

DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-3-52-60

УДК (UDC) 620.178.3:629.421

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА СТАЛИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ КОЛЕС

© Светлана Ивановна Губенко¹, Игорь Иванович Иванов²,
Дмитрий Павлович Кононов²

¹ Национальная Металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина; e-mail: sgubenko@email.dp.ua

² Петербургский государственный университет путей сообщения Императора Александра I, г. Санкт-Петербург, Россия; e-mail: ivanov_1_7@mail.ru, d_kononov@mail.ru

Статья поступила 24 октября 2017 г.

Цель работы — изучение влияния структуры, а также неметаллических включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений, а также механические свойства колесной стали в различных средах для разработки эффективных методов повышения коррозионного сопротивления, мероприятий по коррозионной защите железнодорожных колес. Обеспечение высокого качества железнодорожных колес, их надежности и долговечности требует всестороннего анализа механизмов формирования и изменения структуры и свойств материала колес не только в процессе производства, но также при их хранении, транспортировке и эксплуатации в различных условиях. Для этого необходим системный подход к исследованию свойств колесной стали в совокупности с комплексом параметров внешних сред. Цельнокатаное железнодорожное колесо имеет сложную конструкцию, микроструктура стали в разных его элементах различна, а при эксплуатации вследствие износа происходят структурные изменения, связанные с износом поверхности катания, возникновением напряжений в разных элементах, а также взаимодействием с окружающей атмосферой. Состав и структура колесной стали являются одними из важных факторов, определяющих коррозионные процессы, протекающие в поверхностных слоях железнодорожных колес. Для того чтобы описать эти процессы, проведены металлографические исследования материала цельнокатаных колес, испытания на коррозионное растрескивание и малоцикловую усталость. Впервые проведен анализ механизмов формирования и изменения структуры и свойств материала цельнокатаных колес в процессе их хранения, транспортировки и эксплуатации в различных условиях. Рассмотрены новые аспекты влияния неметаллических включений на образование коррозионных повреждений. Впервые определены коэффициенты влияния среды, показывающие степень влияния неметаллических включений на малоцикловую долговечность стали. Проведены испытания на склонность колесной стали к коррозионному растрескиванию.

Ключевые слова: цельнокатаные колеса; коррозия; усталостная прочность; качество стали; неметаллические включения.

THE IMPACT OF STEEL QUALITY ON THE FATIGUE STRENGTH OF WROUGHT WHEELS

© Svetlana I. Gubenko,¹ Igor A. Ivanov,² and Dmitry P. Kononov²

¹ National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine, e-mail: sgubenko@email.dp.ua

² Emperor Alexander I St. Petersburg State Transport University, St. Petersburg, Russia, e-mail: ivanov_1_7@mail.ru, d_kononov@mail.ru

Submitted October 24, 2017.

The goal of the study is to consider the impact of the structure and nonmetallic inclusions on the initiation and development of corrosion damage, as well as to analyze the mechanical properties of wheel steel in various environmental conditions to develop the effective methods providing increase in the corrosion resistance and protection of railway wheels against corrosion damage. Ensuring of the high quality of the railway wheels, their reliability and durability requires a comprehensive analysis of the mechanisms of the structure formation and changes in properties of wheel materials, not only at the stage of their manufacturing, but also during their storage, transportation and operation under various conditions. This requires a systematic approach to the study of the properties of wheel steel along with a complex of environmental parameters. The solid-rolled railway wheel has a complex design and the microstructure of the steel differs for various elements, in addition to the microstructural changes attributed to in-service wear of the rolling surface, stresses in different elements, and environmental

impact. The composition and structure of wheel steel are one of the important factors determining the corrosion processes occurring in the surface layers of railway wheels. To describe those processes we carried out metallographic study of the material of solid-rolled wheels and tests for corrosion cracking and low cycle fatigue. Analysis of the mechanisms of formation and changes in the structure and properties of the material of solid-rolled wheels during their storage, transportation and operation under different conditions is carried out for the first time. New aspects of the impact of nonmetallic inclusions on the formation of corrosion damage are considered. The coefficients of environmental impact which present the degree of influence of nonmetallic inclusions on the low-cycle durability of steel are determined for the first time. Test for the susceptibility of wheel steel to stress-corrosion cracking were carried out.

