

Исследование влияния водорода на свойства низколегированной стали 09Г2С и стойкость карбидных фаз

С. З. Стасюк, В. П. Терентьев

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

Исследовано влияние высокотемпературного воздействия водородсодержащей среды на механические свойства углеродистой низколегированной ферритоперлитной стали 09Г2С, используемой в материальном оформлении реактора получения бензина установки каталитического риформинга. Нарботка металла реактора составила 180000 ч при температуре 280°С и давлении водородсодержащей рабочей среды 4,0 МПа. Показано, что длительная эксплуатация материала в условиях взаимодействия с газообразным водородом вызвала его естественное старение. Дополнительное наводороживание образцов при температуре 580°С и давлении 10 МПа в течение 17 ч привело к “водородному наклепу материала”. Изучено влияние газообразного водорода на состояние карбидных фаз в основном металле и сварном шве с помощью рентгеноспектрального анализа и метода ядерного гамма-резонанса. Установлено, что количество карбидной фазы (цементита) в стали увеличивается в результате естественного старения при повышенных температурах. Под действием высокотемпературного наводороживания интенсифицируется процесс распада цементита и его восстановление не происходит даже при нагреве до 580°С.

Ключевые слова: низколегированная сталь, водородная коррозия, кратковременная прочность, пластичность, ударная вязкость, усталость, карбидный анализ, микроструктура, рентгенофазовый анализ, метод ядерного гамма-резонанса.

Введение. Изучению вопросов взаимодействия промышленных сталей с водородом посвящены работы [1–7]. В них показано, что в случае физико-химического воздействия водорода на металл, сопровождаемого химическим взаимодействием газа с отдельными компонентами и фазами сплава, происходят необратимые изменения микроструктуры металла. Неоднократно отмечалось также исключительное влияние структурного фактора на поведение сплавов в среде водорода. В [5] обосновывается вывод о том, что водородная стойкость сталей зависит от природы карбидной фазы, обуславливающей прочность межатомных связей между металлом и углеродом, а также наличия других элементов, растворенных в ней.

Как известно, процессы выделения и роста карбидов являются структурно-зависимыми. Вследствие разности их скоростей по границам зерна и в матрице (максимальная – по границам зерен, минимальная – в матричных выделениях) происходит перераспределение карбидов между телом и границами зерен, преимущественно по границам зерен. Установлено, что концентрация карбидов по границам зерен или скопления их внутри зерна способствуют локализации поглощенного водорода, что, в свою очередь, приводит к уменьшению устойчивости микроструктуры, деградации свойств материала и локальному разрушению. В частности, в [4, 5] отмечались пониженная устойчивость цементита (вследствие доминирования в этом соединении железа с углеродом ковалентной связи и невысокой концентрации электронного газа) и при определенных условиях возможный процесс растворения

менее стабильных карбидов: распад цементита при повышенных температурах и давлении водорода, сопровождающийся образованием метана с обезуглероживанием стали.

Учитывая, что технологическое оборудование нефтеперерабатывающих производств работает в условиях протекания гидрогенизационных процессов и подвергается воздействию водорода при высоких температурах и давлениях, длительная эксплуатация в этом случае может привести к деградации свойств материала и вызвать водородную коррозию. Следствием этого является обезуглероживание металла, скопление образовавшегося метана во внутренних микропустотах и несплошностях кристаллической структуры, что приводит к возникновению локальных разрушений при относительно неповрежденном металле на других участках элементов оборудования. Именно поэтому с точки зрения прогнозирования свойств и оценки ресурса безопасной эксплуатации большой познавательный и практический интерес представляют исследования, в которых склонность стали к водородной коррозии оценивается с учетом закономерностей процессов выделения и изменения карбидных фаз.

Цель данной работы заключалась в изучении влияния естественного старения при длительной эксплуатации в условиях воздействия высокотемпературной водородсодержащей среды на механические свойства, фазовый и химический составы карбидов углеродистой низколегированной феррито-перлитной стали 09Г2С.

Материалы и методика исследования. Испытания проводили на образцах темплета, вырезанных из стенки действующего реактора получения бензина установки каталитического риформинга. Нарботка металла аппарата в водородсодержащей рабочей среде (H_2 до 85%; H_2S до 0,05%; HCl до 2 мг/(н·м³); влаги до 4,0% мг/(н·м³)) при температуре 280°С и давлении 4,0 МПа составила 180000 ч. Химический состав металла, как следует из данных табл. 1, соответствует стали марки 09Г2С по ГОСТ 5520.

