



Пинчук С. И. /д. т. н./, Губенко С. И. /д. т. н./,
Белая Е. В. /к. т. н./
НМетАУ

Влияние химических включений в сталях на коррозионные повреждения железнодорожных колес при эксплуатации

Исследовано влияние неметаллических включений на склонность колесной стали к коррозионному растрескиванию и усталостную прочность в коррозионных средах. Показана степень вредного влияния различных химических включений на механические характеристики сталей в коррозионноактивных средах при эксплуатации. Ил. 4. Табл. 4. Библиогр.: 10 назв.

Ключевые слова: неметаллические включения, колеса, коррозия, механические свойства

The influence of non-metallic inclusions on the wheel steel susceptibility of stress corrosion cracking and fatigue resistance in corrosive medium is investigated. The degree of deleterious effect of various chemical inclusions on steel mechanical characteristics in corrosive medium and while exploitation is shown.

Keywords: non-metallic inclusions, wheels, corrosion, mechanical properties

В процессе эксплуатации железнодорожных колес происходят химические и физико-химические взаимодействия поверхности металла с агрессивными компонентами окружающей среды при одновременном воздействии динамических нагрузок. Процессы коррозии стали, а также их влияние на структурные изменения в колесах при эксплуатации описаны в работе [1]. Исследования изношенных после эксплуатации колес показали, что, как правило, центрами зарождения коррозионных повреждений при эксплуатации являются неметаллические включения [2]. Исследовали влияние неметаллических включений на зарождение коррозионных повреждений в различных химических средах, что позволило определить и объяснить степень вредного влияния разных включений на изучаемый процесс [3].

Цель работы

Изучение влияния неметаллических включений на механические свойства колесной стали после воздействия различных химических сред.

Материалы и методики исследований

Исследования проводили на стальных образцах, полученных в специальных плавках и программно загрязненных различными типами неметаллических включений (табл. 1), а именно: в плавке 1 – (Fe, Mn)S, FeS-MnS, в плавке 2 – Al₂O₃, MnO•Al₂O₃, в плавке 3 – SiO₂, MnO•SiO₂, FeO•SiO₂, в плавке 4 – TiCN. Процесс получения опытных сталей подробно описан в работе [3]. Примерно одинаковое содержание включений в опытных сталях обеспечивало корректность сопоставления результатов исследований.

Таблица 1
Химический состав колесной стали опытных плавков

Опытная плавка, №	Содержание элементов, %									
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Ti
1	0,57	0,73	0,34	0,054	0,011	0,12	0,11	0,20	-	-
2	0,59	0,73	0,35	0,024	0,012	0,12	0,12	0,18	0,14	-
3	0,58	0,75	0,67	0,025	0,012	0,14	0,12	0,15	-	-
4	0,59	0,73	0,35	0,026	0,011	0,12	0,13	0,15	-	0,15

Для испытания склонности колесной стали к коррозионному растрескиванию применяли ускоренный метод, предложенный в работах [4, 5]. На установке ИМ-12, снабженной приспособлением для использования жидкой коррозионной среды, проводили растяжение образцов со скоростью 1,8 мм/мин в средах 1 и 2, представляющих собой 5 %-ный водный раствор NaCl и 1 %-ный водный раствор H₂SO₄, соответственно [3]. Для сравнения проводили такие же испытания в воздушной среде. Выбранные среды имитировали те, в которых эксплуатируются железнодорожные колеса при воздействиях осадков и загрязнений [3].

На усталостную прочность проводили испытания образцов стали (Ø7,62 мм) плавков 1-4, имевших дисперсную феррито-перлитную структуру. Методика испытаний на машине типа НУ описана в [6]. Количество циклов нагружений 1×10⁶.

Результаты исследований и их обсуждение

Разрушение стали вследствие коррозионного растрескивания происходило внезапно, без за-

ПРОТИВОКОРРОЗИОННАЯ ЗАЩИТА МЕТАЛЛОВ

метной пластической деформации, при напряжениях, значительно более низких, чем предел прочности, при незначительной общей коррозии. Такое разрушение возможно только при одновременном воздействии на стальное изделие коррозионноактивной среды и либо растягивающих напряжений от внешних нагрузок, либо остаточных напряжений в изделии [4, 5].

