



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние термической обработки на образование соединения MnS в низкоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С

Роман Соколов ^{a,*}, Виталий Новиков ^b, Илья Ковенский ^c, Камиль Муратов ^d,
Анатолий Венедиктов ^e, Лариса Чаугарова ^f

Тюменский индустриальный университет, ул. Володарского, 38, г. Тюмень, 625000, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>,  falcon.rs@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>,  vitaly.nowikov2017@yandex.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0003-3241-8084>,  kovenskijim@tyuiu.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>,  muratows@mail.ru,
^e  <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>,  annatoliy@gmail.com, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-6376-2868>,  chaugarovalz@tyuiu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.24

История статьи:

Поступила: 20 июня 2022
 Рецензирование: 11 июля 2022
 Принята к печати: 08 сентября 2022
 Доступно онлайн: 15 декабря 2022

Ключевые слова:

РЭМ
 Микроструктура
 Соединение MnS
 Конструкционная сталь
 Неметаллические включения
 Размер зерна

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Свойства сталей определяются многими факторами, в том числе и процессом изготовления и последующей обработкой. Некоторые особенности данных процессов приводят к тому, что в стали кроме легирующих элементов, вводимых для получения определенного уровня физико-механических свойств, присутствуют и посторонние примеси, попадающие в нее на различных этапах. Посторонние элементы могут растворяться как в матрице основного материала, так и участвовать в образовании частиц неметаллических включений, выступающих в роли дефектов. Их наличие существенным образом сказывается на эксплуатационных характеристиках материала. Именно потому необходимо понимание процессов, приводящих к появлению неметаллических включений и влияющих на их форму. **Цель работы:** рассмотреть влияние термической обработки, приводящей к появлению ферритно-мартенситной структуры, на форму и размеры неметаллических включений; определить их влияние на физико-механические свойства материала. **В работе исследованы** образцы стали 09Г2С после термической обработки, изготовленные из листового проката. **Методы исследования.** Для исследования свойств и структуры стали 09Г2С в работе применялись: растровый электронный микроскоп – для изучения структуры материала, химического состава в локальной области и исследуемой площадке и определения скопления примесей элементов; программно-аппаратный комплекс SIAMS 800 – для сопоставления структуры материала с атласом микроструктур, определения балла зеренной структуры, различий в структурно-фазовом составе, возникающих при термической обработке; портативный рентгенофлуоресцентный анализатор металлов и сплавов X-MET 7000 – для определения химического состава исследуемых образцов в процентном отношении; твердомер по Виккерсу с предварительной нагрузкой 20 кг – для измерения твердости исследуемых образцов. **Результаты и обсуждения.** Обнаружено, что в низколегированной малоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С в большинстве случаев присутствуют неметаллические включения типа сульфид марганца, образующегося при процессе производства этой стали. При нагреве стали до температур межкритического перехода данное соединение образуется в области зеренных границ в виде сферических включений. Наличие включений существенным образом отражается на прочностных и коррозионных свойствах. Сульфид марганца выступает в роли точки зарождения процесса коррозии.

Для цитирования: Влияние термической обработки на образование соединения MnS в низкоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, И.М. Ковенский, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов, Л.З. Чаугарова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 113–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126.

Введение

Процессы термической обработки во многом определяют итоговые свойства сталей. Известно, что для определенных марок стали в общем

понимании не характерно применение некоторых процессов термической обработки ввиду их малого влияния на свойства стали. Например, для низкоуглеродистых сталей в обыденной практике не используют процесс закалки. Однако известны работы [1–5], в которых показано, что применение процесса закалки по температурному диапазону, соответствующему межкритическому интервалу, приводит к образованию двухфазных ферритно-мартенситных структур,

*Адрес для переписки

Соколов Роман Александрович, аспирант, ассистент
 Тюменский индустриальный университет,
 ул. Володарского, 38,
 625000, г. Тюмень, Россия
 Тел.: 8 (919) 925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

положительно сказывающихся на механических и коррозионных свойствах материала [5].

Однако кроме термической обработки на свойства материала влияет дефектность его структуры [6]. В работе [6] указывается на то, что в сталях помимо легирующих элементов, вводимых в их состав для получения определенного уровня свойств, присутствуют и посторонние примеси, попадающие в них на различных этапах металлургических процессов. При этом многие примеси (чаще всего это сера, кислород, марганец, кремний, кальций и др.) могут не только растворяться в матрице основного материала, но и участвовать в образовании частиц неметаллических включений [7].

Наличие включений в стали приводит к образованию мест, в которых действуют локальные внутренние напряжения. В работе [8] авторы считают, что внутренние напряжения, возникающие вблизи дефектов структуры, стимулируют миграцию в данную область точечных дефектов, что приводит к появлению скоплений точечных дефектов вокруг включения, а также их последующее разрастание и появление дискообразных скоплений вакансий. Этот процесс характерен для быстрого охлаждения материала. Например, при процессе закалки точечные и линейные дефекты структуры не успевают мигрировать к стокам, в качестве которых выступают поверхности тела, границы зерен. В результате происходит пересыщение матрицы дефектами. Таким образом, ввиду этого неметаллические включения существенным образом снижают механические свойства материала.

Кроме этого в работах [9–12] указывается на то, что наличие в стали неметаллических включений различного состава напрямую влияет на скорость коррозии в локальных областях. Однако авторы в работе [9] отмечают, что при оцен-

ке содержания неметаллических включений стандартным методом [13] между процентным содержанием включений и коррозией в локальной области отсутствует корреляционная зависимость. В работах [11, 12] основной причиной аномально высоких скоростей коррозии нефтепромысловых трубопроводов называется загрязненность стали неметаллическими коррозионно-активными включениями [14], в качестве которых выступают включения на основе сульфида марганца.

Наиболее распространенными марками сталей, из которых изготавливаются нефтепромысловые трубопроводы, являются 09Г2С и 15ХСНД. В таких сталях встречаются ситуации, когда на поверхности наблюдаются появления локальных очагов коррозии, которые часто имеют сферическую форму, что связано с наличием включений [14].

На основании вышеизложенного в данной работе было рассмотрено влияние термической обработки, приводящей к появлению ферритно-мартенситной структуры, на форму и размеры неметаллических включений, определяющих физико-механические свойства низколегированной малоуглеродистой стали 09Г2С.

Методика исследований

В работе исследовались образцы, изготовленные из листового проката, стали марки 09Г2С (С – 0,11 %, Si – 0,15 %, P – 0,05 %; S – <0,028; Cr – 0,07 %; Mn – 1,91 %; Ni – 0,11 %; Cu – 0,22 %). Изготовленные образцы имели следующие линейные размеры: 4,0×70,0×25,0 мм. Процесс термической обработки исследуемых образцов приведен в табл. 1.

Измерение твердости исследуемых образцов проводилось на твердомере по Виккерсу Indentec

Таблица 1

Table 1

Термическая обработка исследуемых образцов из стали 09Г2С
Heat treatment of the 09Mn2Si steel samples

| Марка стали Steel grade | Термическая обработка Heat treatment |
|----------------------------|---|
| 09Г2С | Нагрев до 930±20 °С закалка в воде / Heating up to 930±20 °С; water quenching. Отпуск при 200, 350, 500, 650 °С в течение одного часа, охлаждение на воздухе / Tempering at 200, 350, 500, 650 °С for 1 hour; air cooling |

6030LKV с предварительной нагрузкой 20 кг. Идентификация в каждый образец проводилась по пять раз. Погрешность измерения твердости согласно паспортным данным не превышает 1 %.

Зеренная структура анализировалась в программном комплексе «SIAMS 700» и «SIAMS 800». Некоторые результаты отражены в работах [16, 17].