Т а б л и ц а 1

Химический состав (%) исследуемого металла

Материал	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	S	P	H ₂ , ppm
Металл действующего реактора (наработка)	0,11	1,3	0,5	0,10	0,20	0,06	0,015	0,028	0,2
Опытная плавка стали (поставка)	0,10	1,4	0,5	0,12	0,13	0,05	0,013	0,024	0,2
Сталь 09Г2С (ГОСТ 5520)	≤ 0,12	1,3...1,7	0,5...0,8	≤ 0,3	≤ 0,3	≤ 0,3	≤ 0,04	≤ 0,035	—

Изменение механических свойств оценивали путем сравнения результатов, полученных на образцах темплета (материал в состоянии наработки после эксплуатации), с таковыми материала в состоянии поставки. Для этого использовали опытную плавку стали, в которой химический состав элемен-

тов практически совпал с исследуемым материалом реактора, а механические свойства отвечали требованиям ГОСТ 5520 (для данной марки стали). Листы толщиной 55 мм поставляли в нормализованном состоянии (закалка при 980°C, отпуск при 650°C). Автоматическую сварку выполняли проволокой Св-08ГА по ГОСТ 2246. Термообработку сварных соединений не производили.

Для оценки ресурса водородоустойчивости материала реактора часть образцов в состоянии наработки и поставки дополнительно подвергали наводороживанию при температуре 580°C и давлении 10 МПа в течение 17 ч с целью исследования влияния газообразного водорода на свойства материала и стойкость карбидных фаз. За это время обеспечивалось насыщение металла водородом, но видимых изменений структуры не наблюдалось; температуру определяли с учетом области термодинамической активности стали, интервал которой приведен в работе [3]. Отметим, что такой режим характерен для случая аварийных ситуаций, когда вследствие разрушения торкрет-бетонной футеровки происходит интенсивное насыщение металла водородом при температуре реакции гидрогенизации. Испытания на растяжение, ударный изгиб и усталость образцов основного металла и сварных соединений, а также металлографические исследования выполнены в соответствии с требованиями стандартов.

Фазовый состав и карбидные осадки исследовали с помощью рентгеноструктурного метода. Карбидный осадок получали электролитическим растворением стали методами, описанными в работе [8]. Рентгеноструктурный анализ осадков проводили на установке ДРОН-3. Установлено, что выделенные карбидные осадки в стали 09Г2С были крупнокристаллическими, однофазными со структурой цементита Fe_3C .

Состояние цементита изучали с использованием метода ядерного гамма-резонанса (ЯГР), основанного на эффекте Мессбауэра. Съемку осуществляли на спектрометре САМАС (Венгрия). В качестве источника излучения использовали ^{57}Co в паллади. Результаты получены с поглотителем из обогащенной ^{57}Fe соли $K_4Fe(CN)_6 \cdot 3H_2O$ с узкой одиночной линией. Экспериментальная ширина линии, наблюдавшаяся для источника и тонкого поглотителя, составляла $0,26 \pm 0,03$ мм/с, что и было принято за аппаратную ширину спектральной линии и использовалось при обработке спектров. Поверхностная плотность поглотителя равна $0,1$ мг/см². Измерения проводили при комнатной температуре и температуре жидкого азота. Понижение температуры съемки позволило получить в спектре стали шесть линий цементита благодаря различной температурной зависимости поля на ядре железа в феррите и цементите. Спектры обрабатывали по стандартным компьютерным программам. Изомерные сдвиги приведены относительно α -железа.

Результаты и их обсуждение. Механические характеристики исследуемого материала приведены в табл. 2. Отметим, что для образцов в состоянии наработки наблюдалось некоторое увеличение характеристик прочности σ_b (до 5%), пластичности δ (до 8%) по сравнению с таковыми образцов в состоянии поставки, в то время как ударная вязкость KCU и KCV , полученная на образцах с U- и V-образным концентратором снизилась до 14%, а на образцах с трещиной KCT осталась без изменений. Такие изменения

характеристик могут быть связаны с укрупнением зерен, которое имело место в результате естественного старения при длительной эксплуатации в условиях повышенной температуры (280°С). Как известно [9], эти изменения не влияют на кратковременную прочность, но вызывают снижение ударной вязкости и повышение порога хладноломкости, что также обусловлено состоянием карбидных фаз: в частности, связано с измельчением частиц карбидов и, как следствие, с ростом площади поверхности раздела фаз [9, 10]. Металлографические исследования подтвердили увеличение действительного размера зерна с восьми, девяти баллов до шести. Кроме того, на кривых деформирования естественно состаренных образцов наблюдалось подавление верхнего предела текучести, который имел место при комнатной температуре для материала в состоянии поставки. Причем и “зуб текучести” и площадка текучести с зубцами скачкообразной деформации появлялись после дополнительного высокотемпературного воздействия на образцы газообразного водорода (с парциальным давлением 10 МПа при температуре 580°С в течение 17 ч). Это обстоятельство позволяет объяснить появление зуба текучести как результат взаимодействия атомов водорода с дислокациями, о чем, в частности, свидетельствуют данные исследований, приведенных в работах [2, 3].