При исследовании всех образцов после разного срока эксплуатации колес были обнаружены участки коррозионных повреждений (рис. 1). Коррозионные повреждения структуры стали происходят на всех этапах эксплуатации колес. В результате на их поверхности образуются неровности и раковины, заполненные оксидной фазой.

Глубина проникания коррозионных процессов в разных элементах колес с разным сроком эксплуатации различна, поскольку температурное поле, возникающее в железнодорожном колесе при эксплуатации, неоднородно. Так, разогрев колеса со стороны колодки при торможении может быть длительным, когда действует относительно небольшая нормальная сила, либо экстренным, когда со стороны колодки действует максимальная сила, а время торможения невелико. При условии длительного торможения, которое также периодически реализуется при эксплуатации, колесо прогревается более или менее равномерно, т. е. различия температур в разных его элементах невелики (в пределах 250-400 °С). При экстренном торможении наиболее интенсивно прогревается обод, особенно поверхность катания и его наружная часть, где температуры достигают 550-700 °С. Однако в тонком слое поверхности катания температура может достигать 1000 °С, о чем свидетельствует наличие «белых слоев». Зона пере-

хода обод-диск и предободная часть диска прогреваются до температур порядка 400 °С, средняя часть диска – примерно до 250 °С. Таким образом, торможение железнодорожного состава приводит к неоднородному распределению температуры по сечению колес, при этом в процессе эксплуатации торможение может происходить по разным режимам и это обуславливает довольно сложный характер термоциклических воздействий на колеса.

Условия эксплуатации железнодорожных колес и структурное состояние стали оказывают влияние на глубину и скорость проникания коррозионных процессов в элементах колеса. С увеличением длительности эксплуатации увеличивается глубина проникания коррозионных процессов. Наиболее сильному атмосферному воздействию подвержены обод, зона перехода обод-диск и предободная часть диска, где проявляется также влияние тепловых напряжений.

Следует ожидать, что неоднородное распределение тепловых напряжений в колесе в процессе эксплуатации влияет также на механизм образования оксидов коррозионного происхождения и состав оксидных фаз. В продуктах коррозии, образовавшихся в разных элементах колес, можно выделить однофазные и двухфазные. Последние имеют слоистую микроструктуру с наличием дисперсной (дисп.) второй фазы в оксидной матрице. Однофазные продукты коррозии представляют собой оксиды железа, содержащие также марганец и кремний. Содержание марганца увеличивается, а кремния – уменьшается при удалении от поверхности вглубь колеса (рис. 2а).

Петрографическим анализом продуктов коррозии, установлено, что базовыми оксидами в ободе, переходной части обод-диск и предо-

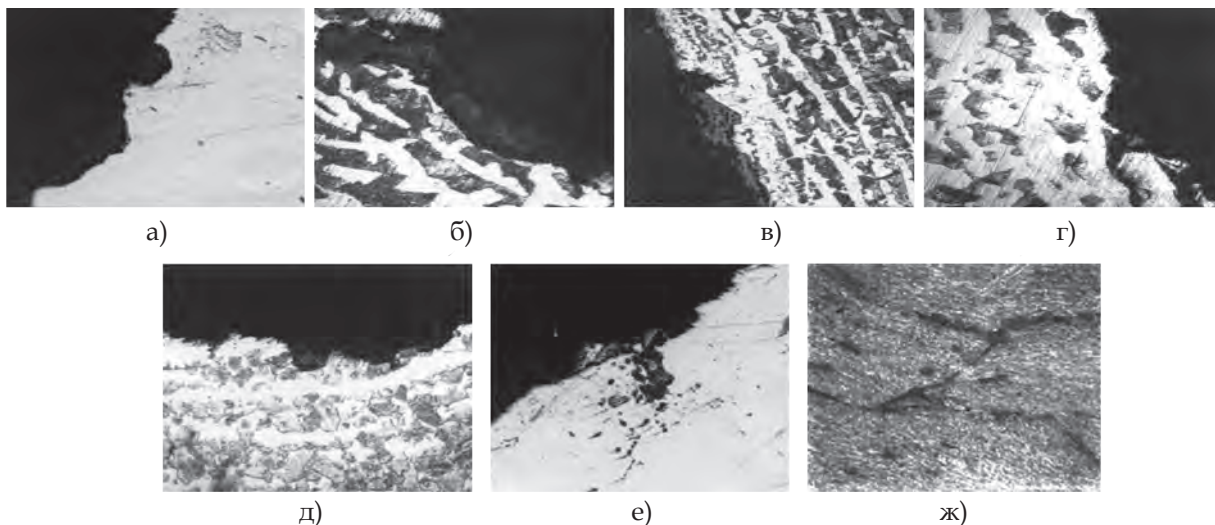


Рис. 1. Оксидные фазы коррозионного происхождения в разных элементах колес:

а – боковая поверхность обода; б – зона перехода обод-диск; в – центральная часть диска;
г – зона перехода диск-ступица; д, е – поверхность катания; а, б, д, е – $\times 200$; в, ж – $\times 100$; г – $\times 500$

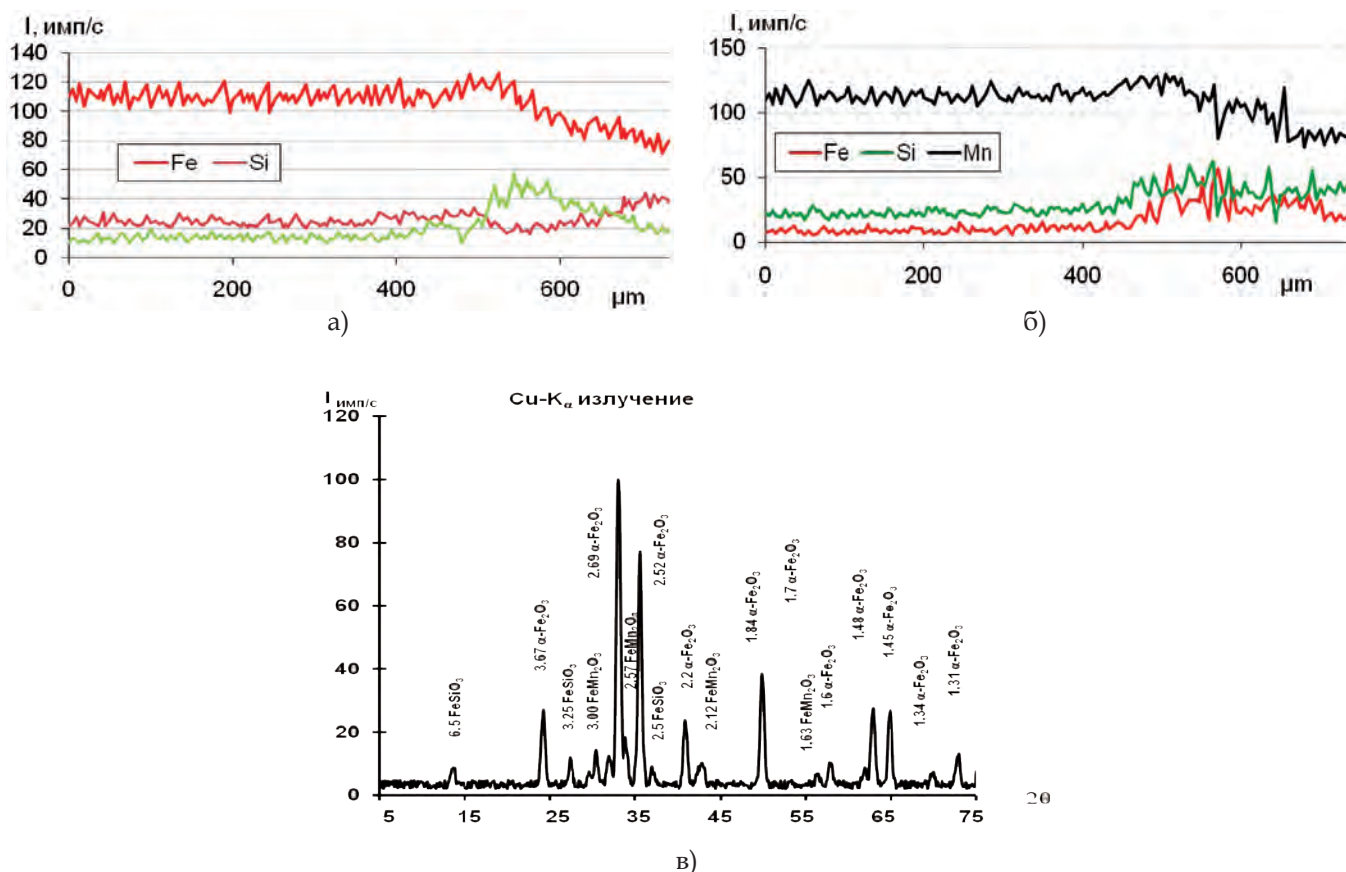


Рис. 2. Распределение химических элементов в оксидных фазах коррозионного происхождения (а, б) и фазовый состав продуктов коррозии колесной стали (в)

бодной части диска чаще всего являются Fe_2O_3 , реже – FeO , Fe_3O_4 . Оксид Fe_2O_3 чаще присутствует в виде метастабильной γ -модификации, являясь, очевидно, продуктом окисления при температурах ниже 350°C образовавшихся при более высоких температурах первичных оксидов FeO и Fe_3O_4 . Оксиды FeO и Fe_3O_4 как самостоятельные продукты коррозии встречаются редко. Известно, что оксид FeO при температурах ниже 560°C превращается в Fe_3O_4 и α -железо, но при резком охлаждении он может частично сохраняться при низких температурах в метастабильном состоянии. Стабильный оксид α - Fe_2O_3 (самый низкотемпературный оксид железа, содержащий марганец), присутствует чаще в наименее разогреваемых зонах колеса, а именно в диске (кроме его предободной части), переходной части диск-ступица и ступице (табл. 2).

На поверхности катания колеса, где температуры могут достигать 700 и даже 1000°C , обнаружены продукты коррозии, имеющие сложную структуру: на поверхности – тонкий слой Fe_2O_3 , глубже – слой с оксидной матрицей FeO , содержащей марганец и кремний с дисперсными частицами Fe_3O_4 , $\text{MnO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$ и силиката $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ (рис. 2б, в). Такие же оксидные формирования встречались на боковой поверхности обода (табл. 2).

В зоне перехода обод-диск и предободной части диска колеса продукты коррозии либо состояли из слоя оксида Fe_2O_3 , содержащего марганец и кремний, и второго слоя, который имел оксидную матрицу FeO , содержащую марганец и кремний с дисперсными частицами Fe_3O_4 , $\text{MnO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$ и силиката $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$, либо присутствовал только один слой с оксидной матрицей FeO , содержащей марганец и кремний с дисперсными частицами Fe_3O_4 , $\text{MnO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$ и силиката $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ (табл. 2). В пределах всех обнаруженных слоев оксидных формирований содержание марганца увеличивается, а кремния – уменьшается при удалении от поверхности колеса (рис. 2б).