Получение микрофотографий и определение химических элементов в локальной области производилось при помощи растрового электронного микроскопа JEOL 6008A. Для выявления микроструктуры образцы были обработаны 3 %-м раствором азотной кислоты.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура исследуемых образцов после различной термической обработки представлена на рис. 1, где слева представлены ми-

крофотографии, полученные на исследуемых образцах; справа – микрофотографии из атласа микроструктур, характеризующие опорное изображение для идентификации. Буквами Ф обозначена ферритная фаза; П – перлит; М – мартенсит.

Одним из основных показателей механических свойств стали является ее твердость, которая имеет корреляционную зависимость с пределом прочности [15]. Стоит отметить, что хотя по литературным данным рассматриваемая сталь не подвергается процессу закалки, получаемые на такой стали свойства значительно отличаются от изначальных. Величина твердости, приведенная в табл. 2, полученная на исследуемых образцах, представляет собой усредненное по пяти измерениям значение.

Из данных, приведенных в табл. 2, видно, что происходит немонотонное изменение величины твердости. При среднем и низком отпуске

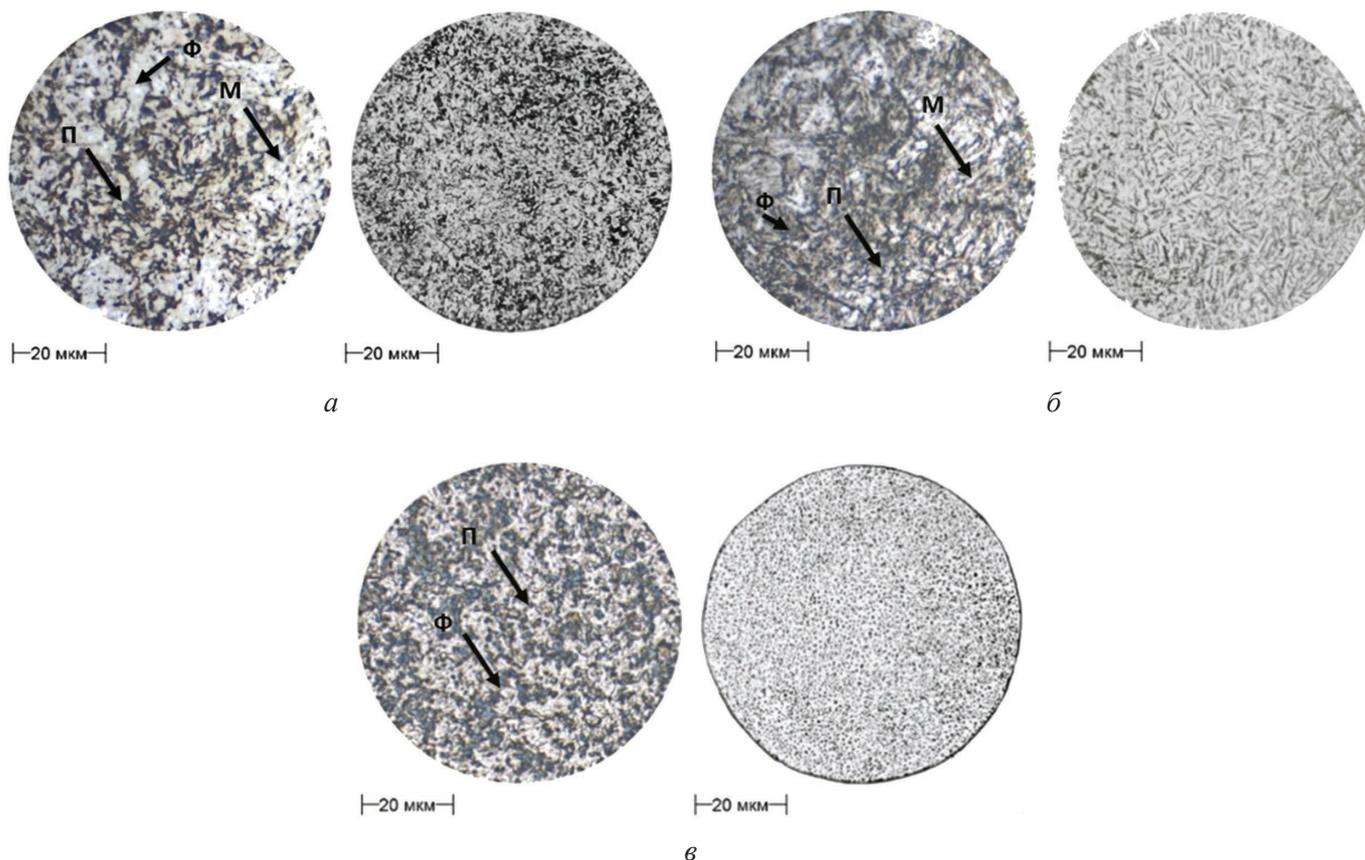


Рис. 1. Структура образцов в сравнении с микрофотографиями из атласа микроструктур, полученными при анализе в программе SIAMS 800:

a – закалка; *б* – отпуск при 200 °С; *в* – отпуск при 650 °С

Fig. 1. The structure of the samples obtained by analysis in the SIAMS 800 software and hardware complex in comparison with micrographs from the atlas of microstructures:

a – water quenching; *б* – tempering at 200 °С; *в* – tempering at 650 °С

Твердость исследуемых образцов, изготовленных из стали 09Г2С
Hardness of the 09Mn2Si steel samples

| Марка стали Steel grade | Термическая обработка / Heat treatment | HV20 |
|----------------------------|--|---------|
| 09Г2С | <i>Закалка в воде / Water quenching</i> | 1515,86 |
| | Отпуск при 200 °С / Tempering at 200 °С; air cooling | 1761,02 |
| | Отпуск при 350 °С / Tempering at 350 °С; air cooling | 1558,48 |
| | Отпуск при 500 °С / Tempering at 500 °С; air cooling | 858,52 |
| | Отпуск при 650 °С / Tempering at 650 °С; air cooling | 516,3 |

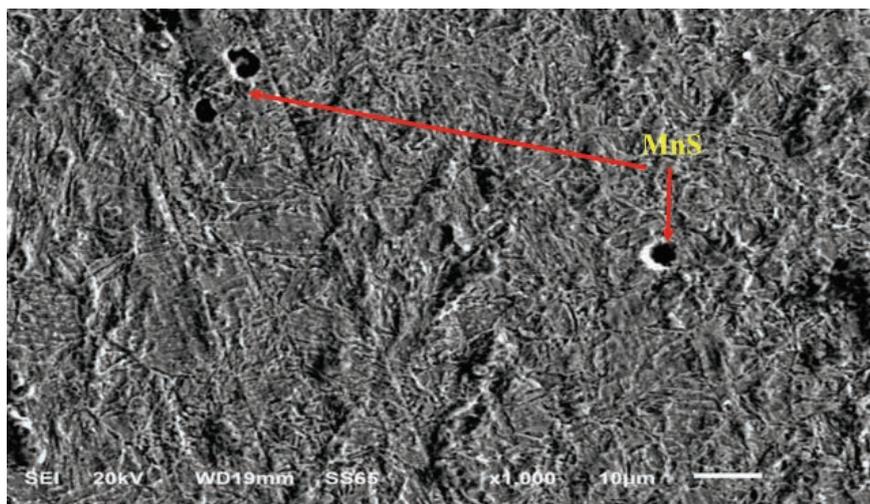
наблюдается увеличение твердости, что, по всей видимости, связано с уменьшением числа зерен и увеличением их средней величины [16, 17], обуславливающими изменения внутренних напряжений. Затем происходят фазовые переходы, приводящие к появлению зерен новых фаз из-за процесса распада мартенситной структуры на феррит и перлит. Количество зерен увеличивается, однако средний размер уменьшается.