Keywords: solid-rolled wheels; corrosion; fatigue strength; steel quality; non-metallic inclusions.

Обеспечение высокого качества железнодорожных колес, их надежности и долговечности требует всестороннего анализа механизмов формирования и изменения структуры и свойств материала колес не только в процессе производства, но также при их хранении, транспортировке и эксплуатации в различных условиях. Для этого необходим системный подход к исследованию свойств колесной стали в совокупности с комплексом параметров внешних сред. Эксплуатация железнодорожных колес осуществляется без эффективной противокоррозионной защиты. Усиление воздействия агрессивных факторов окружающей среды вследствие влияния больших промышленных центров с каждым годом все острее ставит вопрос о предупреждении коррозионных разрушений.

Цельнокатаное железнодорожное колесо имеет сложную конструкцию, микроструктура стали в разных его элементах различна. При эксплуатации вследствие износа происходят структурные изменения, связанные с износом поверхности катания, возникновением напряжений в разных элементах, а также взаимодействием с окружающей атмосферой [1]. Состав и структура колесной стали — одни из важных факторов, определяющие коррозионные процессы, протекающие в поверхностных слоях железнодорожных колес. Для разработки эффективных методов повышения коррозионного сопротивления, мероприятий по коррозионной защите железнодорожных колес необходимо исследовать механизм коррозионного разрушения колесной стали.

Цель данной работы — изучение влияния структуры, а также неметаллических включений на зарождение и развитие коррозионных повреж-

дений, а также механические свойства колесной стали в различных средах.

Для изучения влияния состава стали и структурных изменений, происходящих в процессе эксплуатации, на скорость и механизм коррозии из двух колес (1 и 2), проработавших пять лет под пассажирским составом, вырезали образцы с поверхности катания и из внутренних частей тел обода и диска. Из новых колес (3, 4) непосредственно после термической обработки вырезали образцы с поверхности катания и из внутренних слоев тела обода. Химический состав стали колес, из которых вырезали образцы для коррозионных испытаний, приведен в табл. 1.

Для изучения влияния неметаллических включений на образование и развитие коррозионных повреждений исследовали образцы сталей с различными неметаллическими включениями (табл. 2). В лабораторной электропечи был переплавлен лом колесной стали с использованием различных раскислителей (алюминия, силикокальция, титана), а также порошка серы. Состав включений в сталях: плавка 1 — сульфиды (Fe, Mn)S, FeS–MnS; плавка 2 — Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$; плавка 3 — SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$; плавка 4 — TiCN. Для возможности сопоставления данных о влиянии различных видов неметаллических включений на коррозионные свойства сталей обеспечивали их примерно одинаковое (0,5 %-ное) объемное содержание, которое определяли на приборе «Квантимаг». Неметаллические включения в сталях идентифицировали металлографическим и микрорентгеноспектральными методами на приборах Neophot-21 и MS-46 Cameca, микрорентгеноструктурным (энергодисперсионный спектро-

Таблица 1. Химический состав стали исследованных колес, %

Колесо №	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	V
1	0,59	0,72	0,34	0,025	0,012	0,14	0,15	0,20	—
2	0,65	0,79	0,36	0,027	0,010	0,13	0,18	0,18	—
3	0,61	0,78	0,30	0,029	0,024	0,17	0,15	0,16	—
4	0,46	1,04	0,47	0,024	0,018	0,09	0,11	0,18	0,10

метр INCA Energy 300 при ускоряющем напряжении 30 кВт), а также петрографическим методами.

Процессы коррозионного разрушения при хранении, транспортировке и эксплуатации развиваются довольно длительно, поэтому целесообразно применять ускоренные методы коррозионных испытаний, позволяющие за счет создания более жестких условий за короткое время вызвать очевидное разрушение стали.

