варианты послесварочного отпуска (ШЗН), в которых старение проводится по трем режимам: перед сваркой и перед послесварочным отпуском (режим 1), после сварки перед послесварочным отпуском (режим 2) и когда после сварки режим дополнительного старения совмещен с послесварочным

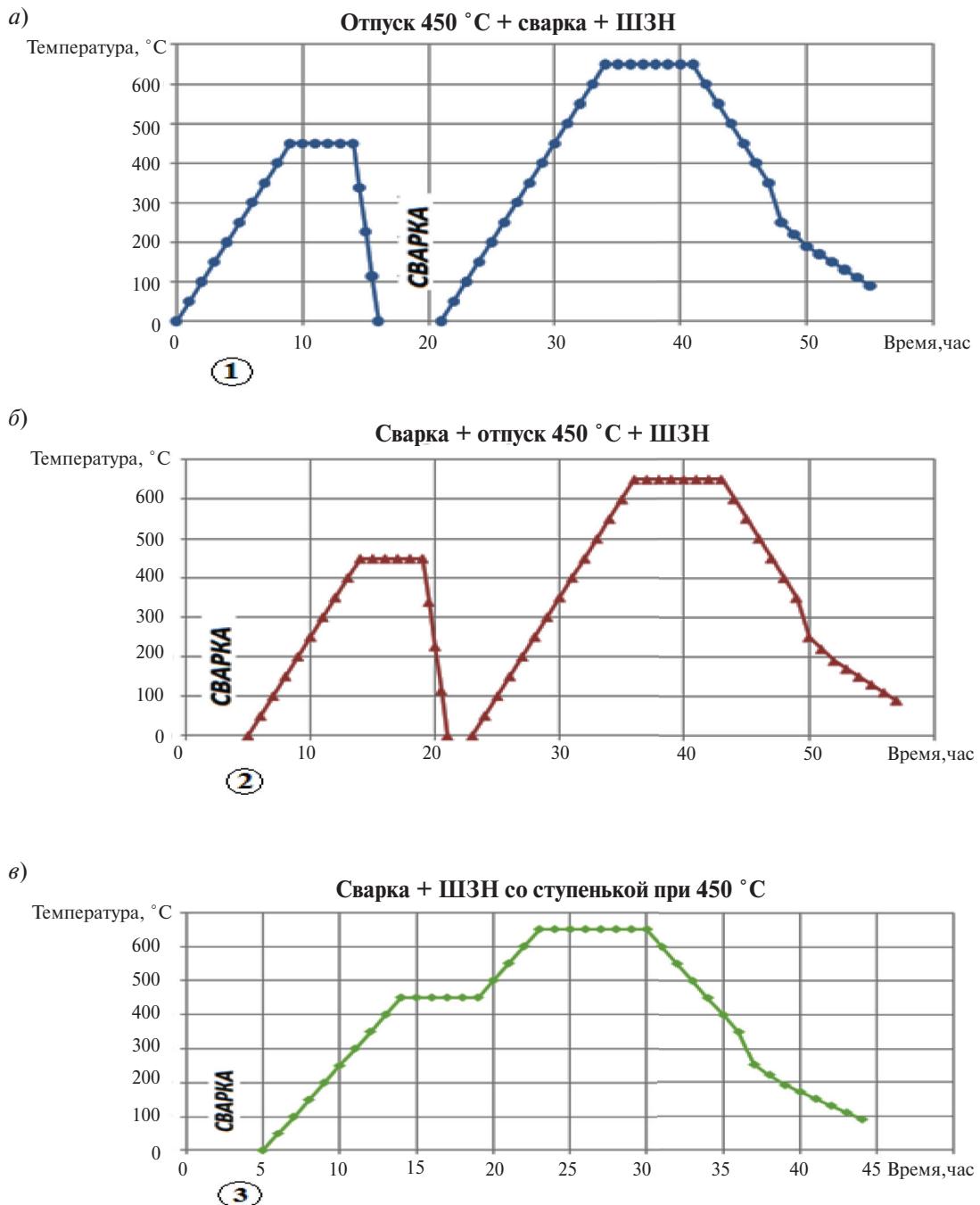


Рис. 1. Режимы термической обработки с различной комбинацией послесварочного отпуска и старения: *а* – старение и сварка + послесварочный отпуск (ШЗН); *б* – сварка и старение + послесварочный отпуск (ШЗН); *в* – сварка и старение, совмещенное с послесварочным отпуском (ШЗН)

