УДК [620.17+620.186]:620.194.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-72-81

*И. А. Тришкина, Е. И. Сторожева, А. Ю. Фейтуллаев, Р. Е. Новиков***МЕТОД ОЦЕНКИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 09Г2С, РАБОТАЮЩИХ В СРЕДАХ,
ВЫЗЫВАЮЩИХ КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ****АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»**

e-mail: info@vnikti.rosneft.ru

На основании исследования структуры и механических свойств металла сварных соединений стали 09Г2С предложен металлографический метод, позволяющий установить факт проведения послесварочной термической обработки при определении причин коррозионного растрескивания в агрессивных средах нефтехимических и нефтеперерабатывающих предприятий, а также супервайзинге сварочных работ.

Ключевые слова: нефтепереработка, сварные соединения стали 09Г2С, термическая обработка, микроструктура.

*I. A. Trishkina, E. I. Storozheva, A. Yu. Feitullaev, R. E. Novikov***A METHOD FOR ASSESSING THE OPERATIONAL RELIABILITY
OF WELDED CONNECTIONS FROM 09G2S STEEL WORKING
IN ENVIRONMENTS CAUSING CORROSIVE CRACKING****АО "VNIKTIneftekhimoborudovanie"**

Based on the study of the structure and mechanical properties of the metal of welded joints of 09Г2С steel, a metallographic method has been proposed, which makes it possible to establish the fact of post-weld heat treatment when determining the causes of corrosion cracking in aggressive environments of petrochemical and oil refineries, as well as supervising welding operations.

Keywords: oil processing, welded joints of steel 09Г2С, heat treatment, microstructure.

Сварные сосуды, аппараты, резервуары, а также трубопроводы нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности, работающие в средах, которые вызывают коррозионное растрескивание, должны подвергаться термической обработке, предусмотренной проектом. Объемную термическую обработку проводят в печах или способом нагрева изнутри путем подачи теплоносителя во внутреннее пространство (объем) аппарата, изолированное снаружи. Допускается местная термическая обработка сварных соединений сосудов или трубопроводов, при проведении которой должны быть обеспечены равномерный нагрев и охлаждение по всей длине шва и прилегающих к нему зон основного металла. Независимо от способа проведения термической обработки ее режим должен быть достаточно эффективен. Термическая обработка сварных соединений из углеродистых, низколегированных и теплоустойчивых сталей представляет собой высокий отпуск для снятия сварочных, термических и структурных напряжений, которые, суммируясь с рабочими, могут привести к растрескиванию в процессе последующей эксплуатации. С учетом значительных механических нагрузок, зачастую циклического характера, а также конструктивных и технологических концентраторов напряжений

в металле сварных соединений без термической обработки создаются условия для коррозии под напряжением. Растрескиванию могут способствовать и дополнительные напряжения от ремонтных швов и наплавов (в частности, наложенных на утонившийся в результате коррозионных процессов металл), в зонах локального термического воздействия от дефектов в виде брызг и т. д. На рис. 1 показаны примеры коррозионного растрескивания под напряжением.

Спецификой нефтепереработки и нефтехимии является тот факт, что помимо воздействия коррозионно-активной среды в процессе длительной эксплуатации возможно негативное влияние на металл оборудования продуктов коррозии и привносимых в рабочую среду посторонних загрязнений, образовавшихся на предыдущих стадиях технологического процесса, а также коррозионное воздействие агрессивных веществ при простое и очистке оборудования, образовании застойных зон [1], влиянии новых способов ингибирования, случайном превышении концентраций, температуры и давления рабочей среды, которая в нормальных условиях не вызывает коррозионного растрескивания. При этом возможно растрескивание как со стороны рабочей среды, так и с наружной поверхности сварного соединения.

Рис. 1. Растрескивание сварных соединений в среде насыщенного сероводородом водного раствора моноэтаноламина (*а, б*) и трубы с наплавкой в среде щелочного раствора (*в*):
а – стыковое соединение трубы и отвода из стали 20, 4 года эксплуатации; *б* – место приварки внутренних устройств к корпусу аппарата из стали 16ГС, 3 года эксплуатации; *в* – трубопровод из стали 09Г2С после ремонтной наплавки

С учетом многофакторного влияния условий эксплуатации на сварные соединения элементов оборудования и трубопроводов нефтепереработки и нефтехимии большое значение имеет качество исходных сварных соединений до эксплуатации. При оценке эксплуатационной надежности сварных соединений для работы в агрессивных средах нефтепереработки и нефтехимии или определении причин растрескивания сварных соединений оборудования и трубопроводов в процессе эксплуатации необходимо решить следующие задачи: установить, проводилась ли термическая обработка для снятия напряжений, предусмотренная проектной или ремонтной документацией, достаточно ли эффективен способ проведенной термической обработки и не допущены ли отклонения от технологического режима.