Коррозионные испытания проводили при комнатной температуре (20 – 25 °С) в специальной камере во влажной атмосфере (относительная влажность 80 – 83 %), содержащей 10 мг/м³ SO₂, а также NO и NO₂. Согласно ряду мнений [2, 3] такие условия наилучшим образом совпадают с действием промышленных атмосфер. Диоксид серы SO₂ может восстанавливаться на металле, принимая непосредственное участие в процессе катодной деполяризации. В присутствии этого газа скорость деполяризации увеличивается в десятки раз. Требуемую концентрацию SO₂ в атмосфере камеры создавали путем сжигания определенной навески серы. Относительную влажность атмосферы поддерживали с помощью раствора H₂SO₄ · 6H, помещенного в чашу, расположенную на дне камеры, и насыщения этого раствора хлористым натрием. Оксиды NO и NO₂ получали в ходе химической реакции взаимодействия меди с азотной кислотой. Один раз в сутки пространство камеры орошали водой в течение одной минуты для создания водяного тумана. Вода, конденсируясь и адсорбируясь на поверхности образцов, создавала тонкий слой электролита, в котором происходили коррозионные процессы. Перед испытаниями образцы взвешивали, затем все грани, кроме одной — поверхности катания колес, покрывали парафином. Определяли площадь открытой грани. После коррозионных испытаний парафин с граней удаляли, образцы взвешивали и определяли удельное изменение массы каждого образца. Рассчитывали показатели скорости коррозии стали — K_1 (г/м²) и K_2 (г/(м² · ч)). Продукты коррозии с поверхности образцов осторожно снимали механическим способом.

Металлографические исследования проводили на шлифах, изготовленных перпендикулярно

прокорродировавшей поверхности, с помощью оптического микроскопа Neophot-21 и растрового электронного микроскопа JSM-35. Определяли глубину проникновения коррозии h в поверхность образцов с различной микроструктурой и измеряли среднюю глубину обнаруженных зон коррозии.

Испытания образцов на малоцикловую усталость [4, 5] проводили на воздухе и в двух различных коррозионных средах — 1 – 5 %-ном водном растворе NaCl и 1 – 2 %-ном водном растворе H₂SO₄, которые в определенной степени имитировали условия, в которых могут эксплуатироваться железнодорожные колеса, в том числе при воздействиях атмосферных осадков и различных загрязнений. Определяли коэффициенты влияния среды β_c , представляющие собой отношение долговечности колесной стали на воздухе к аналогичному показателю в коррозионной среде. Чем больше величина этого коэффициента, тем сильнее неметаллические включения снижают малоцикловую долговечность стали.

Для исследования микроэлектрохимической гетерогенности поверхности образцов стали опытных плавок использовали [5] электролит, состоящий из H₂SO₄ (1 %), H₂O₂ (0,14 %), K₂Cr₂O₇ (0,0005 %). Чтобы проанализировать влияние деформационных напряжений, которые имеют место на поверхности катания и в других напряженных элементах железнодорожных колес при эксплуатации, на величины разностей электродных потенциалов $\Delta\phi$ часть образцов плавок 1 – 4 подвергали холодной деформации на лабораторном стане (степень деформации 45 – 55 %).

Проведены испытания склонности опытных сталей плавок 1 – 4 к коррозионному растрескиванию. Применяли ускоренный метод испытаний [6, 7]: на установке ИМ-12, снабженной приспособлением для использования жидкой коррозионной среды, проводили растяжение образцов со скоростью 1,8 мм/мин в средах, использованных ранее при испытаниях на малоцикловую усталость и представляющих собой 5 %-ный водный раствор NaCl (среда 1) и 1 %-ный водный раствор H₂SO₄ (среда 2). Для сравнения проводили такие же испытания в воздушной среде. Для каждого испытания использовали три об-

Таблица 2. Химический состав образцов опытных плавок, %

Номер плавки	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

разца, полученные результаты статистически обрабатывали.

Испытывали образцы колесной стали плавов 1 – 4, содержащие различные типы неметаллических включений и имеющие дисперсную ферритно-перлитную структуру, на усталостную прочность как на воздухе, так и в коррозионных средах: 5 %-ном водном растворе NaCl (среда 1) и 1 %-ном водном растворе H₂SO₄ (среда 2). Испытания образцов Ø7,62 мм проводили на машине типа НУ при базе $N = 3 \cdot 10^6$ циклов нагружений. Методики испытаний изложены в работе [4]. В качестве показателя, определяющего влияние среды, принят коэффициент циклической прочности β , представляющий собой отношение предела усталости, определенного при испытаниях в коррозионной среде, к пределу усталости, полученному при испытаниях на воздухе [8, 9].