В результате проведения микроанализа шлифа было установлено, что при закалке на исследуемых образцах, изготовленных из стали 09Г2С, наблюдается мартенситная структура с незначительным присутствием фазы феррита и перлита. В случае закалки основной исходной структурой, наблюдаемой на микрофотографиях, является мартенсит, возникающий в результате нагрева стали до межкритического интервала. Образование зародышей мартенсита происходит при охлаждении сплава из аустенитного состояния на межфазных границах исходной фазы феррит-цементит и на границах зерен феррита [30]. По мере нагрева, полученного в результате закалки неустойчивого мартенсита, происходит его распад на смесь феррита и цементита. При этом Mn концентрируется главным образом в карбидной фазе [29], в качестве которой в рассматриваемой структуре выступает цементит.

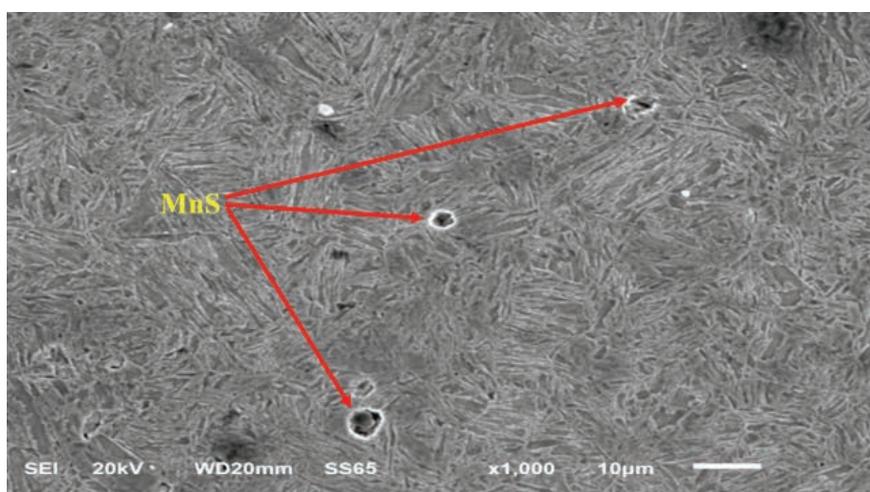
Образующийся при закалке мартенсит имеет реечное или пакетное (дислокационное) строение. Кристаллы такого мартенсита представляют собой тонкие рейки толщиной 0,2...2 мкм, вытянутые в одном направлении. Совокупность параллельных друг другу вытянутых кристаллитов мартенсита образуют пакеты. Между собой мартенсит разделен тонкими прослойками

остаточного аустенита толщиной 10...20 нм. Обе фазы имеют высокую плотность дефектов строения кристаллической решетки [25, 27, 31, 32]. В такой структуре дефекты в виде неметаллических включений сульфида марганца [14] в большинстве случаев имеют сферическую форму (рис. 2).

Формирование соединения MnS происходит при наличии марганца и серы в составе стали. Происходит данный процесс из-за того, что сера, участвуя в химическом процессе, образует с железом соединение FeS при температуре плавления 988 °С [18, 19]. Марганец, присутствующий в рассматриваемой стали (09Г2С), слабо растворим в сплавах железа и замещает его в указанном выше соединении, образуя при этом сульфид марганца. В результате диффузионных процессов и растворения крупных включений при выплавке и изготовлении проката в металле образуются полости, заполненные сульфидом марганца. В работе [25] указывается на то, что при увеличении содержания марганца в твердом растворе происходит снижение растворимости серы из-за протекания химической реакции между серой и марганцем, в результате которой образуется сульфид. При содержании серы порядка 0,023 % возрастает размер и число включений сульфида марганца [26]. Такие включения представляют собой коррозионно-активные области, способствующие росту скорости коррозии металла в локальной области. Связано это с тем, что связь между подобными включениями и металлической матрицей материала слаба, что приводит к удалению данного соединения и образованию полости на поверхности при внешнем воздействии. Из-за слабого диффузионного



a



б

Рис. 2. Структура образцов после закалки, полученная на растровом электронном микроскопе:

a – режим съемки 1; *б* – режим съемки 2

Fig. 2. The structure of the samples after water quenching, obtained using a scanning electron microscope:

a – shooting mode 1; *б* – shooting mode 2

отвода агрессивное действие коррозионной среды в данной области возрастает [20]. На рис. 3 представлен фрагмент трубы, изготовленный из стали 09Г2С, с наблюдаемыми коррозионными повреждениями, имеющими характерную форму питтингов.

При отпуске происходит процесс распада мартенсита, приводящий к формированию ферритно-карбидной смеси с зернистой морфологией карбидов [20]. При этом протекающие процессы приводят к изменению формы включений от округлых к пластинчатым. Приближение структуры к равновесному состоянию сопровождается перераспределением элементов, которое

происходит вследствие диффузных процессов, возникающих при нагреве исходной закаленной структуры, т. е. в условиях высокой плотности межфазных границ и малых путей диффузии через игольчатую смесь фаз [30].

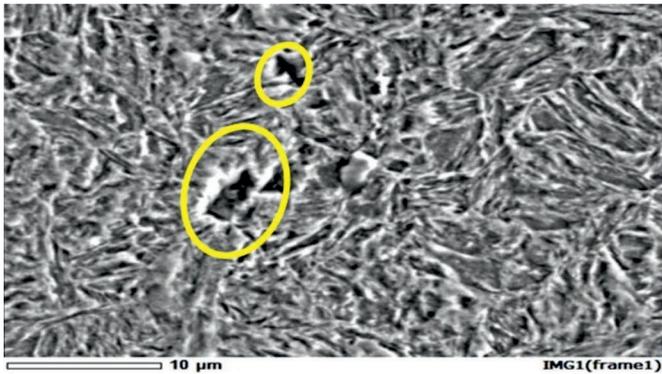
При низком отпуске (200 °С) происходит увеличение балла зерна мартенсита с 2 до 5. Области с фазой феррита и перлита практически не изменяются. При отпуске атомы углерода и других примесей, имеющих в составе стали, диффундируют из пересыщенного твердого раствора мартенсита в структурные несовершенства кристаллического строения, такие как дислокации и межзеренные границы. В резуль-



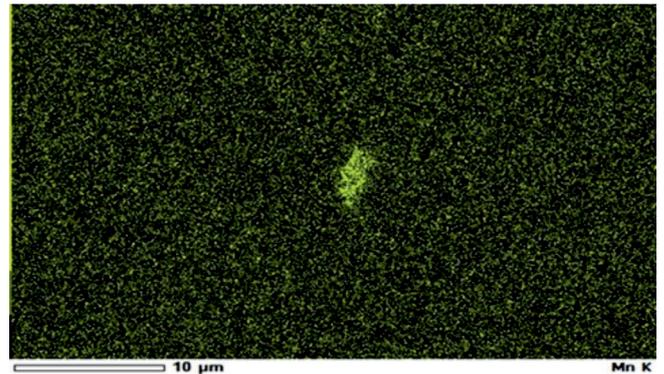
Рис. 3. Фрагмент трубы после пребывания в морской воде

Fig. 3. Fragment of a pipe after being in sea water

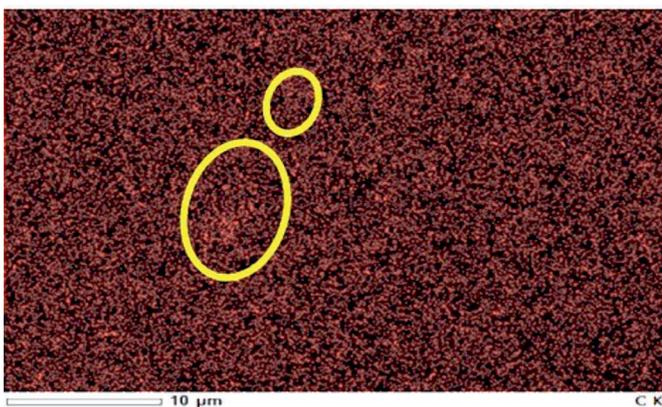
тате взаимодействия углерода и пограничного слоя, который представляет собой обедненный мартенсит или ферритную фазу, происходит образование карбидных фазовых составляющих. Возникновение областей с пониженным содержанием углерода приводит к снижению общей твердости стали. Из-за высокой плотности дефектов кристаллического строения первичной фазы (мартенсита) образующаяся перлитно-ферритная структура также будет иметь высокую плотность дефектов и сильно искажена. В такой структуре происходит искажение формы включений сульфида марганца. Они начинают приобретать эллипсоидную форму (рис. 4). Кроме того, в область нахождения сульфида начинает диффундировать углерод, образуя вокруг него облака.