В настоящее время существуют различные методы оценки остаточных сварочных напряжений: механические, физические, физико-химические, комбинированные [2]. Часть из этих методов является разрушающими, остальные требуют специальных приборов неразрушающего контроля. Так, в работе [3] область сварного шва, ЗТВ и прилегающую часть основного металла рекомендуется обследовать механическим методом лазерной интерферометрии с созданием зондирующих отверстий диаметром до 5 мм и предварительной качественной оценкой уровня напряжений в шве и ЗТВ физическим методом. Такого рода мето-

ды позволяют определить наличие напряжений в сварных соединениях, но не всегда позволяют установить факт проведения термообработки сварных швов углеродистых и низколегированных марганцевокремнистых сталей типа 09Г2С.

Для теплоустойчивых сталей мартенситного класса надежным методом определения наличия и качества термической обработки после сварки является измерение твердости на контрольных образцах, верхние предельные значения которой регламентируются нормативными документами. Так, для сварных швов теплоустойчивых хромомолибденовых мартенситных сталей типа 15Х5М в соответствии с ГОСТ 32569–2013 «Трубопроводы технологические стальные. Требования к устройству и эксплуатации на взрывопожароопасных и химически опасных производствах», «Руководством по безопасности «Рекомендации по устройству и безопасной эксплуатации технологических трубопроводов», ГОСТ 34347–2017 «Сосуды и аппараты стальные сварные. Общие технические условия» твердость сварного шва не должна превышать 240 НВ. Твердость сварных швов для углеродистых и низколегированных марганцевокремнистых сталей этими документами не регламентируется, так же, как и твердость листового проката стали 09Г2С не регламентируется ГОСТ 19281–89 «Прокат из стали повышенной прочности. Общие технические условия» на металл в состоянии поставки. Поэтому данные по твердости сварных соедине-

ний указанных сталей после монтажа в большинстве случаев в паспорте на оборудование или трубопровод отсутствуют.

Значения твердости сварных соединений сосудов и аппаратов после эксплуатации регламентируются документом СТО-СА-03-004–2009 «Трубчатые печи, резервуары, сосуды и аппараты нефтеперерабатывающих и нефтехимических производств. Требования к техническому надзору, ревизии и отбраковке», в соответствии с которым для стали 09Г2С твердость сварного шва и зоны термического влияния (ЗТВ) не должна превышать 225 НВ. Эти требования ужесточаются согласно СТО 00220575.063–2005 «Сосуды, аппараты и блоки технологические установок подготовки и переработки нефти и газа, содержащих сероводород и вызывающих коррозионное растрескивание. Технические требования» для сварных соединений, работающих при парциальном давлении сероводорода, равном или превышающем 0,0003 МПа: сварной шов и ЗТВ – не более 200 НВ, основной металл – не более 220 НВ. Однако методом измерения твердости на действующем оборудовании и трубопроводах не всегда возможно воспользоваться. Так, например, твердость переносными приборами нельзя измерить в труднодоступных местах.

В связи с этим и с учетом того обстоятельства, что значительная доля в суммарных остаточ-

ных напряжениях после сварки низкоуглеродистых сталей приходится на структурные напряжения [4], целью данной работы являлась оценка возможности определения факта проведения термической обработки для снятия остаточных напряжений сварного соединения из стали 09Г2С методом металлографического анализа.

Материалы и методы исследования

Для достижения поставленной цели проводился сравнительный анализ структуры и твердости металла сварного соединения до и после термической обработки.

Объект исследования – контрольный образец размером 300×300 мм – представлял собой сваренные встык листы толщиной 10 мм из стали 09Г2С. Перед исследованием осуществлялся химический анализ основных и сварочных материалов методами аналитической химии (табл. 1). Сварное соединение было подготовлено к сварке с одним скосом кромки и выполнялось механизированной сваркой в среде защитных газов с применением проволоки ОК Autrod 12/51 (табл. 1). Порядок наложения слоев показан на рис. 2.