Т а б л и ц а 2

Механические характеристики исследуемого металла

Состояние материала	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	S_k , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²	KCV , Дж/см ²	KCT , Дж/см ²
Основной металл	470	289	986	35	67	183	91	69
	450	254	750	20	49	136	50	40
	497	298	200	38	73	170	78	69
	495	290	112	19	75	190	88	75
Металл шва	504	338	1220	29	70	140	101	92
	379	233	358	18	14	128	94	53
	481	318	1070	30	68	160	101	78
	466	326	370	16	16	223	117	87

Примечание. Над чертой приведены данные для материала в исходном состоянии, под чертой – в наводороженном.

Отметим также, что в результате дополнительного наводороживания образцов характеристики кратковременной прочности естественно состаренного материала не изменились, но несколько повысилась его ударная вязкость (табл. 2). Увеличение ударной вязкости, а также возникновение достаточно выраженной площадки текучести может быть проявлением так называемого “водородного наклепа” [2, 11]. В то же время резкое уменьшение характеристик пластичности (относительное сужение до 30%, относительное удлинение выше 40%), а также ударной вязкости до 40%, наблюдаемое у наводороженного материала в состоянии поставки, говорит о специфическом воздействии водорода на механические свойства металла и связано с одним из многочисленных проявлений водородной хрупкости.

Сварные соединения, как гетерогенные системы, более чувствительны, чем основной металл, к отрицательному воздействию водорода, которое однозначно проявляется в снижении механических характеристик в условиях естественного старения при эксплуатации. После дополнительного наводороживания материала в состоянии поставки характеристики прочности снизились до 30%, пластичности – до 70% по сравнению с исходными значениями. Следует отметить также резкое уменьшение связанных с разрушением таких предельных характеристик, как истинное сопротивление отрыву S_k (в три раза) и поперечное сужение (в пять раз). При этом для металла сварного шва сохраняются те же тенденции к изменению показателей вязкости разрушения, что и для основного металла (табл. 2).

Результаты испытаний на усталость образцов материала в состоянии поставки показали, что при нагружении до 10^7 цикл значения условного предела выносливости основного металла и металла шва сварного соединения практически совпадают и составляют 290 и 280 МПа соответственно (рис. 1). Видно, что при высоких нагрузках сварной шов обладает большей долговечностью, чем основной металл, и его циклическая прочность выше. Однако с уменьшением амплитуды циклической нагрузки значения циклической прочности сближаются, и при 320 МПа на высоких базах нагружения (более чем $3 \cdot 10^6$ цикл) их долговечности совпадают. После высокотемпературного насыщения долговечность образцов основного металла и сварных соединений при заданном уровне нагрузки снижается в целом на 20%, и условный предел выносливости на базе 10^7 цикл составляет 230 МПа.

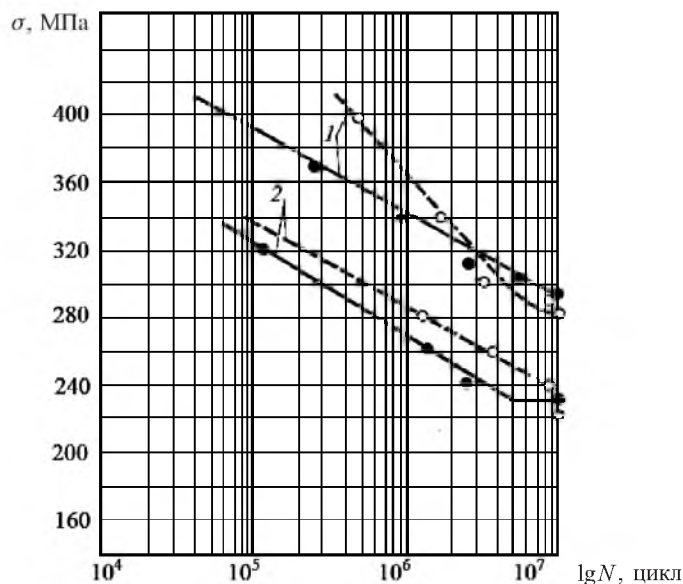


Рис. 1. Кривые усталости образцов основного металла (сплошные линии) и сварных соединений (штриховые линии) стали в состоянии поставки (1) и после насыщения водородом (2).