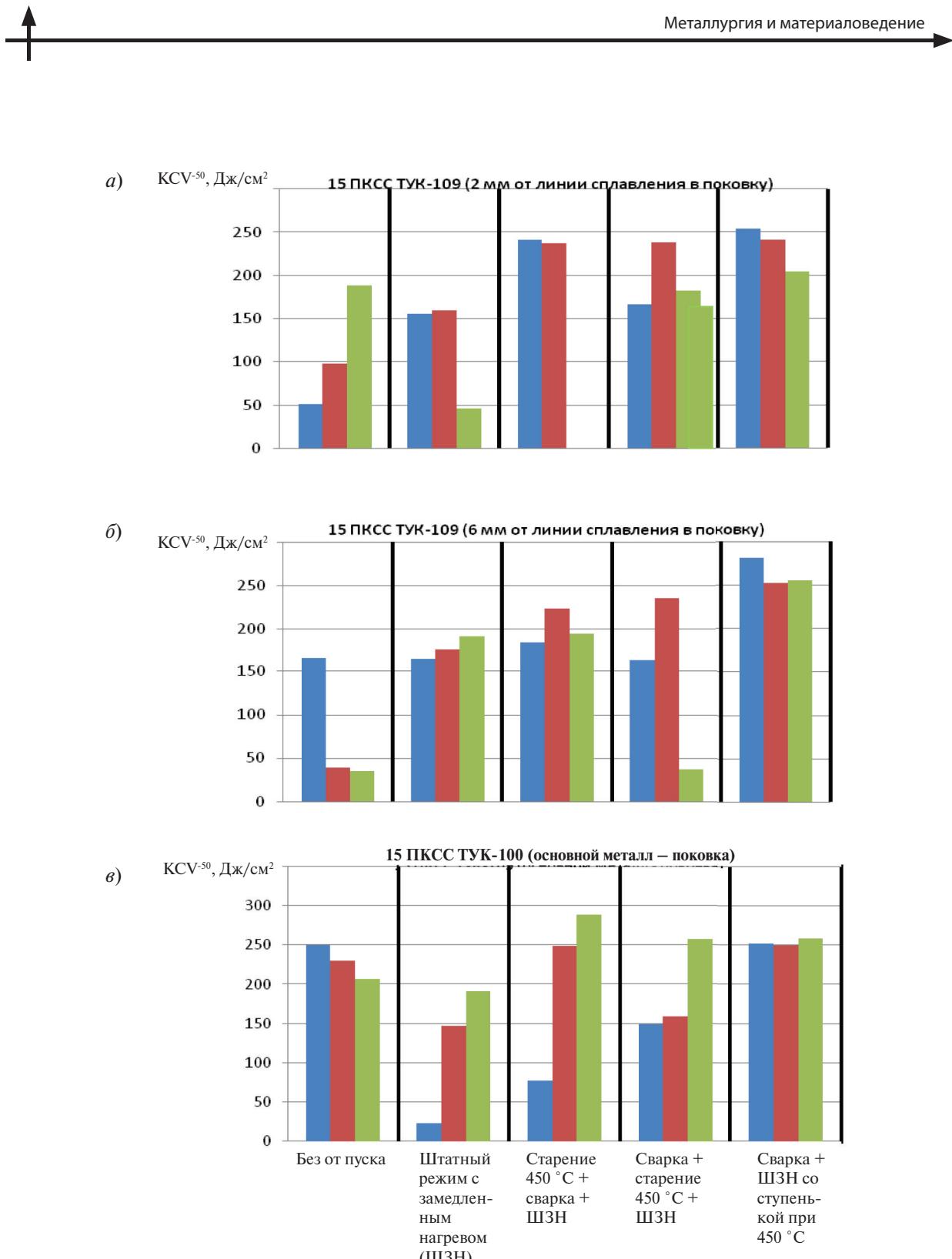


Рис. 2. Влияние различных режимов послесварочного отпуска (ШЗН) со старением при температуре 450 °C и выдержкой 5 ч на хладостойкость участков зоны термического влияния ПКСС № 15 ОАО «ПО «Севмаш» (по испытаниям в каждом режиме трех образцов, вырезанных из различных зон сварного соединения основного металла)

отпуском (режим 3). Графики режимов термической обработки представлены на рис. 1.