По нашему мнению, выявленное разнообразие структуры и фазового состава продуктов коррозии обусловлено не только неоднородным распределением температуры по сечению колеса в процессе эксплуатации, но и цикличностью теплового нагружения разной интенсивности, вызывающего образование новых фаз и фазовые превращения в уже возникших оксидных фазах. Очевидным является также влияние структурного состояния колесной стали на глубину проникновения коррозионных повреждений.

Условно участки колеса можно разделить на области с разными температурными условиями

Продукты коррозии в разных элементах железнодорожных колес после эксплуатации

Место анализа	Продукты коррозии
Поверхность катания	$\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (следы Mn); (Fe, Mn)O; Fe_3O_4 с Mn; слой Fe_2O_3 (с Mn и Si) + слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$; слой FeO (с Mn и Si) + слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$; слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$
Боковая поверхность обода	$\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$; (Fe, Mn)O; Fe_3O_4 с Mn; слой Fe_2O_3 (с Mn и Si) + слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$; слой FeO (с Mn и Si) + слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$; слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$
Переходная зона обод-диск	$\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (следы Mn); (Fe, Mn)O; Fe_3O_4 с Mn; слой Fe_2O_3 (с Mn и Si) + слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$; слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$
Предободная часть диска	$\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (следы Mn); (Fe, Mn)O; Fe_3O_4 с Mn; слой Fe_2O_3 (с Mn и Si) + слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$; слой FeO с дисп. Fe_3O_4 , MnO• Fe_2O_3 и $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$
Диск	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (следы Mn и Si)
Переходная зона диск-ступица	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (следы Mn и Si)
Ступица	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (следы Mn и Si)

образования коррозионных повреждений (по аналогии с условиями пластической деформации) [7]:

- поверхность катания – горячая, теплая, холодная области;
- обод, зона перехода обод-диск, предободная часть диска – теплая, холодная области;
- диск, зона перехода диск-ступица, ступица – холодная область.