Анализ экспериментальных данных показал, что чувствительность материала к воздействию водорода можно оценивать на основании металлографических структур, контролирующих механические свойства. Из приве-

денных на рис. 2 микроструктур металла реактора видно, что в сечении со стороны внутренней поверхности аппарата отчетливо прослеживается более светлая зона, в которой количество перлита уменьшилось по сравнению с таковым в средней части сечения. Это, в частности, свидетельствует о начале процессов обезуглероживания металла в связи с известными перегревами стенки выше 300°C продолжительностью более 4000 ч во время эксплуатации. Однако микроструктурные исследования не позволяют сделать однозначный вывод об изменениях фазового состава стали 09Г2С при длительной эксплуатации и после водородного насыщения. В работах, посвященных изучению природы и состояния фазового состава в сталях, показано, что изменения механических характеристик важно рассматривать с учетом фазовых распадов и превращений, основываясь на результатах рентгеноспектрального анализа и метода ядерного гамма-резонанса, которые при их совместном использовании дают наиболее полную картину проходящих в материале процессов [4, 12–16].

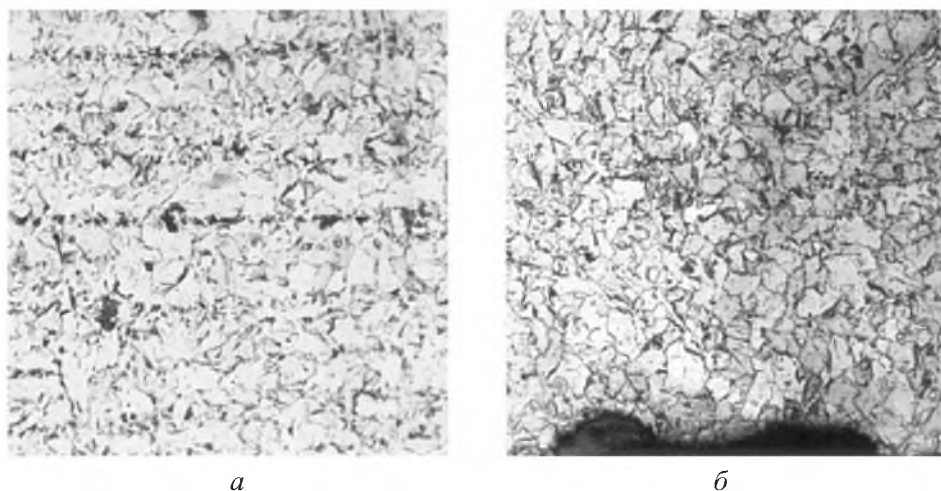


Рис. 2. Микроструктура металла реактора в центральной части сечения стенки (а) и со стороны внутренней поверхности аппарата (б) ($\times 100$).

Исходя из этого изучались кристаллические фазы всех исследуемых состояний материала реактора, состав карбидных фаз и их сверхтонкая структура. Сведения о карбидных осадках, выделенных с единицы поверхности образцов, и результаты их фазового химического анализа приведены в табл. 3 и 4.

Как видно из данных табл. 3, количество карбидных осадков, выделяемых в единицу времени с единицы поверхности образцов металла в состоянии наработки, несколько большее, чем в состоянии поставки. Известно, что стабилизирующий высокий отпуск стали в состоянии поставки при температурах, близких к A_{Cl} (в нашем случае термообработка стали заключалась в закалке при 980°C и отпуске при 650°C), не позволяет достичь равновесной концентрации твердого раствора [9]. Именно поэтому при длительной работе в условиях температур, более низких, чем температура отпуска, имеют место процессы старения металла, при которых происходит

дальнейшее перераспределение углерода между твердым раствором и карбидными фазами и распад твердого раствора с выделением новых карбидов. На это обстоятельство указывают также авторы работы [10]. Важно отметить, что наличие марганца и хрома в стали 09Г2С увеличивает степень распада, что способствует повышению эффекта естественного старения, проявляющегося в приросте механических характеристик после длительной эксплуатации, о чем упоминалось выше (табл. 2).

Т а б л и ц а 3

Количество карбидного осадка, выделенного с единицы поверхности образца в единицу времени (мг/(см²·ч))

Дополнительная обработка*	Основной металл		Металл шва		Околошовная зона	
	Поставка	Наработка	Поставка	Наработка	Поставка	Наработка
Наводороживание	0,17	0,21	0,06	0,08	0,07	0,18
Выдержка в аргоне	0,39	–	0,19	–	0,27	–
Без обработки	0,41	0,43	0,20	0,25	0,27	0,37

* $p = 10$ МПа; $t = 580^\circ\text{C}$; $\tau = 17$ ч.