Результаты значений ударной вязкости по участкам зоны термического влияния сварных соединений ПКСС № 15 ОАО «ПО «Севмаш»» представлены на рис. 2.

Как видно на рис. 2, совмещенный режим старения с послесварочным отпуском (режим 3) позволяет получить наиболее высокие значения ударной вязкости участков ЗТВ сварного соединения. При этом значения ударной вязкости металла шва до и после послесварочного отпуска идентичны. В связи с этим дальнейшие исследования были направлены на изучение режима послесварочного отпуска, совмещенного со старением (режим 3).

### Влияние старения на микротвердость ЗТВ сварных соединений

Для оценки влияния старения на ЗТВ сварного соединения из стали 09Г2СА-А измеряли микротвердость до и после послесварочного отпуска со ступенькой 450 °C, выполненного по режиму 3 (рис. 3).

Как видно на рис. 3, послесварочный отпуск с выдержкой 5 ч при температуре 450 °C на стадии нагрева способствует снижению пиков микротвердости ЗТВ сварного соединения как на участке нормализации (1,5–2 мм от линии сплавления в основной металл поковки), так и на участке термодеформационного старения

(6–8 мм от линии сплавления в основной металл поковки). Уменьшение разброса этих значений как на расстоянии 1,5–2 мм и 6–8 мм ЗТВ сварного соединения, так и на основном металле должно положительно влиять на хладостойкость сварного соединения.

### Исследование состояния карбидной фазы ЗТВ сварного соединения после послесварочного отпуска совмещенного со старением

Для определения влияния старения при 450 °C на размер и распределение в структуре стали карбидных фаз ЗТВ сварного соединения выполнены металлографические исследования. Сравнивали относительный вклад карбидов у образцов из ЗТВ сварного соединения без послесварочного отпуска по режиму 2, а также после послесварочного отпуска, совмещенного со старением по режиму 3. Исследование проводили на ПКСС № 15 ПО «Севмаш» (рис. 4).

Результаты оценки распределения карбидных фаз в структуре стали представлены на рис. 4 и 5. Видно, что на участках 2 и 6 мм ЗТВ сварного соединения старение заметно снижает количество карбидов размером 0,5–2 мкм и увеличивает количество карбидов размером 3,5–5 мкм (по сравнению со штатным послесварочным отпуском). Это свидетельствует о протекании процессов коагуляции карбидной фазы в структуре стали при термической обработке, что должно оказывать положительное влияние на вели-

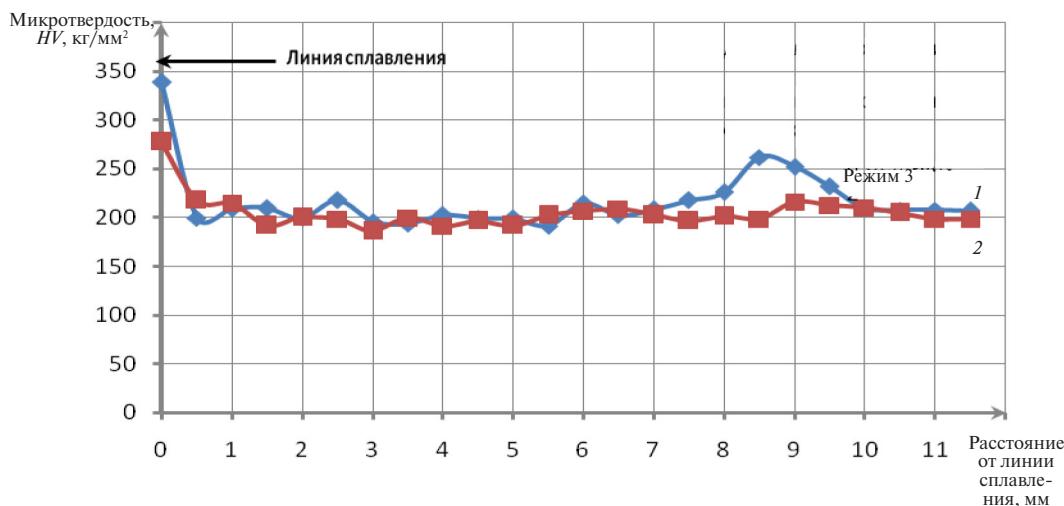


Рис. 3. Зависимость микротвердости стали от расстояния от линии сплавления для образцов сварного соединения: 1 – до термообработки; 2 – после послесварочного отпуска