а



б



в



г

Рис. 4. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после низкого отпуска:

а – сферические включения на микрофотографиях, полученных на растровом электронном микроскопе; б – распределение марганца на микрофотографии, приведенной на рис. а; в – распределение углерода на микрофотографии, приведенной на рис. а; г – распределение серы на микрофотографии, приведенной на рис. а

Fig. 4. Inclusions of manganese sulfide in a 09Mn2Si steel sample after low-temperature tempering: а – spherical inclusions in a micrograph obtained using a scanning electron microscope; б – the distribution of manganese in the micrograph shown in а; в – the distribution of carbon in the micrograph shown in а; г – the distribution of sulfur in the micrograph shown in а

При дальнейшем увеличении температуры отпуска до 350 °С происходит увеличение балла зерна мартенсита до 7. При этом стоит отметить, что некоторая доля мартенсита начинает распадаться на феррит и перлит. Происходит диффузионный отток углерода из мартенситной матрицы [22, 25]. Данные процессы, протекающие в структуре, приводят к разупрочнению, что связано с уменьшением внутренних напряжений и, как следствие, уменьшением дефектности кристаллической решетки из-за снижения плотности дислокаций и различных дефектов строения, а также более низкой твердостью образовавшейся фазы феррита [27–30, 31–34]. Данный процесс наглядно отражает зависимость величины внутренних напряжений от температуры отпуска, результаты которого представлены в работе [21] и основаны на анализе рентгеновских дифрактограмм, снятых на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 [35]. Результаты показывают, что при увеличении температуры отпуска в данном температурном диапазоне происходит снижение величины внутренних напряжений.

Снятие искажений кристаллической решетки цементита, входящего в состав перлита, приводит к его переходу в равновесное состояние, в результате чего цементит становится «высококоэрцитивным». Однако уменьшение количества мартенсита и увеличение обедненных фаз (как мартенсита, так и феррита) приводит к снижению общего уровня как твердости, так и коэрцитивной силы. Последнее, в свою очередь, связано с малым вкладом в общую величину в соответствии с теорией «включений» Керстена. При повышении температуры сульфид марганца под действием внутренних сил вытягивается в направлении действия внутренних напряжений в виде продолговатых включений или цепочек [21]. Коэффициент термического расширения сульфида марганца выше, чем у железа [22, 23], поэтому при охлаждении материала данное соединение испытывает большее сжатие, чем основная матрица [24]. В результате наблюдается появление удлиненных частиц сульфида марганца (рис. 5). Кроме того, стоит принять во внимание и процессы, обусловленные сдерживанием дислокаций на примесных элементах структуры при их взаимодействии через атмосферы Коттрелла.

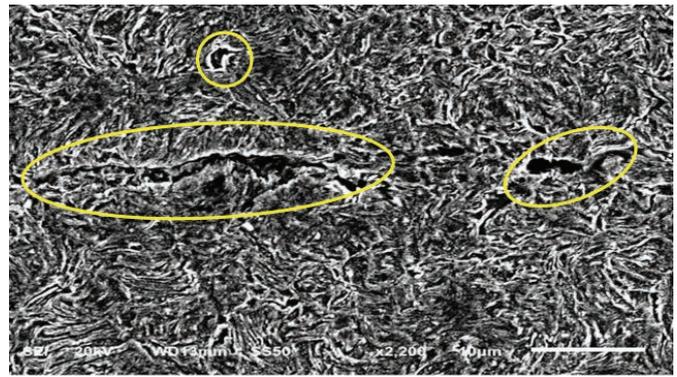


Рис. 5. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после среднего отпуска (350 °С)

Fig. 5. Inclusions of manganese sulfide in a 09Mn2Si steel sample after medium-temperature tempering (350 °С)

В сталях с низким содержанием легирующих элементов подвижность дефектов кристаллической решетки в виде дислокаций имеет высокое значение, так как сильно влияет на величину твердости, которая достаточно быстро снижается с повышением температуры отпуска. Стоит также отметить, что наличие легирующих элементов, например таких как Mn, в составе стали в процессе отпуска могут легировать цементит [27].

При температуре отпуска 500 °С структура преобразуется в ферритно-перлитную с незначительным процентом наблюдаемой фазы остаточного мартенсита. Такой отпуск снижает плотность дислокаций и плоскостных дефектов кристаллического строения.

В результате перехода искаженного цементита в более равновесное состояние доля феррита в такой смеси достигает 60,9 %; доля перлита – 39,1 %. Общий балл структуры 7. При данной температуре происходит дальнейшее вытягивание сульфидов марганца вдоль границ зеренной структуры, что связано с увеличением пластичности данного соединения. Атмосферы, образованные диффундирующими атомами углерода, формируют вокруг включений дополнительные области с высокой коррозионной активностью (рис. 6).

При дальнейшем увеличении температуры до 650 °С структура приобретает равновесное состояние. Наблюдается появление зернистого перлита. Доля феррита составляет 64,6 %, доля перлита – 35,4 %, балл структуры – 7. Балл пер-