После сварки оценивалось качество сварного соединения по результатам механических испытаний на растяжение, ударный изгиб, статический изгиб и твердость, а также исследования макро- и микроструктуры.

Таблица 1

Химический состав исследуемого металла

Материал	Массовая доля элементов, %				
	C	Si	Mn	S	P
Лист 1	0,095	0,63	1,41	0,006	0,009
Лист 2	0,097	0,63	1,42	0,004	0,010
Сталь 09Г2С ГОСТ 19281–2014	≤0,120	0,50–0,80	1,30–1,70	≤0,035	≤0,030
Сварной шов	0,068	0,66	1,24	0,020	0,013
Проволока ОК Autrod 12/51	0,06–0,14	0,80–1,00	1,40–1,60	≤0,025	≤0,025

Послесварочная термическая обработка фрагментов контрольного образца осуществлялась по режимам отпуска, отличающимся температурой, временем выдержки и скоростью охлаждения:

1) режим 1: нагрев до температуры 620 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение с печью до 300 °С, далее – на воздухе;

2) режим 2: нагрев до температуры 620 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение под слоем теплоизоляции вне печи;

3) режим 3: нагрев до температуры 620 °С, выдержка в течение 5 ч, охлаждение с печью до 300 °С, далее – на воздухе;

4) режим 4: нагрев до температуры 550 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение под слоем теплоизоляции вне печи.

В качестве теплоизоляции применялось керамическое волокно Cerablanket толщиной 25 мм и плотностью 128 кг/м³, образец обертывался теплоизоляцией с двух сторон. Для термической обработки была использована лабо-

раторная камерная электропечь CWF 12/23. Размер нагреваемых образцов (шлифов для исследования структуры и микротвердости) составлял $20 \times 80 \times S$ (где S – толщина стенки) мм.

Исследование структуры металла до- и после термической обработки проводилось при увеличениях $\times 100$, $\times 1000$ на световом и при $\times 5000$, $\times 10000$, $\times 15000$ на сканирующем электронном микроскопе. Осуществлялись идентификация структурных составляющих, изучение их морфологии, определение наличия дефектов и измерение микротвердости. Травление для исследования макроструктуры проводилось в водном растворе хлорного железа, а микро-структуры – в 4 % в спиртовом растворе HNO_3 .

Результаты исследования

Механические свойства металла листов (табл. 2) при комнатной температуре соответствовали требованиям ГОСТ 19281–89 на сталь 09Г2С КП345, а при повышенной температуре – ГОСТ 34233.1–2017 «Сосуды и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность. Общие требования». Прочность сварного соединения после сварки была не ниже минимальных свойств для стали 09Г2С КП345 по ГОСТ 19281–89 и для стали 09Г2С по ГОСТ 34233.1–2017. Результаты испытаний на статический изгиб, а также ударный изгиб образцов с концентраторами КСУ и КСВ при комнатной и пониженной температурах соответствовали требованиям нормативных документов.

Таблица 2

Механические свойства исследуемого металла

Образцы	Температура испытания, С	Предел прочности σ_b , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_s , %	Относительное сужение ψ , %	Твердость НВ
Из листа 1	20	509–511 (510)*	346–397 (372)	37–39 (38)	75–77 (76)	143–149 (146)
	110	475–479 (477)	361–366 (364)	36–40 (38)	73–77 (75)	–
Из листа 2	20	502–519 (510)	362–369 (366)	38–39 (38)	76–77 (76)	139–152 (145)
	110	435–454 (444)	334–350 (342)	39–40 (40)	78–78 (78)	–
Из сварного соединения	20	504–511 (508)	разрушение по основному металлу			
	110	462–462 (462)	разрушение по основному металлу			
Сталь 09Г2С ГОСТ 19281–89, КП345	20	≥ 490	≥ 345	≥ 21	–	–
Сталь 09Г2С ГОСТ 34233.1–2017	100	≥ 425	$\geq 265,5$	–	–	–
	150	≥ 430	$\geq 256,5$	–	–	–

* – в скобках приведены средние значения

Для оценки склонности металла сварного соединения к коррозионному растрескиванию применяли критерий твердости, указанный в п. 7.5.3 СТО 00220575.063–2005 «Сосуды, аппараты и блоки технологические установок подготовки и переработки нефти и газа, содержащих сероводород и вызывающих коррозионное растрескивание. Технические требования»: если сварные соединения работают в средах, вызывающих коррозионное растрескивание, твердость металла шва и зоны термического

влияния не должна превышать 200 НВ (при условии, что парциальное давление сероводорода равно или более 0,0003 МПа).