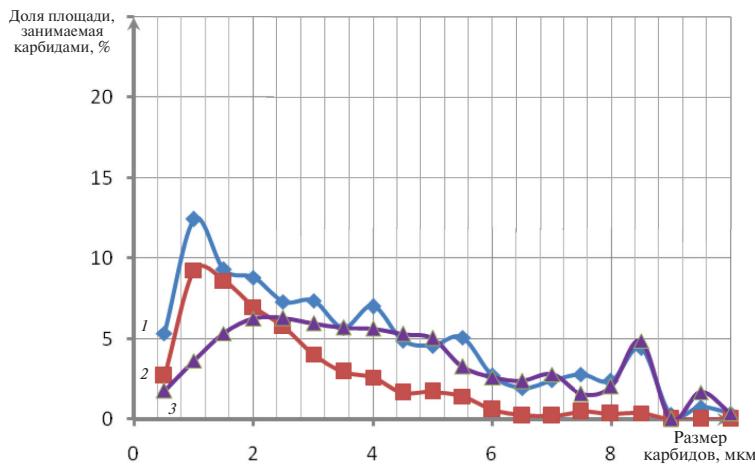


Рис. 4. Распределение карбидной фазы в структуре стали на участке ЗТВ сварного соединения на расстоянии 2 мм от линии сплавления в поковку: 1 – до термообработки; 2 – после послесварочного отпуска по режиму 2; 3 – после послесварочного отпуска ружиму 2 с выдержкой при нагреве при  $t = 450^{\circ}\text{C}$

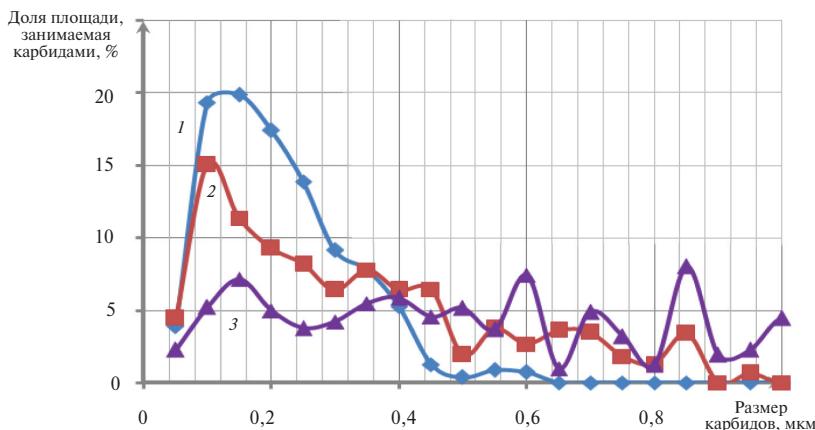


Рис. 5. Распределение карбидной фазы на участке ЗТВ сварного соединения на расстоянии 6 мм от линии сплавления в поковку: 1 – до термообработки; 2 – после послесварочного отпуска по штатному режиму; 3 – после послесварочного отпуска с выдержкой в течение 5 часов при  $450^{\circ}\text{C}$  на стадии нагрева

чину ударной вязкости ЗТВ сварного соединения стали.

Наряду с исследованием распределения карбидных фаз в структуре ЗТВ сварного соединения на участках 2 и 6 мм, изучали распределение карбидной фазы в структуре основного металла поковки. Результаты исследования представлены на рис. 6.

Результаты исследований (рис. 6) позволяют сделать заключение, что совмещение температурно-временного режима старения с послесвар-

очным отпуском способствует снижению выделения карбидов размером 0,5–2 мкм и в основном металле поковки, что соответственно должно приводить к повышению хладостойкости сварного соединения.