Влияние неметаллических включений на образование коррозионных повреждений

Исследование зон коррозионного разрушения в железнодорожных колесах показало, что нередко неметаллические включения являются центрами зарождения коррозионных повреждений (рис. 1). Кроме того, испытания образцов колесной стали в различных средах свидетельствуют о том, что коррозионные повреждения зарождаются прежде всего вблизи неметаллических включений (рис. 2).

На результаты испытаний на воздухе на малоцикловую усталость сталей опытных плавов влияет тип неметаллических включений (табл. 3): самая низкая величина N получена для стали опытной плавки, загрязненной сульфидами (плавка 1), затем она увеличивается при наличии соответственно корунда и шпинелей (плавка 2), силикатов (плавка 3) и, наконец, карбонитридов титана (плавка 4). Коррозионная среда приводит к существенному снижению долговечности сталей при малоцикловой усталости

Таблица 3. Малоцикловая долговечность N колесной стали R7 на воздухе и в коррозионных средах, а также коэффициент влияния среды β_c в зависимости от типа неметаллических включений

Среда	Плавка (пл.), включения	$N \cdot 10^4$, циклов	β_c
Воздух	Пл. 1, сульфиды (Fe, Mn)S, FeS–MnS	1,2	—
	Пл. 2, Al ₂ O ₃ , MnO · Al ₂ O ₃	1,8	—
	Пл. 3, SiO ₂ , MnO · SiO ₂ , FeO · SiO ₂	2,0	—
	Пл. 4, TiCN	2,2	—
5 %-ный водный раствор NaCl	Пл. 1, сульфиды (Fe, Mn)S, FeS–MnS	0,6	2,0
	Пл. 2, Al ₂ O ₃ , MnO · Al ₂ O ₃	1,2	1,5
	Пл. 3, SiO ₂ , MnO · SiO ₂ , FeO · SiO ₂	1,4	1,43
	Пл. 4, TiCN	1,6	1,38
1 %-ный водный раствор H ₂ SO ₄	Пл. 1, сульфиды (Fe, Mn)S, FeS–MnS	0,5	2,4
	Пл. 2, Al ₂ O ₃ , MnO · Al ₂ O ₃	0,8	1,78
	Пл. 3, SiO ₂ , MnO · SiO ₂ , FeO · SiO ₂	1,2	1,67
	Пл. 4, TiCN	1,4	1,57

при наличии всех типов неметаллических включений (см. табл. 3).

Однако по мере повышения долговечности сталей при малоцикловой усталости опытные

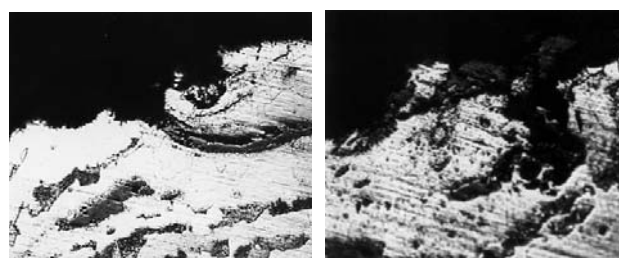


Рис. 1. Примеры коррозионного разрушения на неметаллических включениях в дисках изношенных железнодорожных колес, $\times 200$



Рис. 2. Виды коррозионных повреждений вблизи неметаллических включений (Fe, Mn)S (а), MnO · Al₂O₃ (б), MnO · SiO₂ (в) после испытаний колесной стали на малоцикловую усталость в 5 %-ном водном растворе NaCl (б) и 1 %-ном водном растворе H₂SO₄ (а, в), $\times 600$

плавки выстроились в аналогичный возрастающий ряд. Кроме того, определены коэффициенты влияния среды β_c [5, 8]. Очевидно, что чем больше величина этого коэффициента, тем сильнее снижают неметаллические включения малоцикловую долговечность сталей.