При положительных результатах механических испытаний результаты измерения твердости исследуемого сварного соединения показали, что твердость сварного шва и ЗТВ превысила требования СТО 00220575.063–2005 (табл. 3). При этом наибольшие значения твердости отмечались в слоях шва 3 и 4, сваренных последними (рис. 2).

Таблица 3

Твердость металла зон сварных соединений, измеренная по поперечному сечению шлифа до и после отпуска по режимам 1–4

Состояние металла	Твердость НВ				
	Основной металл листа 1	ЗТВ 1	Сварной шов	ЗТВ 1	Основной металл листа 2
После сварки	153–155 (154)*	153–203 (179)	184–212 (199)	170–181 (176)	147–156 (152)
После отпуска по режиму 1	153–153 (153)	162–176 (168)	170–196 (184)	170–181 (176)	153–153 (153)
После отпуска по режиму 2	147–151 (149)	160–194 (178)	172–212 (192)	134–162 (150)	150–151 (151)
После отпуска по режиму 3	138–138 (138)	166–172 (168)	160–180 (175)	156–166 (162)	148–150 (149)
После отпуска по режиму 4	148–153 (151)	164–184 (176)	168–200 (188)	170–183 (177)	151–153 (152)
СТО 00220575.063–2005	–	≤200			–

* – в скобках приведены средние значения

Сравнение результатов измерения твердости до и после термической обработки, приведенные в табл. 3, показали, что твердость сварного соединения понизилась во всех зонах после всех реализованных режимов термической обработки. При этом охлаждение под слоем изоляции (режим 2) оказалось менее эффективным, чем в печи, так как после охлаждения под слоем изоляции при снижении минимального уровня твердости сварного шва максимальное значение превышало требования СТО 00220575.063–2005 для сред, вызывающих коррозионное растрескивание – 200 НВ. Оптимальным оказался режим 1, при котором твердость сварного шва снизилась до уровня ниже 200 НВ, а твердость основного металла значительно не изменилась. Увеличение продолжительности выдержки при 620 °С до 5 ч

(режим 3) по сравнению с 1 ч (режим 1), привело к снижению твердости основного металла на 11 %, которое может коррелировать со снижением предела прочности до значений, не соответствующих КП345 стали 09Г2С и образованием разупрочненной зоны. Нагрев до температуры 550 °С с выдержкой в течение 1 ч и охлаждением под слоем теплоизоляции вне печи (режим 4) способствовал снижению твердости до максимально допустимого значения 200 НВ.

На рис. 2 показана макроструктура исследуемых сварных соединений до и после отпуска по режиму 1. Сварной шов двухсторонний, четырехслойный. Дефекты макроструктуры отсутствуют. Зоны термического влияния явно выражены, при этом зоны термического влияния после отпуска выглядят более светлыми.

Рис. 2. Макроструктура сварного соединения в поперечном сечении до (а) и после (б) высокого отпуска по режиму 1; 1–4 – слои сварного шва

Микроструктура металла сварного шва до термической обработки – дендритная с ферритной оторочкой (рис. 3). Наблюдается мелкодисперсная структура, трудно идентифицируе-

мая при увеличениях светового микроскопа. В зонах термического влияния при $\times 100$ не видно темноокрашенных прослоек, характерных для закалочных структур. Структура окол-

Рис. 3. Микроструктура металла сварного соединения стали 09Г2С до термической обработки, $\times 100$

шовной зоны на участке перегрева представляет собой небольшое количество зерен бейнита, где микротвердость максимальна и достигает $HV_{0,1} = 25,1$, с размером зерна первичного ау-

стенита, соответствующим баллу 5–6 по шкале ГОСТ 5639–82, и видманштетт.

При $\times 1000$ можно видеть, что в структуре сварного шва (рис. 4, *а*) присутствуют феррит, бейнит и немногочисленные мелкие участки тонкодисперсного эвтектоида, что типично для сварных швов стали 09Г2С. Участки перегрева ЗТВ неоднородны по структуре – форме и размерам пластин бейнита и феррита (рис. 4, *б*). Для участка неполной перекристаллизации характерно наличие разнотермической структуры (рис. 4, *д*) со структурными составляющими пластинчатой формы. Основной металл сварного соединения имеет феррито-перлитную структуру, аналогичную структуре металла листов вдали от сварного соединения и типичную для стали 09Г2С, форма перлита – пластинчатая.