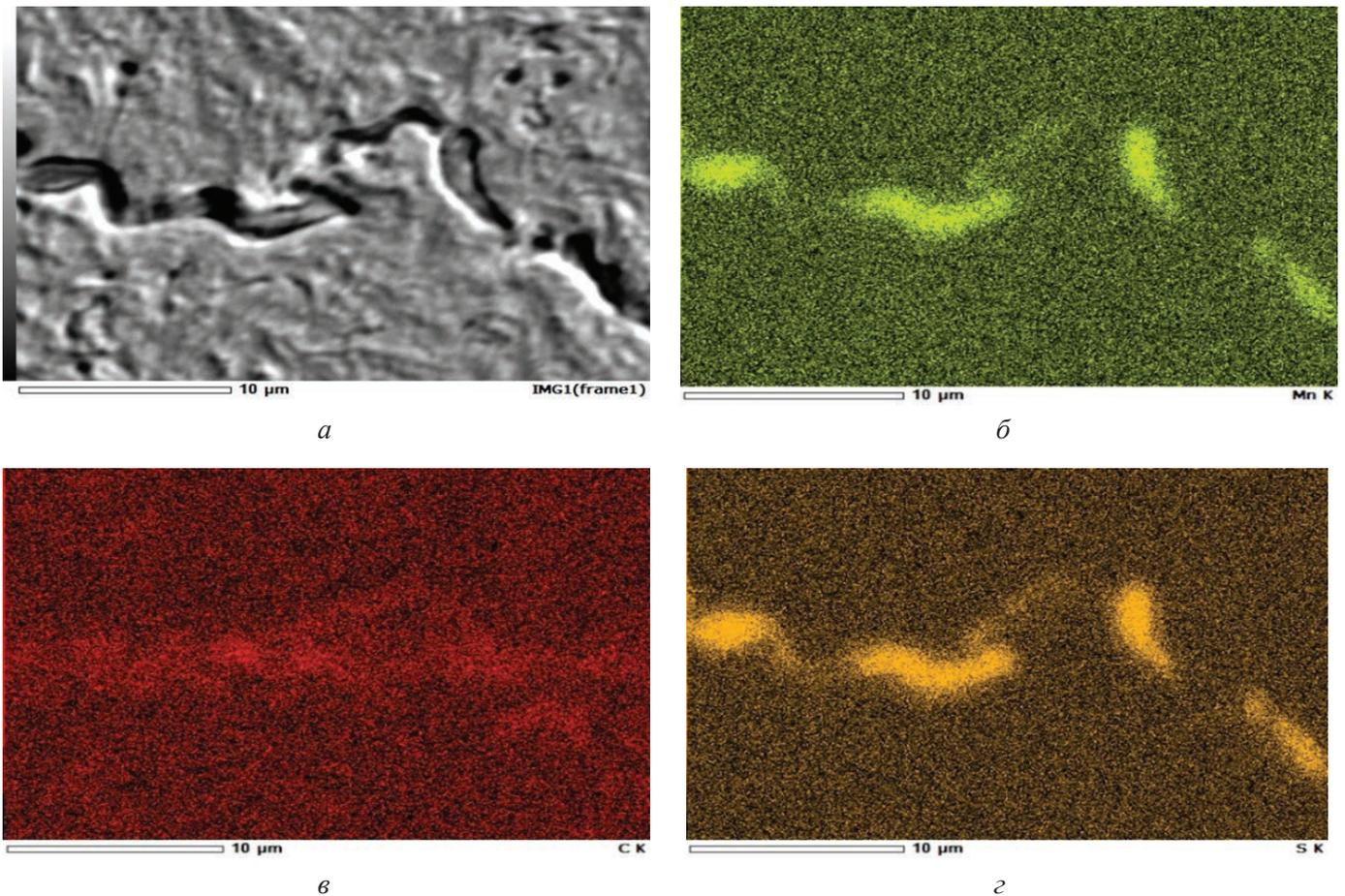


Рис. 6. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после среднего отпуска (500 °С):
 а – включения на микрофотографиях, полученных на растровом электронном микроскопе; б – распределение марганца на микрофотографии, приведенной на рис. а; в – распределение углерода на микрофотографии, приведенной на рис. а; г – распределение серы на микрофотографии, приведенной на рис. а

Fig. 6. Inclusions of manganese sulfide in a 09Mn2Si steel sample at an after medium-temperature tempering (500 °C):
 а – inclusions in a micrograph obtained using a scanning electron microscope; б – the distribution of manganese in the micrograph shown in а; в – the distribution of carbon in the micrograph shown in а; г – the distribution of sulfur in the micrograph shown in а

литного зерна начинает увеличиваться из-за процесса коагуляции частиц цементита, входящих в состав механической смеси. Структура приближается к равновесному состоянию [22–25], обуславливая тем самым уменьшение величины внутренних напряжений. Увеличение числа зерен происходит из-за дробления фазы феррита. Хотя размер зерен перлита возрастает, из-за появления более мелких зерен феррита происходит уменьшение среднего размера зерна, наблюдаемого на микрошлифе. Увеличение количества зерен и дисперсности системы в целом приводит к увеличению межзеренных границ. Дробление продолжается до

достижения зерном «критического размера». Уменьшение внутренних напряжений в такой ситуации связано с уменьшением искажений кристаллической решетки в результате увеличения протяженности границ между зернами. Твёрдость материала из-за этих процессов снижается. Углерод, диффундировавший в области включения MnS, перераспределяется в матрице между образующимися фазами (рис. 7).

В результате данных процессов скорость коррозии такого материала снижается (рис. 8). Подробнее с результатами коррозионных исследований рассматриваемой стали можно ознакомиться в работе [16].

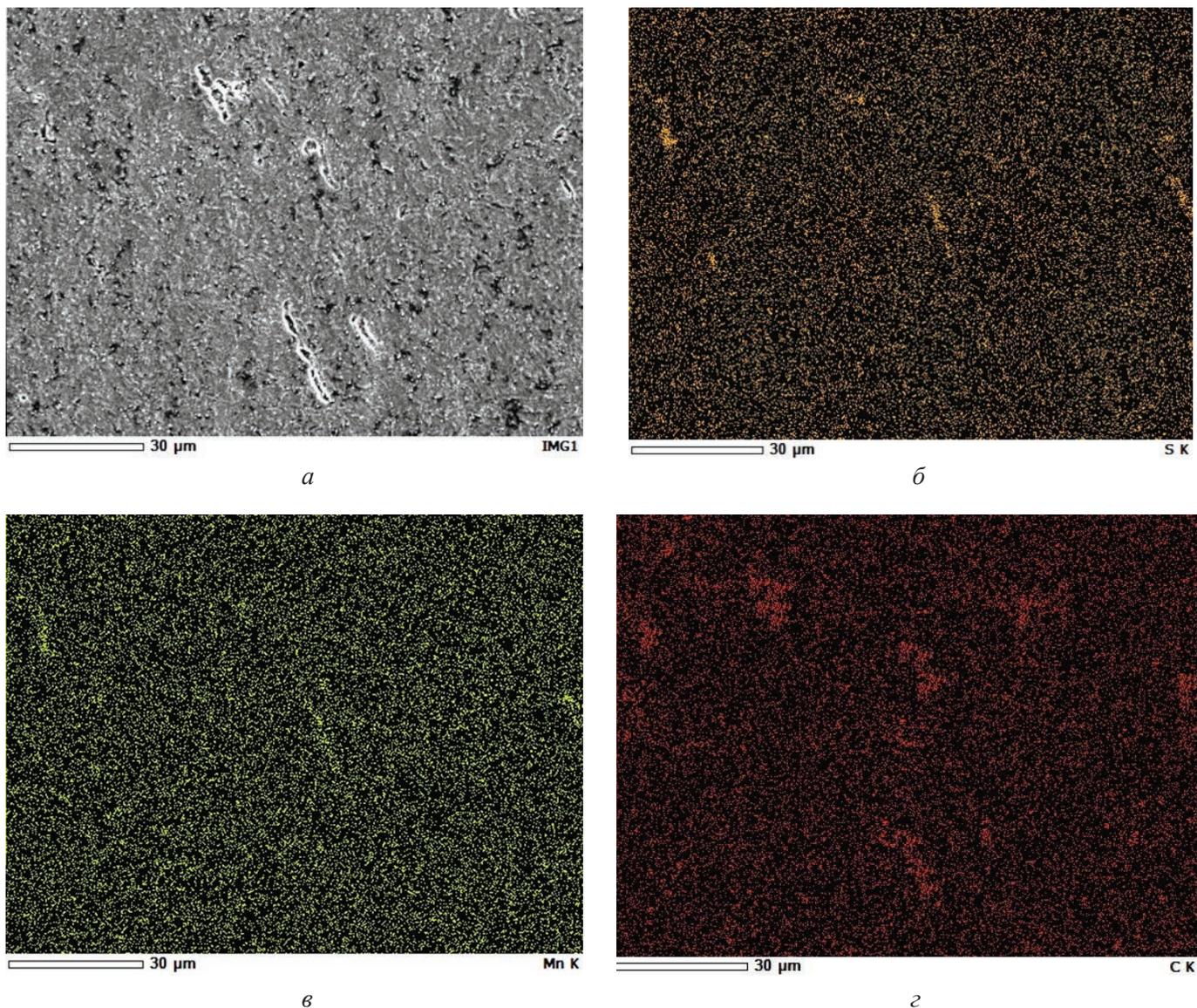


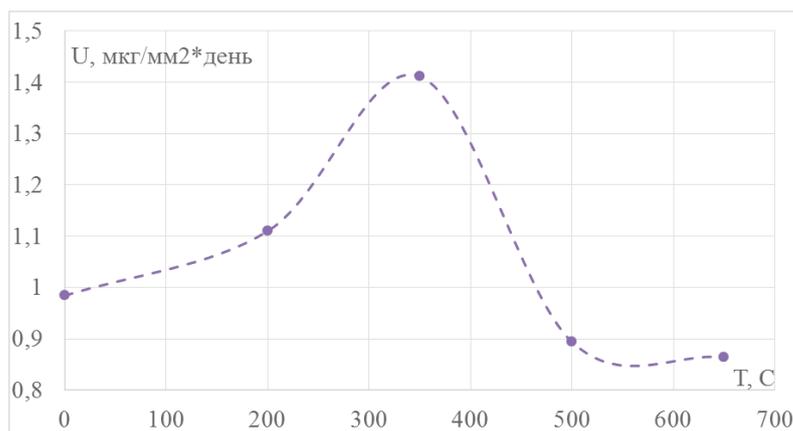
Рис. 7. Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С после среднего отпуска (650 °С):
a – снимок, полученный на РЭМ; *б* – распределение серы по поверхности; *в* – распределение марганца по поверхности; *з* – распределение углерода по поверхности