Согласно работе [5] с помощью лабораторной установки была измерена разность электродных потенциалов поверхности колесной стали вблизи различных неметаллических включений. Наличие неметаллических включений в стальной матрице способствует появлению коррозионных микроэлементов, что приводит к усилению электрохимической микрогетерогенности поверхности стального изделия. В табл. 4 приведены значения разностей электродных потенциалов колесной стали для различных типов неметаллических включений.

Все изучаемые неметаллические включения являются катодами по отношению к стальной матрице [2] и располагаются по величине ϕ в 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. В таком же порядке, но в возрастающий ряд [5] располагаются эти неметаллические включения по величине удельного электросопротивления. Как следует из табл. 4 (цифры в числителе), наименее благоприятны величины разностей потенциалов колесной стали с сульфидными включениями, затем следуют $\Delta\phi$ стали с включениями корунда и шпинели, силикатами и при наличии включений карбонитрида титана их значения минимальны.

Металлографические исследования сталей опытных плавов после испытаний на малоцикловую усталость в разных средах показали, что коррозионные повреждения зарождались на неметаллических включениях всех типов (см. рис. 2).

Очевидно, межфазные границы включение – матрица являются центрами зарождения коррозионных повреждений вследствие их дефектной структуры и электростимулированных процессов перераспределения межфазных дислокаций, появления больших плотностей тока на границах, развития адсорбции поверхностно-активных элементов. В границах включение – матрица образовавшиеся продукты коррозии вызывают раскли-

нивающее действие, что способствует развитию усталостных трещин от неметаллических включений в стальную матрицу.

Анализ результатов, приведенных в табл. 3, позволил условно разделить неметаллические включения на две группы. В первую группу входят сульфидные включения (Fe, Mn)S, FeS–MnS, для которых коэффициент влияния среды β_c в 5 %-ном водном растворе NaCl составляет 2,0, в 1 %-ном водном растворе H_2SO_4 — 2,4. Во вторую группу входят все остальные включения — корунд и шпинели Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$, силикаты SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$, карбонитрид титана TiCN, для которых величина β_c в среде 5 %-ного водного раствора NaCl составляет 1,38 – 1,5, в среде 1 %-ного водного раствора H_2SO_4 — 1,57 – 1,78. Для разных типов изучаемых включений существуют такие равные условия, как содержание включений в стали, наличие межфазных границ включение – матрица, протекание адсорбционных процессов, а также различия в электропроводности и полупроводниковых свойствах включений, определяющие установленную выше последовательность степеней вредного влияния включений на зарождение коррозии. Однако рассмотрим еще один фактор, свидетельствующий о роли неметаллических включений в процессе зарождения коррозионных повреждений.

Известно, что неметаллические включения являются центрами зарождения термических напряжений и концентраторами напряжений в стали [10, 11]. Это влияние на зарождение коррозии учитывалось в работе [5], однако не рассматривалось влияние знака термических напряжений, которые вблизи разных типов включений различны. Известен эффект влияния сжимающих напряжений на подавление адсорбционного эффекта, остаточные растягивающие напряжения усиливают адсорбционные и коррозионные усталостные явления [8], т.е., складываясь с действующими (внешними) циклическими растягивающими напряжениями, они значительно увеличивают число «активных» ультрамикротрещин в стали. Ранее проведенные расчеты и исследования термических напряжений вблизи разных типов неметаллических включений показали, что только вблизи сульфидов они являются

Таблица 4. Величины разностей электродных потенциалов колесной стали для различных типов неметаллических включений до (числитель) и после (знаменатель) пластической деформации

$\Delta\phi$, мВ			
Пл. 1, сульфиды (Fe, Mn)S, FeS–MnS	Пл. 2, Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	Пл. 3, силикаты SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$	Пл. 4, карбонитрид титана TiCN
29,3/45,4	19,1/42,9	10,7/24,93	6,3/14,55

растягивающими, вблизи остальных изучаемых в данной работе включений — сжимающими [10]. Очевидно, самое вредное влияние сульфидов на зарождение и развитие коррозионных повреждений связано с наличием растягивающих термических напряжений, которые влияют в совокупности с другими факторами. Возможно, для других типов включений сжимающие термические напряжения ослабляют действие других факторов.