Для развития коррозионных процессов самые благоприятные температурные и структурные условия имеет поверхность катания. Однако, эти процессы неблагоприятны для самой поверхности, в первую очередь, потому, что новые фазы изменяют условия контактного трения в системе колесо-рельс.

В ободе, зоне перехода обод-диск, в предободной части диска также наблюдается разнообразие продуктов коррозии и их структурных особенностей. В наименьшей степени подвержены коррозионным повреждениям зона перехода диск-ступица и ступица колеса.

В процессе эксплуатации в колесах возникают различного рода дефекты, при этом поверх-

ность трещин и расслоений, как правило, покрыта слоем продуктов коррозии (рис. 3). Возникающие в разных участках поверхности колеса несплошности задерживают влагу и загрязнения. Кроме того «свежая» поверхность, содержащая ямки, ступеньки скола и т. д., является благоприятной для развития адсорбционных и окислительных процессов. Развитие на поверхности трещин адсорбционных и коррозионных процессов способствует прониканию последних на большую глубину.

Поскольку на всех этапах эксплуатации железнодорожное колесо находится в соприкосновении с коррозионно-активной внешней средой, в нем развиваются коррозионно-усталостные процессы, также способствующие образованию коррозионных повреждений. Участки таких повреждений на поверхности колеса представляют собой своеобразные «язвы», заполненные оксидными фазами. Объем этих фаз, как правило, превышает объем металла, что способствует возникновению и концентрации в них расклинивающих напряжений. В соответствии с электрохимической теорией коррозионной усталости, на

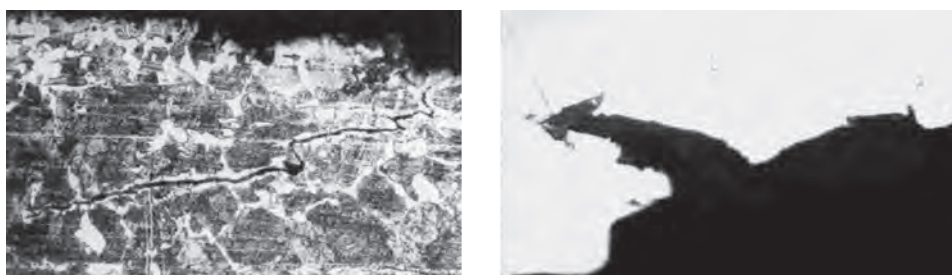


Рис. 3. Окисленная поверхность трещин в ободьях колес, $\times 200$

дне этих «язв» вследствие концентрации напряжений возникает более положительный потенциал, чем в металле вблизи их стенок или вблизи внешней поверхности колеса. Поэтому дно «язвы» становится анодным участком, что способствует дальнейшему окислению стали и росту этого повреждения. Под влиянием циклического нагружения колеса величина напряжения может стать выше предела прочности колесной стали, при этом образуется усталостная трещина. Таким образом, коррозионный процесс провоцирует развитие усталостных трещин.

В свою очередь, развитие коррозии на поверхностях усталостных трещин вызывает дополнительные напряжения расклинивающего характера, что способствует росту трещин. Количество продуктов коррозии на поверхности усталостных трещин увеличивается в процессе эксплуатации колеса. Это увеличение зависит от агрессивности среды и структурного состояния колесной стали. Очевидно, интенсивность коррозионного процесса внутри усталостных трещин со временем снижается, а значит,

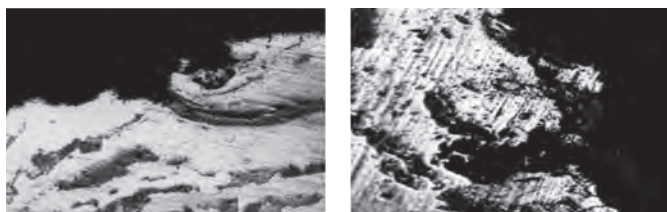


Рис. 4. Коррозионное разрушение вблизи неметаллических включений в дисках изношенных железнодорожных колес, $\times 200$

уменьшается интенсивность роста коррозионных напряжений.