Т а б л и ц а 4

Результаты фазового химического анализа карбидного осадка основного металла

Состояние материала	Концентрация металлов в навеске карбида, %			Соотношение концентраций: металл в карбиде/металл в матрице	
	Fe	Mn	Cr	Mn	Cr
Поставка без обработки	63,9	6,5	0,1	4,6	0,8
	59,5	7,3	0,2	5,2	1,7
Наработка без обработки	66,3	6,9	0,3	5,3	3,0
	61,0	6,7	0,5	5,2	5,0

Из данных табл. 3 также следует, что содержание карбидов в металле шва приблизительно в два раза меньше, чем в основном металле, и такое значение сохраняется для всех рассматриваемых случаев. Это обусловлено мартенситной структурой металла шва, образовавшейся в результате быстрого охлаждения в процессе сварки (рис. 3,а), для которой характерно меньшее, чем для перлитной структуры, количество карбидов. Количество карбидных осадков, выделенных из металла околошовной зоны, занимает промежуточное значение между таковыми сварного шва и основного металла.

Рентгеноспектральный анализ позволил в карбидном осадке основного металла выявить также хром и марганец, что свидетельствует о наличии цементита $(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_3\text{C}$. Исходя из данных табл. 4 отметим, что концентрация металлов в карбидном осадке стали после эксплуатации выше, чем в состоянии поставки.

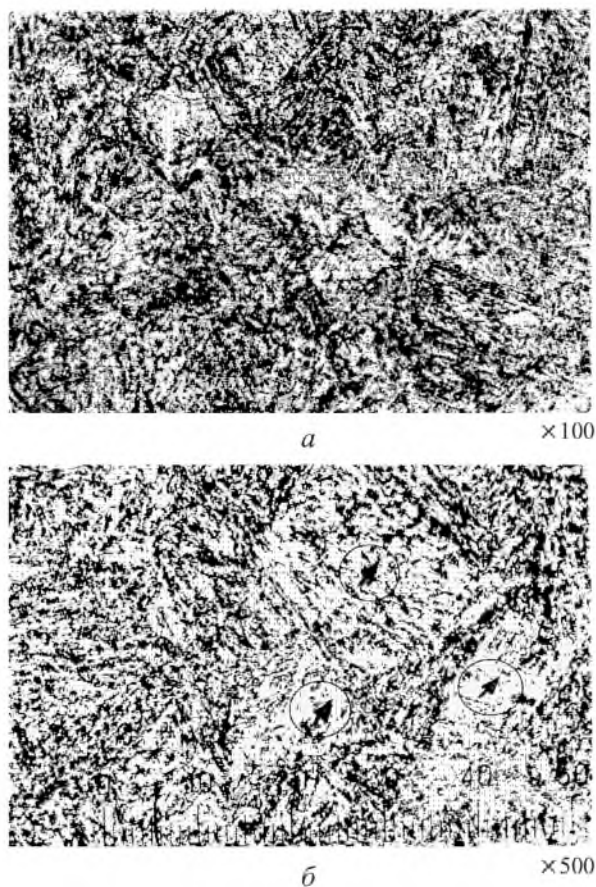


Рис. 3. Микроструктура металла шва (*a*) и зон обезуглероживания (показаны стрелками) в результате воздействия газообразного водорода высоких параметров (*б*).

ЯГР-спектры карбидов основного металла, металла шва и околошовной зоны в состоянии поставки приведены на рис. 4. Как видно, карбидная фаза металла шва при температуре 296 К (рис. 4,*a*) дает спектр секстета (шесть линий) с параметрами, аналогичными цементиту Fe_3C , с изомерным сдвигом $\delta = 0,18$ мм/с при значении эффективности магнитного поля $H_{эф} = 200$ кЭ. Мессбауэровский спектр карбидной фазы основного металла (рис. 4,*в*), измеренный при той же температуре, проявляется в виде плохо различимых в статистическом разбросе магнитных мультиплетов (многократное расщепление спектральных линий) малой интенсивности. В силу этого низкая температура измерения позволила получить более высокую степень разрешения сверхтонкой структуры, на что указывает спектр, полученный при 80 К (рис. 4,*з*), на котором наблюдается разрешенная структура магнитного секстета с параметрами, также отвечающими цементиту – значение магнитного поля на ядре железа в цементите составило 240 кЭ, изомерный сдвиг – 0,32 мм/с.

В работах [12, 13, 17] отмечается, что нарушение магнитного упорядочения свидетельствует о снижении температуры магнитного перехода. Так, в [12] показано, что для цементита она составляет 480°С и что эти

нарушения являются следствием растворения в нем других металлических компонентов. Иллюстрацией этого могут служить наблюдаемые мессбауэровские спектры, подтверждающие наличие в основном металле легированного цементита. Вид ЯГР-спектра сварного шва, наоборот, указывает на то, что его цементит наименее легирован.

Отметим бóльшую интенсивность линий в спектре образцов металла шва, чем у основного металла, что связано с различием их структурных состояний, поскольку на интенсивность магнитного расщепления влияет скорость закалки.