Знак термических напряжений вблизи включений определяет влияние еще одного процесса на зарождение и развитие коррозионных повреждений в сталях. Выделяют три основных фактора влияния коррозионной среды на трещиностойкость сталей: адсорбционное воздействие, наводороживание металла вблизи вершины трещины и электрохимическую коррозию (анодное растворение). Очевидно, локализация адсорбционного воздействия среды включениями связана, как обсуждалось выше, с наличием межфазных границ включение – матрица. Активации электрохимической коррозии (анодному растворению стальной матрицы) способствует повышение микрохимической гетерогенности стали, обусловленное появлением микрокатодных участков, которыми являются сами включения, а также возникновением значительного градиента потенциала и больших плотностей тока на границах включение – матрица.

Распространение коррозионного процесса вдоль межфазной границы включение – матрица приводит к образованию сплошной или прерывистой граничной фазы, отделяющей первоначальное включение от стальной матрицы и представляющей собой продукты коррозии стали. Состав продуктов коррозии зависит от исходного включения и химического состава металлической матрицы. Очевидно, химические элементы, входящие в состав неметаллического включения, также принимают участие в образовании продуктов коррозии, значит, корродирует не только стальная матрица, но и неметаллические включения. Этим объясняется разнообразие фаз в продуктах коррозии, находящихся на границах включение – матрица стали (табл. 5).

В соответствии с электрохимической теорией коррозионной усталости [8] появление участков на поверхности железнодорожных колес, представляющих собой «язвы» с исходными неметаллическими включениями и граничной фазой в виде продуктов коррозии на межфазных границах включение – матрица, вызывает дополнительные концентрации напряжений. Эти напряжения способствуют неоднородному распределению потенциала: на дне таких «язв» он выше, чем у стенок или вблизи внешней поверхности изделия. Дно таких образований становится анодным участком, способствуя дальнейшей коррозии и углублению коррозионных повреждений от неметаллических включений в глубь изделия.

Таким образом, установлен и обоснован последовательный убывающий ряд, показывающий степень вредного влияния включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений в колесной стали: сульфиды (Fe, Mn)S, FeS–MnS → корунд Al_2O_3 и шпинель $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ → силикаты SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ → карбонитрид титана TiCN. Обосновано самое вредное влияние сульфидных включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений, связанное со знаком термических напряжений вблизи этих включений, ускоряющих наводороживание металлической матрицы вблизи вершины усталостно-коррозионной трещины. Показано, что межфазные границы включение – матрица играют важную роль в повышении микрохимической гетерогенности стали и развитии адсорбционных и коррозионных процессов, что обусловлено влиянием дефектной структуры этих границ, а также появлением в них значительной величины градиента потенциала и наличием больших плотностей тока. Специфическое влияние неметаллических включений на зарождение и развитие коррозии колесной стали связано не только с самими частицами включений, но и с активной ролью межфазных границ включение – матрица.

Пластическая деформация, очевидно, оказывает влияние на зарождение коррозионных повреждений вблизи неметаллических включений в колесной стали, тем более что деформация способствует изменению формы пластичных суль-

Таблица 5. Состав граничных фаз коррозионного происхождения для различных исходных неметаллических включений в колесной стали

Номер опытной плавки	Тип исходного включения	Химический состав граничной фазы
1	(Fe, Mn)S, FeS–MnS	Fe_2O_3 (следы Mn), Fe_3O_4 (следы Mn), (Fe, Mn)O, FeO–FeS, FeO–MnS
2	Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	Fe_2O_3 (следы Mn и Si), Fe_3O_4 (следы Mn), (Fe, Mn)O, $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$
3	SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	Fe_2O_3 (следы Mn и Si), Fe_3O_4 (следы Mn и Si), (Fe, Mn)O, SiO, SiO_2
4	TiCN	Fe_2O_3 (следы Mn), Fe_3O_4 (следы Mn), (Fe, Mn)O, TiO, $\text{FeO} \cdot \text{Ti}_2\text{O}_3$, SiO_2

фидных включений [10]. Этот вопрос является актуальным, поскольку вблизи поверхности катания в процессе эксплуатации развиваются значительные напряжения, способные вызвать пластическую деформацию [1].