Неметаллические включения являются центрами зарождения коррозионных повреждений (рис. 4).

Скоростные испытания склонности к коррозионному растрескиванию показали, что механические свойства колесной стали, имеющей феррито-перлитную структуру и примерно одинаковое содержание неметаллических включений, зависят от типа последних (табл. 3). Различия связаны со степенью пластичности включений [3, 8]. Четко просматривается убывающее влияние включений различного типа в ряду: сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS \rightarrow корунд и шпинель Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$ \rightarrow силикаты SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$ \rightarrow карбонитрид титана TiCN. Это согласуется также с данными [3], полученными при оценке влияния включений на долговечность колесной стали при малоцикло-вой усталости.

Наиболее чувствительны к воздействию коррозионной среды сопротивление отрыву S_K , предел прочности σ_B и показатели пластичности – относительное удлинение δ и относительное сужение ψ .

Все неметаллические включения в коррозионных средах являются концентраторами напряжений [8], имеют различный уровень электропроводности и полупроводниковые свойства, отличные от таковых у стальной матрицы [9], а также способствуют протеканию адсорбционных процессов вдоль межфазных границ

Таблица 3

Механические свойства колесной стали с неметаллическими включениями после испытаний на растяжение в разных средах

Среда	Номер плавки – включения	Параметры свойств			
		S_K , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Воздух	1 – сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS	1105	1124	13,2	32,2
	2 – Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	1053	1025	11,8	29,6
	3 – SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$	1109	1084	11,4	33,4
	4 – TiCN	1071	1048	12,3	30,2
5 %-ный водный раствор NaCl	1 – сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS	975	1015	10,1	27,4
	2 – Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	1025	1018	10,8	28,2
	3 – SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$	1040	1075	11,1	28,5
	4 – TiCN	1044	1040	11,1	28,9
1 %-ный водный раствор H_2SO_4	1 – сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS	834	960	8,9	24,2
	2 – Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	906	988	9,1	26,3
	3 – SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$	945	997	10,2	27,1
	4 – TiCN	962	1005	10,4	27,4

ПРОТИВОКОРРОЗИОННАЯ ЗАЩИТА МЕТАЛЛОВ

включение-матрица [5], что все вместе вызывает повышение электрохимической микрогетерогенности стали. В работе [3] показано, что наиболее вредное влияние сульфидных включений на механические свойства колесной стали в коррозионных средах связано с наличием растягивающих остаточных напряжений вблизи этих включений. Вблизи остальных исследованных включений эти напряжения являются сжимающими [8].

Основным критерием влияния окружающей среды на усталостную прочность сталей служит предел усталости, определяемый в различных средах. В качестве показателя, характеризующего влияние сред, принят коэффициент циклической прочности β , т. е. отношение предела усталости σ_{-1} в коррозионных средах к пределу усталости σ_{-1} при испытаниях на воздухе [6, 10]. Этот коэффициент обычно меньше единицы, поскольку усталостная прочность стали в агрессивной среде ниже усталостной прочности на воздухе. Чем больше величина этого коэффициента отличается от единицы, тем сильнее проявляется влияние среды и неметаллических включений на усталостную прочность колесной стали.

Результаты испытаний на усталостную прочность колесных сталей плавки 1-4 приведены в табл. 4. Величина предела усталости колесной стали σ_{-1} на воздухе определяется типом неметаллических включений. Самый высокий предел усталости σ_{-1} на воздухе у стали плавки 1 с сульфидами; они снижаются в ряду: сталь плавки 4 с карбонитридами титана → сталь плавки 3 с силикатами → сталь плавки 2 с оксидами алюминия. Это несколько противоречит данным ра-

боты [9], где самыми опасными при испытаниях на воздухе признаны включения корунда, затем следуют нитриды, кремнезем и сульфиды.

Величина коэффициента циклической прочности β на воздухе для сталей всех плавки равна единице.