На рис. 5,а,б изображены измеренные при комнатной температуре мессбауэровские спектры карбидных фаз материала в состоянии наработки. В спектре основного металла (рис. 5,б) выявляется центральная линия, расщепленная вследствие квадрупольного взаимодействия двух диполей, а боковые линии магнитного секстета практически исчезли. Аналогичные результаты описаны в работе [12], где показано, что хром растворяется в цементите, и относительная интенсивность спектра возрастает с повышением доли $(Fe, Cr)_3$ в карбидной смеси.

Наличие в цементите хрома подтверждается его концентрациями, измеренными в карбидных осадках (табл. 4). Причем концентрация марганца в цементите практически не изменилась, в то время как концентрация хрома возросла до 0,3% при его исходном содержании 0,1%. Увеличилось также соотношение концентраций хрома в карбиде и в металле матрицы с 0,8 до 3,0.

Анализ ЯГР-спектров (рис. 5) свидетельствует также о появлении парамагнитного (легированного) цементита в спектре карбидной фазы металла шва, сам спектр сформирован путем наложения двух спектров – магнитного секстета и квадрупольного дублета.

В работах [12, 16] даны объяснения изменениям, происходящим в спектрах сверхтонкой структуры. Там же установлено, что при уменьшении размера частиц карбидов изменяются квадрупольное расщепление и изомерный сдвиг. Кроме того, с появлением квадрупольного дублета по мере уменьшения в образцах содержания карбидов и увеличения концентрации металлов происходит понижение температуры магнитного перехода цементита. Вид полученных спектров сверхтонкой структуры материала в состоянии наработки подтверждает, что в цементите преобладает парамагнитная фракция, образованная при взаимодействии атомов ферромагнитного железа с атомами углерода и определяемая малыми частицами карбидов.

Анализ данных для случая дополнительного водородного насыщения образцов показал, что в результате воздействия газообразного водорода высоких параметров на материал в состоянии поставки и после наработки уменьшилось количество выделяемого карбидного осадка в два раза в основном металле и в три раза в металле шва (табл. 3). Это говорит о распаде карбидных фаз и протекании процессов обезуглероживания металла, интенсивность которых у металла шва с мартенситной структурой выше, чем у основного металла (см. рис. 3,б, где показаны зоны полного распада мартенситных игл в результате водородной коррозии – участки белого цвета).

Рентгеноструктурный анализ показал, что в осадках (менее $0,1 \text{ мг}/(\text{см}^2 \cdot \text{ч})$), выделенных из металла шва наводороженных образцов, не обнаружено ни одной кристаллической фазы. Осадок представлял собой рентгеноаморфные трудно растворимые интерметаллидные соединения, связанные с остатками углеродных атомов.

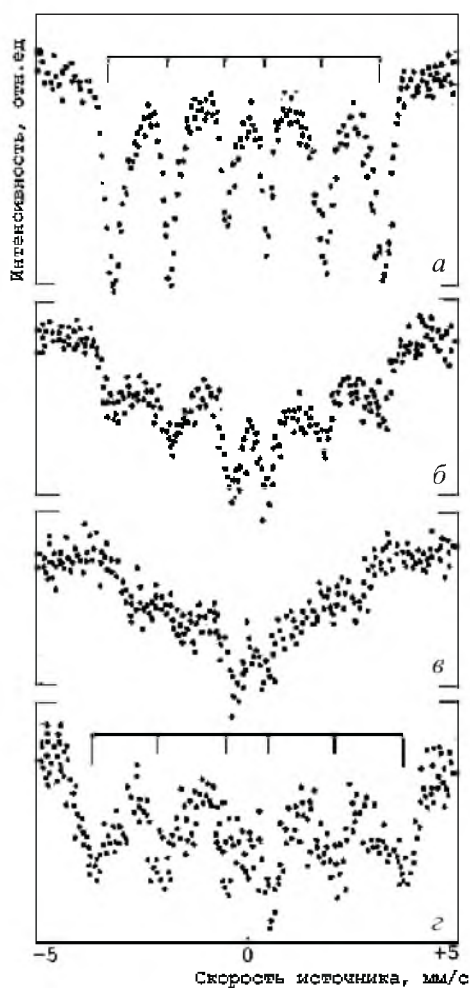


Рис. 4

Рис. 4. ЯГР-спектры стали в состоянии поставки для металла шва (а), околошовной зоны (б), основного металла (в) при температуре съемки 296 К и основного металла при температуре съемки 80 К (г).