Рис. 4. Микроструктура металла зон сварного соединения до и после высокого отпуска по режиму 1:
а, б – последний слой сварного шва; *в, г* – участок перегрева; *д, е* – участок неполной перекристаллизации

Сравнение микроструктуры металла сварного соединения до и после высокого отпуска по режиму *1* на изображениях, полученных при помощи светового микроскопа при $\times 1000$ (рис. 4), показывает, что темные структурные составляющие в шве и зонах термического влияния выглядят более светлыми после термической обработки вследствие распада неравновесных структур, содержащих феррит пластинчатой и игольчатой формы, при выделении обособленных точечных карбидов. Структура сварного шва и всех зон термического влияния становится более однородной. В структуре основного металла наблюдается как зернистая, так и пластинчатая форма перлита.

Результаты измерения микротвердости сварного соединения до и после термообработки по

режиму *1* (табл. 4) также свидетельствуют о переходе металла сварного соединения в более однородное и стабильное состояние. Однако при отсутствии возможности сравнения с исходной структурой и ввиду значительной дисперсности структурных составляющих сварного шва идентификация выделившихся при отпуске карбидов и установление факта проведения термической обработки затруднительны при исследовании с помощью светового микроскопа даже в лабораторных условиях. Поэтому результаты исследования сварных соединений в «полевых» условиях, т. е. на оборудовании предприятий с применением переносного микроскопа или реплик, не дают ответа на вопрос – проводился ли высокий отпуск.

Таблица 4

Микротвердость металла зон исследуемых сварных соединений

Материал	Числа микротвердости $HV_{0,1}$				
	Основной металл, лист 1	ЗТВ со стороны листа 1 (зона перегрева)	Сварной шов (4-й слой)	ЗТВ со стороны листа 2 (зона перегрева)	Основной металл, лист 2
Исходное сварное соединение	12,3–12,9 (12,7)	16,2–21,9 (19,3)	13,3–19,3 (16,4)	20,3–25,1 (22,3)	13,3–16,2 (14,2)
Сварное соединение после высокого отпуска, режим <i>1</i>	10,0–11,5 (10,6)	13,5–14,5 (14,3)	11,1–18,2 (14,8)	13,1–15,6 (14,1)	11,5–12,3 (11,8)

Примечание: * – в скобках указаны средние значения.

Применение электронной микроскопии позволяет более детально изучить структуру зон сварных соединений. На рис. 5 показана структура последнего слоя сварного шва и зоны перегрева после сварки, исследованная с применением электронного микроскопа. В рельефной структуре присутствуют мелкодисперсные участки, имеющие форму осколков (5, *а, б*), стерж-

ней и пластин (5, *в, г*) пересыщенного углеродом феррита, а также карбидов, когерентно связанных с ферритом. Эти элементы структуры с определенной ориентацией формируются в сварном шве и околошовной зоне при сварочном охлаждении и типичны для структур металла с повышенной плотностью дислокаций и наличием структурных напряжений.

Рис. 5. СЭМ-изображения металла последнего слоя сварного шва (*а, б*) и участка перегрева (*в, г*) до термообработки: *а, в* – $\times 5000$; *б, г* – $\times 15000$ (См. также на с. 79)

Рис. 5. Окончание

На электронно-микроскопических изображениях структур в последнем слое сварных швов и ЗТВ после отпуска можно отчетливо видеть сглаживание рельефа, скругление пластин α -фазы, выделение обособленных цементитных частиц округлой формы преимущественно по границам зерен (рис. 6).

Наибольший рельеф феррита сохраняется после отпуска по режимам 2 и 4, наименьший – по

режиму 3 при максимальном размере карбидов 1,8 мкм. Наибольший рельеф и меньшая степень коагуляции карбидов в сварном шве после термической обработки соответствует максимальной твердости. Не смотря на имеющиеся отличия в размере и количестве, выделения цементита округлой формы наблюдались после всех реализованных режимов отпуска при твердости как большей 200 НВ, так и меньшей 200 НВ.