Чтобы проанализировать влияние деформационных напряжений, которые имеют место на поверхности катания и в других напряженных элементах железнодорожных колес при эксплуатации, на величины разностей электродных потенциалов $\Delta\phi$ часть образцов плавок 1 – 4 подвергали холодной деформации на лабораторном стенде (степень деформации 45 – 55 %). Деформационные напряжения резко снижают величину электродного потенциала, что вызывает усиление коррозионных поражений при эксплуатации колес. Данное явление наблюдалось при исследовании состояния поверхностей катания изношенных железнодорожных колес. Приведенные в табл. 4 данные (знаменатель) также отражают убывающий ряд вредного влияния неметаллических включений в колесной стали на склонность к коррозии в условиях эксплуатации, а именно: сульфиды $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, $\text{FeS-MnS} \rightarrow$ корунд и шпинель Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow$ силикаты SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2 \rightarrow$ карбонитрид титана TiCN .

Пластичность неметаллических включений при холодной деформации повлияла на соотношение величин $\Delta\phi$, определенных до и после пластической деформации образцов. При наличии включений пластичных сульфидов величина разностей электродных потенциалов колесной стали $\Delta\phi$ после пластической деформации возросла в 1,55 раза, а при наличии недеформируемых включений — в 2,25; 2,33; 2,31 раза — для корунда и шпинели, силикатов, карбонитрида

титана соответственно. Приведенные данные позволяют заключить, что недеформируемые включения проявляют себя примерно одинаково как концентраторы напряжений при пластической деформации, а пластичные сульфиды, деформируясь совместно со стальной матрицей, способствуют частичной релаксации деформационных напряжений. Таким образом, прослеживается влияние степени пластичности, а значит, изменения формы неметаллических включений на условия образования очагов коррозионных повреждений.

Влияние неметаллических включений на механические свойства колесной стали в активных средах

Скоростные испытания показали, что механические свойства колесной стали, имеющей ферритно-перлитную структуру и примерно одинаковое содержание неметаллических включений, зависят от типа неметаллических включений при испытаниях на воздухе (табл. 6). Эти различия связаны со степенью пластичности включений [10, 12].

Испытания в коррозионной среде 1 привели к перераспределению относительного влияния типа включения на механические свойства колесной стали. Предел прочности σ_b и сопротивление отрыву S_k значительно уменьшились для плавки 1 с сульфидами, для остальных видов включений они уменьшились в меньшей мере. Такие же закономерности видны в изменении характеристик пластичности δ и ψ . При этом четко наметился убывающий ряд по влиянию типа включения на механические свойства стали: сульфиды $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, $\text{FeS-MnS} \rightarrow$ корунд и шпинель Al_2O_3 ,

Таблица 6. Механические свойства колесной стали опытных плавок с разными неметаллическими включениями после испытаний на растяжение в разных средах

Среда	Номер плавки, включения	Свойства			
		S_k , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
Воздух	Пл. 1, сульфиды $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, FeS-MnS	1105	1124	13,2	32,2
	Пл. 2, Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1053	1025	11,8	29,6
	Пл. 3, SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	1109	1084	11,4	33,4
	Пл. 4, TiCN	1071	1048	12,3	30,2
5 %-ный водный раствор NaCl	Пл. 1, сульфиды $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, FeS-MnS	975	1015	10,1	27,4
	Пл. 2, Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1025	1018	10,8	28,2
	Пл. 3, SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	1040	1075	11,1	28,5
	Пл. 4, TiCN	1044	1040	11,1	28,9
1 %-ный водный раствор H_2SO_4	Пл. 1, сульфиды $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, FeS-MnS	834	960	8,9	24,2
	Пл. 2, Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	906	988	9,1	26,3
	Пл. 3, SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	945	997	10,2	27,1
	Пл. 4, TiCN	962	1005	10,4	27,4

$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow$ силикаты SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2 \rightarrow$ карбонитрид титана TiCN , что соответствует результатам, полученным в работе [12] при оценке влияния включений на долговечности колесной стали при малоциклового усталости.