Испытания в иных средах привели к уменьшению величин предела усталости сталей опытных плавки. При испытаниях в среде 5 %-ного водного раствора NaCl наиболее сильное снижение предела усталости и снижение коэффициента циклической прочности β у стали плавки 1 с сульфидными включениями. Наблюдается перераспределение включений по степени их вредного влияния на усталость стали по сравнению с данными работы [9], а именно, убывающее влияние неметаллических включений на предел усталости колесной стали в ряду: сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинель Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$ → силикаты SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$ → карбонитрид титана TiCN. Еще более четко выражены эти закономерности при испытаниях в среде 1 %-ного водного раствора H_2SO_4 .

Таким образом, по результатам испытаний колесной стали на усталостную прочность в коррозионных средах следует выделить наиболее вредное влияние сульфидных включений, что согласуется с результатами, полученными при оценке влияния неметаллических включений на долговечность колесной стали при малоциклового усталости [3].

Выводы

1. Неметаллические включения в колесных сталях оказывают существенное влияние на их

Таблица 4

Значения предела усталости σ_{-1} и коэффициента циклической прочности β колесной стали с различными типами включений

Среда	Номер плавки - включения	Показатели влияния среды на прочность	
		σ_{-1} , МПа	β
Воздух	1 - сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS	370	1,0
	2 - Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	324	1,0
	3 - SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$	355	1,0
	4 - TiCN	367	1,0
5 %-ный водный раствор NaCl	1 - сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS	292	0,79
	2 - Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	295	0,91
	3 - SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$	334	0,94
	4 - TiCN	356	0,97
1 %-ный водный раствор H_2SO_4	1 - сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS	237	0,64
	2 - Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	275	0,85
	3 - SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$	312	0,88
	4 - TiCN	345	0,94

склонность к коррозионному растрескиванию и на снижение предела прочности в коррозионно-активных средах.

2. По степени влияния типа неметаллического включения на механические свойства колесной стали в коррозионных средах установлен следующий убывающий ряд: сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинель Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$ → силикаты SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$ → карбонитрид титана TiCN, следовательно, в колесной стали содержание таких включений, особенно сульфидных, должно быть минимальным.

Библиографический список

1. Губенко С. И., Пинчук С. И., Белая Е. В. Влияние структурного состояния колесной стали на развитие коррозии // *Металлург. и горноруд. пром-сть.* – 2009. – № 2. – С. 69-73.

2. Некоторые структурные аспекты колесной стали, определяющие качество железнодорожных колес / А. В. Кушнарев, А. А. Багатов, С. И. Губенко и др. В кн. *Современные технологии производства транспортного металла.* Коллект. Монография. Россия, Нижний Тагил, изд. НМТК, 2008, С. 88-113.

3. Губенко С. И., Пинчук С. И., Белая Е. В. Исследование влияния неметаллических включений на коррозионное поведение колесной

стали // *Металлург. и горноруд. пром-сть.* – 2011. – № 7. – С. 70-74.

4. Карпенко Г. В., Василенко И. И. *Коррозионное растрескивание сталей.* – К.: Техника, 1971. – 191 с.

5. Степуренко В. Т. Об ускоренном методе определения склонности металла к коррозионному растрескиванию. В сб. *Влияние рабочих сред на свойства стали.* – К.: изд-во АН УССР, 1961. – Вып. 1. – С. 51-58.

6. Карпенко Г. В. *Влияние активных жидких сред на выносливость сталей.* – К., изд. АН УССР, 1955. – 206 с.

7. Белая Е. В. *Закономерности фазовых, структурных изменений в колесных сталях и защита поверхностных слоев железнодорожных колес от коррозии:* дис. к-та техн. Наук: 05.02.01 / МОН Украины, Нац. Мет. Акад. Украины. – Д., 2014. – С. 86.

8. Губенко С. И., Парусов В. В., Деревянченко И. В. *Неметаллические включения в стали.* – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.

9. Куслицкий А. Б. *Неметаллические включения и усталость стали.* – К.: Техника, 1976. – 128 с.

10. Лихтман В. И., Щукин Е. Д., Ребиндер П. А. *Физико-химическая механика материалов.* – М.: АН СССР, 1962. – 303 с.

Поступила 28.04.2015

Metallurgical and Mining
Industry

www.metaljournal.com.ua