Fig. 7. Inclusions of manganese sulfide in a sample of steel 09Mn2Si after medium-temperature tempering (650 °C):

a – an image obtained by SEM; *б* – distribution of sulfur over the surface; *в* – distribution of manganese over the surface; *з* – distribution of carbon over the surface

Рис. 8. Скорость коррозии образцов из стали 09Г2С при различной температуре отпуска в морской воде

Fig. 8. Corrosion rate of steel 09Mn2Si samples at different tempering temperatures in seawater



Выводы

1. При анализе полученных результатов установлено, что в низколегированной малоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С в большинстве случаев присутствуют неметаллические включения типа сульфида марганца, образующегося при процессе производства данной стали в области зеренных границ в виде сферических включений. При нагреве этой стали до температур межкритического перехода, в которой образуется ферритно-мартенситная структура, данное соединение не претерпевает существенных изменений. Наличие таких включений существенным образом отражается на прочностных и коррозионных свойствах. Сульфид марганца выступает в роли точки зарождения процесса коррозии.

2. Обнаружено, что вокруг включений при сильной искаженности кристаллической решетки происходит образование ореола из диффундирующего из основной матрицы углерода, что приводит к изменению состава материала в локальной области, а следовательно, и отличию механических и коррозионных свойств.

3. При повышении температуры отпуска происходит снижение дефектности кристаллической решетки за счет уменьшения количества дислокаций, распада неустойчивой фазы мартенсита. В результате этого снижаются внутренние напряжения. Однако происходит деформация менее прочных включений сульфида марганца. Они начинают приобретать вытянутую форму. Это приводит к увеличению коррозионно-активной области. При высоком отпуске в результате снижения дефектности структуры и завершении процесса распада мартенсита происходит обратное диффундирование углерода в обедненные области. В результате вокруг включений наблюдается увеличение концентрации данного элемента. Такие процессы приводят к некоторому увеличению стойкости материала к коррозионным процессам.

Список литературы

1. Сазонов Б.Г. Влияние вторичной закалки из межкритического интервала на склонность стали к обратной отпускной хрупкости // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1957. – № 4. – С. 30–34.
2. Полякова А.М., Садовский В.Д. Межкритическая закалка конструкционных сталей // *Металлове-*

дение и термическая обработка металлов. – 1970. – № 1. – С. 5–8.

3. Васильева А.Г., Гуляева Т.В., Сазонов В.Г. Влияние исходной структуры и скорости нагрева на свойства стали после межкритической закалки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1981. – № 5. – С. 52–56.

4. Коган Л.И., Матрохина Э.Ф., Энтин Р.И. Влияние аустенитизации в межкритическом интервале температур на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей // *Физика металлов и металловедение*. – 1981. – Т. 52, вып. 6. – С. 1232–1241.

5. Голованенко С.А., Фоништейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. – М.: *Металлургия*, 1986. – 207 с.

6. Виноград М.И., Громова Г.П. Включения в легированных сталях и сплавах. – М.: *Металлургия*, 1972. – 215 с.

7. Колотыркин Я.М., Фрейман Л.И. Роль неметаллических включений в коррозионных процессах // *Итоги науки и техники. Серия: Коррозия и защита от коррозии*. – М., 1978. – Т. 6. – С. 5–52.

8. Рябов Р.А., Гельд П.В. К вопросу о механизме образования флокенов // *Металлы*. – 1975. – № 6. – С. 114–116.

9. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей / И.И. Реформатская, И.Г. Родионова, Ю.А. Бейлин, Л.А. Нисельсон, А.Н. Подобаев // *Защита металлов*. – 2004. – Т. 40, № 5. – С. 498–504.

10. Родионова И.Г., Бакланова О.Н., Зайцев А.И. О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей // *Металлы*. – 2004. – № 5. – С. 13–19.

11. Роль неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов и других видов металлопродукции и оборудования из углеродистых и низколегированных сталей / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, Г.А. Филиппов, И.И. Реформатская, А.Н. Подобаев, С.Д. Зинченко, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, В.Я. Тишков, А.В. Голованов, В.И. Столяров, А.В. Емельянов, Е.Я. Кузнецова // *Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях: сборник трудов научно-практического семинара*. – М., 2005. – С. 7–15.

12. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of metal products made of plain-carbon and low-alloy steels / I.G. Rodionova, O.N. Baklanova, G.A. Filippov, I.I. Reformatzskaya, A.N. Podobaev, S.D. Zinchenko, M.V. Filatov, S.V. Efimov, V.Ya. Tishkov, A.V. Golovanov, V.I. Stolyarov, A.V. Emel'yanov, E.Ya. Kuznetsova // *Metallurgist*. – 2005. – Vol. 49, N 3–4. – P. 125–130. – DOI: 10.1007/s11015-005-0065-3.

13. ГОСТ 1778–70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений: взамен ГОСТ 1778–62: введен 01.01.1972. – М.: Изд-во стандартов, 1970. – 50 с.

14. Источники возникновения в стали коррозионно-активных неметаллических включений и пути предотвращения их образования / А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, В.В. Мальцев, О.Н. Бакланова, С.Д. Зинченко, А.М. Ламухин, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, А.Б. Лятин, А.А. Клачков, В.О. Красильников // *Металлы*. – 2005. – № 2. – С. 3–11.

15. Сандомирский С.Г. Анализ связи коэрцитивной силы с временным сопротивлением углеродистых сталей // *Сталь*. – 2016. – № 9. – С. 62–65.

16. Определение взаимосвязи фактора разности зернистости и скорости коррозии конструкционной стали / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 106–125. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22-3-106-125.

17. Оценка влияния дисперсности структуры стали на магнитные и механические свойства / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 93–110. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23-4-93-110.

18. Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки стали. – М.: *Металлургия*, 1986. – 424 с.

19. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. – М.: *Металлургия*, 1975. – 208 с.

20. Анализ коррозионного поведения стали 3 в хлоридных растворах с помощью нейронных сетей / В.Д. Киселев, С.М. Ухловцев, А.Н. Подобаев, И.И. Реформатская // *Защита металлов*. – 2006. – Т. 42, № 5. – С. 493–499.

21. Онищенко А.К., Беклемишев Н.Н. Теория промышленнойковки стали и сплавов: монография / под ред. А.К. Онищенко. – М.: *Спутник+*, 2011. – 245 с.

22. Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С. Водород и несовершенства структуры металла. – М.: *Металлургия*, 1979. – 219 с.

23. Вороненко Б.И. Водород и флокены в стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1997. – № 11. – С. 12–18.

24. Фоминых Е.А. Совершенствование технологии производства конструкционной легированной стали для крупных поковок: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / Южно-Уральский государственный университет. – Челябинск, 2007. – 179 с.