Рис. 6. СЭМ-изображения металла последнего слоя сварного шва после термообработки по режимам: а – 1; б – 2; в – 3; г – 4; $\times 10000$

Рамки эксперимента были расширены путем варьирования размеров термообрабатываемых образцов (максимальный размер – 220×280 мм при толщине листов 10 мм), марок электродов, режимов и способов сварки. После высокого отпуска по режиму 1 сварных соединений, в зоне шва и околошовной зоне которых при сварке сформировались структуры с твердостью до 297 НВ и 330 НВ соответственно, также произошло выделение мелкодисперсных карбидов и снижение твердости до значений ниже 200 НВ. В структуре сварных швов и ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С, выполненных ручной дуговой сваркой при режимах, обеспечивающих твердость шва и ЗТВ ниже 200 НВ до проведения термической обработки, подобные мелкодисперсные карбиды округлой формы отсутствовали при наличии рельефа и мелкодисперсных «оскольчатых» и пластинчатых участков феррита.

Поэтому метод измерения твердости без оценки структуры не является достаточным для установления факта проведения термической обработки сварных соединений.

Структура металла сварного шва стали 09Г2С после высокого отпуска исследовалась при помощи электронного микроскопа не только на шлифах (рис. 2), но и на микропробе, показанной на рис. 7, а, б (5×9 мм глубиной 1,5 мм), отобранной крейцмейселем от верхнего слоя сварного шва термообработанного образца (220×280×10 мм при высоте шва 2,0 мм). Обнаруженные в структуре скола мелкодисперсные карбиды округлой формы (рис. 7, в) свидетельствовали о возможности установления факта проведения термической обработки на микропробах, отобранных способом, исключающим нагрев металла, отсутствие значительной деформации зерен с наклепом и искажением структуры.

Рис. 7. Микропроба (а – общий вид, б – сечение шлифа в запрессовке) и СЭМ-изображение металла последнего слоя сварного шва после термообработки (в), $\times 10000$

Однако при выборе методики отбора образцов для электронно-микроскопического исследования следует учитывать риски негативных последствий для оставшейся от вырубки части сварного соединения. Так, ударные нагрузки в процессе вырубки металла могут способствовать образованию трещин в зонах со структурой крупных зерен видманштетта или участков бейнита с высокой микротвердостью и ограниченной пластичностью. Углубление в металле сварного шва может послужить надрезом, по которому не исключено разрушение при ударных нагрузках в период пуска трубопровода. Отсутствие дополнительной операции – зашлифовки выемки металла с плавным скруглением краев – способно привести к развитию усталостных повреждений в условиях нестационарного термодеформационного режима нагружения сварного соединения в процессе эксплуатации. С течением времени места вырубки могут явиться очагами локального коррозионного повреждения при скоплении в углублениях влаги и коррозионно-активных веществ с повышенной концентрацией. Подварка сварного шва в зоне выборки может привести к появлению дополнительных напряжений и требует проведения контроля неразрушающими методами.

Поэтому поиск оптимального способа отбора микропроб от сварных швов действующего оборудования, а также влияние эксплуатационных факторов на оставшуюся часть сварного соединения, работающего в коррозионно-активных средах, должны являться предметом дальнейших исследований.

Выводы

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы:

1. Применение метода измерения твердости без оценки структуры для установления факта проведения термической обработки на сварных соединениях стали 09Г2С не является достаточным.

2. Сглаживание микроструктурного рельефа, округление границ ферритных пластин и выделение мелкодисперсных карбидов округлой формы по границам зерен в сварном шве, выявленные при увеличениях электронного микроскопа $\times 5000$ - 20000 , являются признаками проведения высокого отпуска.

3. Результаты исследования показали возможность использования микропроб при установлении факта проведения термической обработки сварных соединений без необходимости вырезки образцов из элементов действующего оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Сухотин, А. М.* Коррозия и защита химической аппаратуры. Т. 9. Нефтеперерабатывающая и нефтехимическая промышленность : справочное руководство / под ред. А. М. Сухотина, А. В. Шрейдера, Ю. И. Арчакова. – Ленинград : Химия, 1974. – 576 с.
2. *Буркин, С. П.* Остаточные напряжения в металлопродукции : учеб. пособие / С. П. Буркин, Г. В. Шимов, Е. А. Андрюкова. – Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2015. – 248 с.
3. *Антонов, А. А.* Возможности оценки напряжений в сварных конструкциях / А. А. Антонов, А. П. Летуновский // В мире неразрушающего контроля. – № 1. – Т. 21. – 2018. – С. 10–14.
4. *Фридман, Я. Б.* Механические свойства металлов. В 2 т. Т. 1. Деформация и разрушение / Я. Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974. – 472 с.