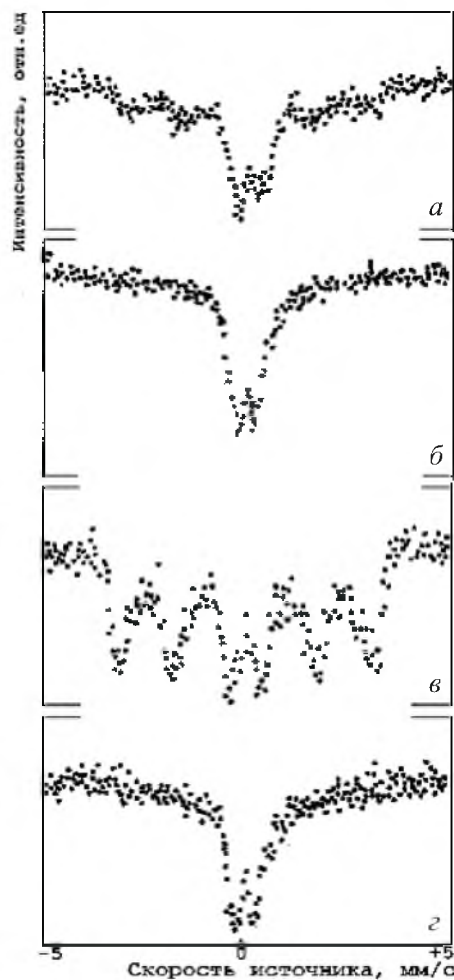


Рис. 5

Рис. 5. ЯГР-спектры стали в состоянии наработки для металла шва (а) и основного металла (б), в состоянии поставки для основного металла после насыщения водородом (в) и металла шва после нагрева в нейтральной среде Ag (г) при температуре съемки 296 К.

Тем не менее данные табл. 3 свидетельствуют, что следствием воздействия газообразного водорода высоких параметров на материал в состоянии поставки и после наработки явилось уменьшение количества выделяемого осадка в два раза в основном металле и в три в металле шва из-за распада

карбидных фаз и протекания процессов обезуглероживания металла, интенсивность которых у металла шва с мартенситной структурой выше, чем у основного металла. В связи с этим отметим, что наличие марганца в стали 09Г2С стабилизирует структуру цементита, а наличие хрома – структуру карбида и повышает устойчивость легированного цементита по сравнению с метастабильным, содержащим только железо [18].

Рассмотрим спектр наводороженных образцов материала в состоянии поставки (рис. 5,в). Как видно, в ЯГР-спектре наблюдается квадрупольно расщепленный центральный дублет с плохо разрешенным магнитным мультиплетом. При этом изомерный сдвиг составляет 0,17 мм/с, квадрупольное расщепление – 0,47 мм/с.

Спектры металла с наработкой до и после насыщения водородом идентичны (на рис. 5,б симметричный квадрупольный дублет), параметры их сверхтонкой структуры совпадают. Это свидетельствует об отсутствии превращений в фазовом составе под воздействием водорода высоких параметров, уменьшении ферромагнитной фазы и образовании парамагнитного цементита, а также о том, что распавшийся цементит при нагреве до 580°С не восстанавливается.

Чтобы учесть возможные необратимые изменения структуры только из-за температурного воздействия, проводили испытания с выдержкой образцов в течение 17 ч при температуре 580°С и давлении 10 МПа в инертной среде аргона. Полученные данные показали, что изменений в количествах выделяемых карбидных осадков нет (табл. 3), а в ЯГР-спектре металла шва наблюдается уменьшение интенсивности линий магнитного секстета (на 30%) и их меньшая упорядоченность, чем в исходном состоянии (рис. 5,г). В спектре не появились новые линии, параметры которых соответствовали бы другим карбидным фазам.

Таким образом, можно заключить, что при повышенных температурах в условиях воздействия водорода на металл имеет место эффект распада цементита в стали 09Г2С, причиной которого является различие в энергии связи между атомами углерода и дислокациями в феррите и в решетке цементита (по данным [13]: ~ 0,8 и ~ 0,4 эВ соответственно), причем степень распада тем больше, чем выше дисперсность карбидных частиц. Механизм распада заключается в диффузии углерода, покинувшего цементит, в поле напряжений дислокаций, локализованных на границе раздела фаз Fe–Fe₃C.

Выводы

1. Показано, что в условиях длительной эксплуатации (180000 ч) при температуре 280°С и давлении водородсодержащей рабочей среды 4,0 МПа в стали 09Г2С происходят процессы естественного старения.

2. В кристаллических фазах исследуемого материала идентифицируется единственная составляющая – легированный цементит (Fe, Mn, Cr)₃C.

3. Установлено, что в результате воздействия газообразного водорода высоких параметров на сталь 09Г2С произошел распад карбидных фаз; при этом протекание процессов обезуглероживания у металла шва с мартенситной структурой выше, чем у основного металла.