25. *Turkdogan E.T., Ignatowicz S., Pearson J.* The solubility of sulphur in iron and iron-manganese alloys // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1955. – Vol. 180. – P. 349–354.

26. *Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Оженко А.П.* Неметаллические включения и свойства стали. – М.: *Металлургия*, 1980. – 174 с.

27. *Huffman G.P., Errington P.R., Fisher R.M.* Mössbauer study of the Fe–Mn carbides $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ and $(\text{Fe}_{1.1}\text{Mn}_{3.9})\text{C}_2$ // *Physica Status Solidi*. – 1967. – Vol. 22 (2). – P. 473–481.

28. *Schaaf P., Wiesen S., Gonser U.* Mössbauer study of iron carbides: cementite $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$ ($\text{M} = \text{Cr}, \text{Mn}$) with various manganese and chromium contents // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1992. – Vol. 40, N 2. – P. 373–379.

29. *Шановалов В.И., Трофименко В.В.* Флокены и контроль водорода в стали. – М.: *Металлургия*, 1987. – 160 с.

30. О влиянии роли неметаллических включений особого типа на ускорение процессов локальной коррозии труб нефтепромыслового назначения / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, Г.А. Филиппов, С.Д. Зинченко, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, В.И. Столяров, Е.Я. Кузнецова // *Сталь*. – 2005. – № 1. – С. 86–88.

31. *Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г.* Основы термической обработки стали. – Екатеринбург: УрО РАН, 1999. – 495 с.

32. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure / R. Uejji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka, A. Takemura, K. Kunishige // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59, iss. 9. – P. 963–966. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.

33. Влияние зернограничных сегрегаций на температуры мартенситного превращения в бикристаллах NiTi / Р.И. Бабичева, А.С. Семенов, С.В. Дмитриев, К. Жоу // *Письма о материалах*. – 2019. – Т. 9, № 2. – С. 162–167. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.

34. Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling / M. Li, M.A. Kirk, P.M. Baldo, D. Xu, B.D. Wirth // *Philosophical Magazine*. – 2012. – Vol. 92 (16). – P. 2048–2078. – DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

35. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method / R. Sokolov, V. Novikov, A. Venedictov, K. Muratov // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 19 (5). – P. 2584–2585. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The effect of heat treatment on the formation of MnS compound in low-carbon structural steel 09Mn2Si

Roman Sokolov ^{a,*}, Vitaly Novikov ^b, Ilja Kovenskij ^c, Kamil Muratov ^d,
Anatolii Venediktov ^e, Larisa Chaugarova ^f

Tyumen Industrial University, 38 Volodarskogo, Tyumen, 625000, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>, falcon.rs@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>, vitaly.nowikov2017@yandex.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-3241-8084>, [kovenskijm@tyuiu.ru](mailto:kovenskiijm@tyuiu.ru), ^d <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>, muratows@mail.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>, annattolij@gmail.com, ^f <https://orcid.org/0000-0002-6376-2868>, chaugarovalz@tyuiu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 June 2022

Revised: 11 July 2022

Accepted: 08 September 2022

Available online: 15 December 2022

Keywords:

SEM

Microstructure

MnS compound

Structural steel

Nonmetallic inclusions

Grain size

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. The properties of steels are determined by many factors, including the manufacturing process and subsequent treatment. Some features of these processes lead to the fact that in steel, apart from alloying elements added to obtain a certain level of physical and mechanical properties, there are also foreign impurities that enter it at various stages. Foreign elements can not only dissolve in the matrix, but also participate in the formation of particles of nonmetallic inclusions acting as defects. Its presence significantly affects the performance characteristics of the material. That is why it is necessary to understand the processes that lead to the appearance of nonmetallic inclusions and affect its shape. **Purpose:** to consider the effect of heat treatment, leading to the appearance of a ferrite-martensitic structure, on the shape and size of nonmetallic inclusions; to determine its influence on the physical and mechanical properties of the material. **In the work,** samples of rolled steel 09Mn2Si after heat treatment are studied. **Research methods.** To study the properties and structure of steel 09Mn2Si, the following methods were used: scanning electron microscopy – to study the structure of the material, chemical composition in the local area and the site under study and to determine the accumulation of impurities; SIAMS 800 software and hardware complex – to compare the structure of the material with the atlas of microstructures, to determine the score of the grain structure, differences in the structural and phase composition occurring during heat treatment; portable X-ray fluorescence analyzer of metals and alloys X-MET 7000 - to determine the chemical composition of the samples under study in percentage terms; Vickers hardness tester with a preload of 20 kg – to measure the hardness of the samples under study. **Results and discussions.** It is found that in the low-alloy low-carbon structural steel 09Mn2Si in most cases there are nonmetallic inclusions of the type of manganese sulfide formed during its manufacture. When this steel is heated to the temperatures of the intercritical transition, this compound is formed in the area of grain boundaries in the form of spherical inclusions. The presence of these inclusions significantly affects the strength and corrosion properties. Manganese sulfide acts as the point of the corrosion process initiation.

For citation: Sokolov R.A., Novikov V.F., Kovenskij I.M., Muratov K.R., Venediktov A.N., Chaugarova L.Z. The effect of heat treatment on the formation of MnS compound in low-carbon structural steel 09Mn2Si. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 113–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126. (In Russian).

References

1. Sazonov B.G. Vliyanie vtorichnoi zakalki iz mezhkriticheskogo intervala na sklonnost' stali k obratimoi otpusknui khрупkosti [The influence of secondary hardening from the intercritical interval on the tendency of steel to reversible tempering brittleness]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1957, no. 4, pp. 30–34. (In Russian).

* Corresponding author

Sokolov Roman A., Post-graduate Student, Assistant
Tyumen Industrial University,
38 Volodarskogo str.,
625000, Tyumen, Russian Federation
Tel.: 8 (919) 925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

2. Polyakova A.M., Sadovskii V.D. Mezhkriticheskaya zakalka konstruktsionnykh staley [“Intercritical quenching” of structural steels]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1970, no. 1, pp. 5–8. (In Russian).

3. Vasil’eva A.G., Gulyaeva T.V., Sazonov V.G. Vliyanie iskhodnoi struktury i skorosti nagreva na svoistva stali posle mezhkriticheskoi zakalki [Influence of original structure and heating rate on the properties of steel after hardening from the intercritical range]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1981, no. 5, pp. 52–56. (In Russian).

4. Kogan L.I., Matrokhina E.F., Entin R.I. Vliyanie austenitizatsii v mezhkriticheskom intervale temperatur na strukturu i svoistva nizkouglerodistykh staley [Influence of austenitization in the intercritical temperature range on the structure and properties of low-carbon steels]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 1981, vol. 52, no. 6, pp. 1232–1241. (In Russian).

5. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. *Dvukhfaznye nizkolegirovannye stali* [Two-phase low-alloy steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 207 p.

6. Vinograd M.I., Gromova G.P. *Vklyucheniya v legirovannykh stalyakh i splavakh* [Inclusions in alloyed steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. 215 p.

7. Kolotyarkin Ya.M., Freiman L.I. Rol’ nemetallicheskih vklyuchenii v korroziionnykh protsessakh [The role of nonmetallic inclusions in corrosion processes]. *Itogi nauki i tekhniki. Seriya: Korroziya i zashchita ot korrozii* [Results of science and technology. Series: Corrosion and corrosion protection]. Moscow, 1978, vol. 6, pp. 5–52.

8. Ryabov R.A., Geld P.V. K voprosu o mekhanizme obrazovaniya flokenov [On the question of the mechanism of formation of flocks]. *Metally = Russian Metallurgy (Metally)*, 1975, no. 6, pp. 114–116. (In Russian).