На основании анализа полученных результатов предложен режим послесварочного отпуска для сварных соединений контейнера ВТУК-8М с отработавшим ядерным топливом. Контейнер изготовлен ЗАО «Энерготекс» из поковок толщиной 380 мм из стали марки

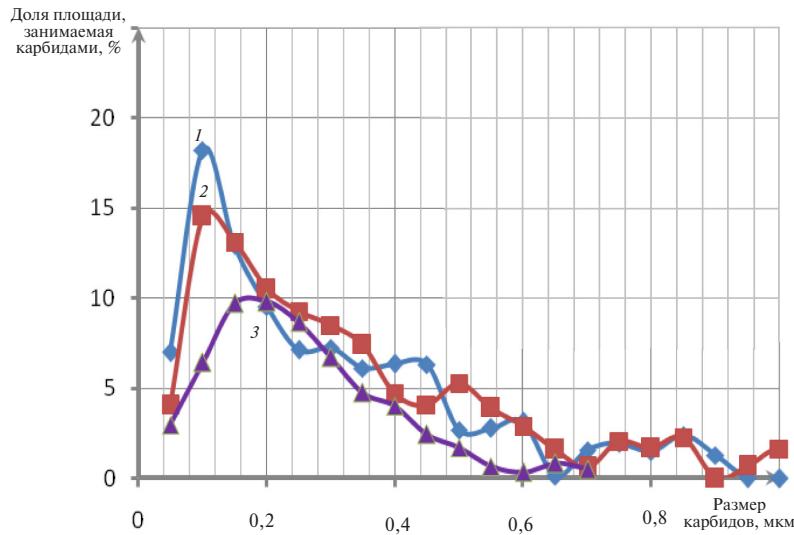


Рис. 6. Распределение карбидной фазы в структуре основного металла:  
1 – до термообработки; 2 – после послесварочного отпуска по штатному  
режиму; 3 – после послесварочного отпуска с выдержкой в течение 5 часов  
при 450 °C на стадии нагрева

09Г2СА-А. Местную термическую обработку ПКСС и сварных соединений контейнера проводили по режиму 3 со ступенькой при температуре 450 °C с выдержкой 5 ч.

После термической обработки для анализа свойств по глубине сварное соединение ПКСС контейнера ВТУК-8М разрезали на 9 частей. Из каждой части сварного соединения изготавливали образцы для определения ударной вязкости и испытаний на статическое растяжение. Результаты испытаний показали, что местная термическая обработка ПКСС для контейнера ВТУК-8М, включающая послесварочный отпуск со ступенькой при температуре 450 °C, позволила получить высокие значения сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений при температуре минус 40 °C. Так, минимальное значение ЗТВ сварного соединения ПКСС KCV<sup>-40</sup> составило 245 Дж/см<sup>2</sup>, а 70 % испытанных образцов ПКСС не подверглись полному разрушению. Ударная вязкость этих образцов KCV<sup>-40</sup> превысила значение 367 Дж/см<sup>2</sup>.

Аналогичные результаты были получены при исследовании сварных соединений ПКСС № 59 и 61 контейнера для отработавшего ядерного топлива ТУК-109.

## Заключение

Результаты комплексных исследований структурных изменений карбидной фазы в различных участках ЗТВ со стороны поковки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А при различных режимах термической обработки показали, что коагуляция карбидной фазы в структуре стали позволяет получить высокие значения сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений при температуре минус 40 °C. Минимальное значение ударной вязкости KCV<sup>-40</sup> образцов, вырезанных из ЗТВ сварного соединения ПКСС ВТУК-8М, составило 245 Дж/см<sup>2</sup>, причем 70 % образцов ПКСС не подверглись полному разрушению. На основании полученных результатов экспериментов и их анализа оптимизирован режим послесварочного отпуска контейнеров для отработавшего ядерного топлива. Сравнительные испытания ударных образцов ПКСС № 59 и 61 контейнеров для отработавшего ядерного топлива ТУК-109, термообработанных по штатной и новой технологии (с коагуляцией карбидной фазы), показали, что новая технология позволяет в 2–3 раза повысить значения ударной вязкости образцов, вырезанных из ЗТВ сварных соединений, причем минимальное значение ударной вязкости KCV<sup>-50</sup> составляет 135 Дж/см<sup>2</sup>.