4. Исследования сверхтонкой структуры карбидных фаз свидетельствуют об отсутствии превращений в фазовом составе стали 09Г2С и подтверждают факт распада цементита, причем интенсивность процесса усиливается под воздействием водорода при повышенных температурах и давлении.

Резюме

Досліджено вплив високотемпературної дії водневмісного середовища на механічні властивості вуглецевої низьколегованої феритоперлітної сталі 09Г2С, що використовується у матеріальному оформленні реактора отримання бензину установки каталітичного риформінгу. Напрацювання металу реактора сягало 180000 г за температури 280°C і тиску робочого середовища з вмістом водню 4,0 МПа. Показано, що тривала експлуатація матеріалу в умовах взаємодії з газоподібним воднем зумовила процеси природного старіння. Додаткове насичення воднем зразків за температури 580°C і тиску 10 МПа на протязі 17 г призвело до “водневого наклепу матеріалу”. Вивчено вплив газоподібного водню на стан карбідних фаз в основному металі і зварному шві за допомогою рентгеноспектрального аналізу та методу ядерного гамма-резонансу. Установлено, що кількість карбідної фази (цементиту) в сталі збільшується внаслідок природного старіння за підвищених температур. Під дією водню високих параметрів інтенсифікується процес розпаду цементиту і його відновлення не відбувається навіть при нагріванні до 580°C.

1. Гельд П. В., Рябов Р. А. Водород в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1974. – 273 с.
2. Гельд П. В., Рябов Р. А., Кодес Е. С. Водород и несовершенства структуры металла. – М.: Металлургия, 1979. – 221 с.
3. Арчаков Ю. И. Водородная коррозия стали. – М.: Металлургия, 1985. – 192 с.
4. Арчаков Ю. И., Гребешкова М. Д. Влияние легирующих элементов на длительную водородную стойкость стали // Докл. АН СССР. – 1983. – 10. – С. 11.
5. Арчаков Ю. И. Современные проблемы водородной коррозии сталей и надежность эксплуатации оборудования гидрогенизационных процессов // Водородная обработка материалов: Тр. III Междунар. конф. “ВОМ-2001”. – Донецк, 2001. – С. 482 – 491.
6. Кузюков А. Н., Нихаенко Ю. Я., Левченко В. А. и др. Влияние водорода на работоспособность химического и нефтехимического оборудования, изготовленного из углеродистых и низколегированных сталей // Водородная обработка материалов: Тр. III Междунар. конф. “ВОМ-2001”. – Донецк, 2001. – С. 390 – 392.
7. Ткачев В. И., Холодный В. И., Левина И. Н. Устойчивость к водородной деградации жаропрочного никелевого сплава // Водородная обработка материалов: Тр. III Междунар. конф. “ВОМ-2001”. – Донецк, 2001. – С. 334 – 336.

8. *Попова Н. М.* Карбидный анализ стали. – М.: Оборонгиз, 1955. – 296 с.
9. *Гуляев А. П.* Металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 647 с.
10. *Березина Т. Г., Бугай Н. В., Трунин И. И.* Диагностирование и прогнозирование долговечности металла тепловых энергетических установок. – Киев: Техніка, 1991. – 120 с.
11. *Колачев Б. А.* Водородная хрупкость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 217 с.
12. *Арчаков Ю. И., Серегина Л. Н.* Исследование методом мессбауэровской спектроскопии твердых растворов на основе цементита и карбидов хрома // Изв. АН СССР. Неорг. материалы. – 1982. – **18**, № 5. – С. 800 – 804.
13. *Гаврилюк В. Г.* Исследование состояния цементита в холоднодеформированной стали методом ядерного гамма-резонанса // Физика металлов и металловедение. – 1978. – **45**, вып. 5. – С. 968 – 979.
14. *Гриднев В. Н., Гаврилюк В. Г.* Распад цементита при пластической деформации // Металлофизика. – 1982. – **4**, № 3. – С. 74 – 85.
15. *Гриднев В. Н., Гаврилюк В. Г., Разумов О. Н.* Эффект Мессбауэра в холоднодеформированной стали // Докл. АН СССР. – 1977. – **236**, № 2. – С. 343 – 346.
16. *Гриднев В. Н., Гаврилюк В. Г., Немошкаленко В. В. и др.* Исследование отпуска высокоуглеродистого мартенсита методом ядерного гамма-резонанса // Физика металлов и металловедение. – 1978. – **66**, вып. 2. – С. 357 – 365.
17. *Эффект Мессбауэра* / Пер. с англ. – М.: Атомиздат, 1969. – 438 с.
18. *Гольдшмидт Х. Дж.* Сплавы внедрения / Пер. с англ. – М.: Мир, 1971. – 424 с.

Поступила 17. 05. 2006