9. Reformatskaya I.I., Rodionova I.G., Beilin Yu.A., Nisel’son L.A., Podobaev A.N. Rol’ nemetallicheskih vklyuchenii i mikrostruktury v protsesse lokal’noi korrozii uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [The effect of nonmetal inclusions and microstructure on local corrosion of carbon and low-alloyed steels]. *Zashchita metallov = Protection of Metals*, 2004, vol. 40, no. 5, pp. 498–504. (In Russian).

10. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Zaitsev A.I. O roli nemetallicheskih vklyuchenii v uskorenii protsessov lokal’noi korrozii neftepromyslovykh truboprovodov iz uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [On the role of nonmetallic inclusions in the acceleration of local corrosion of oil-field pipelines made of carbon and low-alloy steels]. *Metally = Russian Metallurgy (Metally)*, 2004, no. 5, pp. 13–19. (In Russian).

11. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Filippov G.A., Reformatskaya I.I., Podobaev A.N., Zinchenko S.D., Filatov M.V., Efimov S.V., Tishkov V.Ya., Golovanov A.V., Stolyarov V.I., Emelyanov A.V., Kuznetsova E.Ya. [The role of non-metallic inclusions in accelerating the processes of local corrosion of oilfield pipelines and other types of metal products and equipment made of carbon and low-alloy steels]. *Korroziionno-aktivnye nemetallicheskie vklyucheniya v uglerodistykh i nizkolegirovannykh stalyakh* [Corrosion-active nonmetallic inclusions in carbon and low-alloy steels: Proceedings of the scientific and practical seminar]. Moscow, 2005, pp. 7–15. (In Russian).

12. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Filippov G.A., Reformatskaya I.I., Podobaev A.N., Zinchenko S.D., Filatov M.V., Efimov S.V., Tishkov V.Ya., Golovanov A.V., Stolyarov V.I., Emelyanov A.V., Kuznetsova E.Ya. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of metal products made of plain-carbon and low-alloy steels. *Metallurgist*, 2005, vol. 49, no. 3–4, pp. 125–130. DOI: 10.1007/s11015-005-0065-3.

13. GOST 1778–70. *Stal’*. *Metallograficheskie metody opredeleniya nemetallicheskih vklyuchenii* [State Standard 1778–70. Steel. Metallographic methods for the determination of nonmetallic inclusions]. Moscow, Standards Publ., 1970. 50 p.

14. Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Mal’tsev V.V., Baklanova O.N., Zinchenko S.D., Lamukhin A.M., Filatov M.V., Efimov S.V., Lyatin A.B., Klachkov A.A., Krasil’nikov V.O. Istochniki vozniknoveniya v stali korroziionno-aktivnykh nemetallicheskih vklyuchenii i puti predotvrashcheniya ikh obrazovaniya [Sources of corrosion-active nonmetallic inclusions in steels and methods to prevent their formation]. *Metally = Russian Metallurgy (Metally)*, 2005, no. 2, pp. 3–11. (In Russian).

15. Sandomirskii S.G. Analiz svyazi koertsitivnoi sily s vremennym soprotivleniem uglerodistykh staley [Coercive force and strength of carbon steel]. *Stal’ = Steel in Translation*, 2016, no. 9, pp. 62–65. (In Russian).

16. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Opredelenie vzaimosvyazi faktora raznozernitosti i skorosti korrozii konstruktsionnoi stali [Determination of the relationship between the factor of grain size factor and the corrosion rate of structural steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 106–125. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125.

17. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Otsenka vliyaniya dispersnosti struktury stali na magnitnye i mekhanicheskie svoistva [Assessment of the effect of the steels structure dispersion on its magnetic

and mechanical properties]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4. pp. 93–110. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-93-110.

18. Bashnin Yu.A., Ushakov B.K., Sekei A.G. *Tekhnologiya termicheskoi obrabotki stali* [Technology of heat treatment of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 424 p.

19. Novikov I.I. *Defekty kristallicheskogo stroeniya metallov* [Defects in the crystal structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 208 p.

20. Kiselev V.D., Ukhlovtssev S.M., Podobaev A.N., Reformatskaya I.I. Analiz korrozionnogo povedeniya stali 3 v khloridnykh rastvorakh s pomoshch'yu neironnykh setei [Analysis of corrosion behavior of steel 3 in chloride solutions by using neural networks]. *Zashchita metallov = Protection of Metals*, 2006, vol. 42, no. 5, pp. 493–499. (In Russian).

21. Onishchenko A.K., Beklemishev N.N. *Teoriya promyshlennoi kovki stali i splavov* [Theory of industrial forging of steel and alloys]. Moscow, Sputnik+ Publ., 2011. 245 p.

22. Gel'd P.V., Ryabov R.A., Kodes E.S. *Vodorod i nesovershenstva struktury metalla* [Hydrogen and imperfections of the metal structure]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 219 p.

23. Voronenko B.I. *Vodorod i flokeny v stali* [Hydrogen and flakes in steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1997, no. 11, pp. 12–18. (In Russian).

24. Fominykh E.A. *Sovershenstvovanie tekhnologii proizvodstva konstruktsionnoi legirovannoi stali dlya krupnykh pokovok*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improvement of the production technology of structural alloy steel for large forgings. PhD eng. sci. diss.]. South Ural State University. Chelyabinsk, 2007. 179 p.

25. Turkdogan E.T., Ignatowicz S., Pearson J. The solubility of sulphur in iron and iron-manganese alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1955, vol. 180, pp. 349–354.

26. Yavoiskii V.I., Rubenchik Yu.I., Okenko A.P. *Nemetallicheskie vklyucheniya i svoistva stali* [Nonmetallic inclusions and properties of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 174 p.

27. Huffman G.P., Errington P.R., Fisher R.M. Mossbauer study of the Fe–Mn carbides $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ and $(\text{Fe}_{1.1}\text{Mn}_{3.9})\text{C}_2$. *Physica Status Solidi*, 1967, vol. 22 (2), pp. 473–481.

28. Schaaf P., Wiesen S., Gonser U. Mössbauer study of iron carbides: cementite $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$ ($\text{M} = \text{Cr}, \text{Mn}$) with various manganese and chromium contents. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, vol. 40, no. 2, pp. 373–379.

29. Shapovalov V.I. Trofimenko V.V. *Flokeny i kontrol' vodoroda v stali* [Flockens and hydrogen control in steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 160 p.

30. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Filippov G.A., Zinchenko S.D., Filatov M.V., Efimov S.V., Stolyarov V.I., Kuznetsova E.Ya. O vliyaniy roli nemetallicheskiy vklyucheniy osobogo tipa na uskorenie protsessov lokal'noi korrozii trub neftepromyslovogo naznacheniya [Influence of special nonmetallic inclusions on the acceleration of local corrosion in oil-field pipe]. *Stal' = Steel in Translation*, 2005, no. 1, pp. 86–88. (In Russian).

31. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoi obrabotki stali* [Fundamentals of heat treatment of steel]. Ekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 1999. 495 p.

32. Ueji R., Tsuchida N., Terada D., Tsuji N., Tanaka Yu., Takemura A., Kunishige K. Tensile properties and twinning of high-manganese austenitic steel with fine-grained structure. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 59, iss. 9, pp. 963–966. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.

33. Babicheva R.I., Semenov A.S., Dmitriev S.V., Zhou K. Vliyanie zernogranichnykh segregatsii na temperatury martensitnogo prevrashcheniya v bikristallakh NiTi [Effect of grain boundary segregation on martensitic transformation temperatures in NiTi bicrystals]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2019, vol. 9 (2), pp. 162–167. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.

34. Li M., Kirk M.A., Baldo P.M., Xu D., Wirth B.D. Investigation of the evolution of defects by the TEM method with ion irradiation in situ and coordinated modeling. *Philosophical Journal*, 2012, vol. 92 (16), pp. 2048–2078. DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

35. Sokolov R.A., Novikov V.F., Venediktov A.N., Muratov K.R. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 19 (5), pp. 2584–2585. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).