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Руководящий документ РД 95 10559-2000 «Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению силовых элементов металлобетонных контейнеров и определение требований к материалам». М.: Атомиздат, 2007. 16 с.
2. Бережко Б.И., Быковский Н.Г., Калиничева Н.В., Оленин М.И. [и др.] Хладостойкость металлургических полуфабрикатов (листов и поковок) из низкоуглеродистых экономнолегированных кремнемарганцовистых сталей // «Вопросы материаловедения». 2007. № 3 (51). С. 43–51.
3. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42–48.
4. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.
5. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И., Рогожкин В.В. Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10 (712). С. 32–38.
6. Фукс М.Д., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. Длительная прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 159. С. 92–96.
7. Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю. Влияние термоциклической обработки на структуру литой быстрорежущей стали Р6М5-Ш // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 6. С. 42–47.
8. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб: Наука, 2006. 363 с.
9. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н. Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 7–14.
10. Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 4 (694). С. 42–47.
11. Кондратьев С.Ю. Механические свойства металлов: учебное пособие. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2011. 128 с.
12. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. Л.: Машиностроение, 1978. 367 с.
13. Винокуров В.А. Отпуск сварных конструкций для снятия напряжений. М.: Машиностроение, 1973. 213 с.
14. Оленин М.И., Горынин В.И., Быковский Н.Г., Маркова Ю.М., Скутин В.С. Оптимизация режима термической обработки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А // Вопросы материаловедения. 2011. № 2 (66). С. 18–29.
15. Козлов Р.А. Сварка теплоустойчивых сталей. Л.: Машиностроение. Ленинградское отделение, 1986. 160 с.
16. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
17. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.
18. Патент РФ № 2299252. Способ термической обработки сварных соединений из низкоуглеродистых феррито-перлитных сталей / Рыбин В.В., Филимонов Г.Н., Оленин М.И., Быковский Н.Г., Щербинина Н.Б. [и др.] От 16.11.2005 г.
19. Горынин В.И., Оленин М.И., Хлямков Н.А., Тимофеев Б.Т. Метод трансформации карбидной фазы – фактор повышения сопротивляемости хрупкому разрушению конструкционных сталей // Вопросы материаловедения. 2013. № 1 (73). С. 7–19.
20. Оленин М.И., Горынин В.И., Федосеев М.Л. Некоторые аспекты повышения хладостойкости сталей перлитного класса // Вопросы материаловедения. 2013. № 2 (74). С. 7–15.

## REFERENCES

1. **Rukovodyashchiy dokument RD 95 10559-2000.** Metodika rascheta na soprotivleniye khrupkomu razrusheniyu silovykh elementov metallobetonnykh konteynerov i opredeleniye trebovaniy k materialam. [The leading document RD 95 10559-2000 "A calculation procedure on resistance to fragile destruction of power elements of metalconcrete containers and definition of requirements to materials"]. M.: Atomizdat, 2007. 16 s (rus.)
2. **Berezko B.I., Bykovskiy N.G., Kalinicheva N.V., Olenin M.I.** [i dr.] Khladostoykost metallurgicheskikh polufabrikatov (listov i pokovok) iz nizkouglerodistykh ekonomnolegirovannykh kremnemargantsovistykh staley. [Cold resistance of metallurgical semi-finished products (sheets and forgings) from low-carbonaceous the economy the Si-Mn-steels]. «Voprosy materialovedeniya». 2007. № 3 (51). S. 43–51. (rus.)
3. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti razrusheniyu staley perlitnogo klassa za schet mikro- i nanostrukturnoy transformatsii karbidnoy fazy pri dopolnitelnom otpuske. [Increase of resilience to destruction of a perlity class steels due to micro and nanostructural transformation of a carbide phase at additional annealing]. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2013. № 2. S. 42–48. (rus.)
4. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy. [Raising the Resistance of Pearlitic and Martensitic Steels to Brittle Fracture Under Thermal Action on the Morphology of the Carbide Phase]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)
5. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I., Rogozhkin V.V.** Kontsepsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti. [Concept of Carbide Design of Steels with Improved Cold Resistance]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 10 (712). S. 32–38. (rus.)
6. **Fuks M.D., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P.** Dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Long durability of a cast heat resisting alloy 45H26N33S2B2]. *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 4 (159). S. 92–96. (rus.)
7. **Khaydorov A.D., Kondratyev S.Yu.** Vliyaniye termotsiklicheskoy obrabotki na strukturu litoy bystrorezhushchey stali R6M5-Sh. [Effect of Thermal Cycling Treatment on the Structure of Cast High-Speed Steel R6M5-Sh]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2011. № 6. S. 42–47. (rus.)
8. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov. [Structure. Entropy. Phase transformations and properties of metals] SPb: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)
9. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D., Petrov S.N.** Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0,45C – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke [Transformation of the Structure of Refractory Alloy 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb During a Long-Term High-Temperature Hold]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7–14. (rus.)
10. **Rudskoy A.I., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N.** Osobennosti struktury i dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2. [Special Features of Structure and Long-Term Strength of Cast Refractory Alloy 45Kh26N33S2B2]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 4 (694). S. 42–47. (rus.)
11. **Kondratyev S.Yu.** Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye. [Mechanical properties of metals: manual]. SPb.: Izd-vo Politekh. un-ta, 2011. 128 s. (rus.)
12. **Zemzin V.N., Shron R.Z.** Termicheskaya obrabotka i svoystva svarynykh soyedineniy. [Heat treatment and properties of welded connections]. L.: Mashinostroyeniye, 1978. 367 s. (rus.)
13. **Vinokurov V.A.** Otpusk svarynykh konstruktsiy dlya snyatiya napryazheniy. [Tempering of welded designs for removal of tension]. M.: Mashinostroyeniye, 1973. 213 s. (rus.)
14. **Olenin M.I., Gorynin V.I., Bykovskiy N.G., Markova Yu.M., Skutin V.S.** Optimizatsiya rezhima termicheskoy obrabotki svarynykh soyedineniy iz stali marki 09G2SA-A. [Optimization of the mode of heat treatment of welded connections from 09G2SA-A steel]. *Voprosy materialovedeniya*. 2011. № 2 (66). S. 18–29. (rus.)
15. **Kozlov R.A.** Svarka teploustoychivyykh staley. [Welding of heatproof steels]. L.: Mashinostroyeniye. Leningradskoye otdeleniye, 1986. – 160 s. (rus.)
16. **Novikov I.I.** Teoriya termicheskoy obrabotki metallov. [Theory of heat treatment of metals]. M.: Metallurgiya, 1986. 480 s. (rus.)
17. **Livshits L.S., Khakimov A.N.** Metallovedeniye svarki i termicheskaya obrabotka svarynykh soyedineniy. [Material Science of welding and heat treatment of welded connections]. M.: Mashinostroyeniye, 1989. – 336 s. (rus.)
18. **Patent RF № 2299252.** Sposob termicheskoy obrabotki svarynykh soyedineniy iz nizkouglerodistykh ferrito-perlitnykh staley. [The way of heat treatment of welded connections from low-carbon ferrito-perlitic steels] / Rybin V.V., Filimonov G.N., Olenin M.I., Bykovskiy N.G., Shcherbinina N.B. [i dr.]. Ot 16.11.2005 g.
19. **Gorynin V.I., Olenin M.I., Khlyamkov N.A., Timofeyev B.T.** Metod transformatsii karbidnoy fazy – faktor povysheniya soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu konstruktsionnykh staley. [Method of



transformation of a carbide phase – a factor of increase of resilience to fragile destruction structural steels]. *Voprosy materialovedeniya*. 2013. № 1(73). S. 7–19. (rus.)

20. **Olenin M.I., Gorynin V.I., Fedoseyev M.L.**

Nekotoryye aspekty povysheniya khladostoykosti stalej perlitnogo klassa. [Some aspects of increase of cold resistance perlitic class steels]. *Voprosy materialovedeniya*. 2013. № 2 (74). S. 7–15. (rus.)

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

**ГОРЫНИН Владимир Игоревич** – доктор технических наук начальник лаборатории Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей». 191015, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49. E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

**GORYNIN Vladimir I.** – Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”. 49 Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia; 191015. E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

**ОЛЕНИН Михаил Иванович** – кандидат технических наук доцент старший научный сотрудник Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей». 191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49. E-mail: 1951vika@mail.ru

**OLENIN Mikhail I.** – Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”. 49, Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia, 191015. E-mail: 1951vika@mail.ru