Еще более четко этот убывающий ряд просматривается после испытаний образцов опытных плавок в коррозионной среде 2. При этом для опытных плавок колесной стали со всеми видами включений механические свойства ухудшаются более существенно, чем при испытаниях на воздухе. Наиболее чувствительными к воздействию коррозионной среды оказались такие свойства, как сопротивление отрыву S_K , а также показатели пластичности — относительное удлинение δ и относительное сужение ψ . По сравнению с испытаниями в воздушной среде в максимальной степени все механические характеристики ухудшились в плавке 1 с сульфидными включениями.

Известно, что основным критерием влияния окружающей среды на усталостную прочность сталей служит предел усталости, определяемый в различных средах. В качестве показателя, характеризующего влияние среды, принят коэффициент циклической прочности β , представляющий собой отношение предела усталости, определенного при испытаниях в коррозионной среде, к пределу усталости, полученному при испытаниях на воздухе [8]. Обычно $\beta < 1$, поскольку усталостная прочность стали в агрессивной среде должна быть 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 плавок 1–4 приведены в табл. 7. Очевидно, при испытаниях на воздухе величина предела усталости колесной стали определяется типом неметаллических включений (при одинаковом их содержании в плавке): самый высокий предел усталости у плавки 1 с сульфидами, ниже — у плавки 4 с карбонитридами титана, еще ниже — у плавки 3 с силикатами и самое низкое значение σ_{-1} имеет плавка 2 с оксидами алюминия. Очевидно, для воздушной атмосферы величина коэффициента циклической прочности β для всех плавок колесной стали равна единице (см. табл. 7).

Испытания в коррозионных средах привели к уменьшению предела усталости сталей опытных плавок. При испытаниях в среде 1 (5 %-ный водный раствор NaCl) наиболее низкое значение предела усталости наблюдается у плавки 1 с сульфидными включениями. Это видно по значе-

нию коэффициента циклической прочности β сталей с различными включениями (см. табл. 7).

Кроме того, включения перераспределили по степени их вредного влияния на усталость стали по сравнению с данными работы [8]. Проявилась тенденция к образованию убывающего ряда по степени влияния неметаллических включений на предел усталости колесной стали: сульфиды (Fe , Mn)S, $\text{FeS-MnS} \rightarrow$ корунд и шпинель Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow$ силикаты SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2 \rightarrow$ карбонитрид титана TiCN . Еще более четко выражены эти закономерности при испытаниях в среде 2 (1 %-ном водном растворе H_2SO_4), о чем свидетельствуют как уменьшение значений предела усталости σ_{-1} , так и снижение величины коэффициента циклической прочности β колесной стали с различными типами включений по сравнению с результатами, полученными при испытаниях в среде 1 (см. табл. 7).

Очевидно, по данным 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.

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Влияние неметаллических включений на образование коррозионных повреждений в ста-

Таблица 7. Значения предела усталости σ_{-1} и коэффициента циклической прочности β колесной стали с различными типами включений

Среда	Номер плавки, включения	Показатели циклической прочности	
		σ_{-1} , МПа	β
Воздух	Пл. 1, сульфиды (Fe , Mn)S, FeS-MnS	370	1
	Пл. 2, Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	324	1
	Пл. 3, SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	355	1
	Пл. 4, TiCN	367	1
5 %-ный водный раствор NaCl	Пл. 1, сульфиды (Fe , Mn)S, FeS-MnS	292	0,79
	Пл. 2, Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	295	0,91
	Пл. 3, SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	334	0,94
	Пл. 4, TiCN	356	0,97
1 %-ный водный раствор H_2SO_4	Пл. 1, сульфиды (Fe , Mn)S, FeS-MnS	237	0,64
	Пл. 2, Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	275	0,85
	Пл. 3, SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$	312	0,88
	Пл. 4, TiCN	345	0,94

лях определяется знаком термических напряжений, а также степенью пластичности включений при деформации и уровнем концентрации деформационных напряжений. Определены коэффициенты влияния среды, показывающие степень воздействия неметаллических включений на малоцикловую долговечность стали.

2. Испытания на склонность колесной стали к коррозионному растрескиванию показали, что неметаллические включения существенно ухудшают механические характеристики. Наиболее чувствительными к воздействию коррозионной среды оказались сопротивление отрыву S_k и показатели пластичности δ и ψ по сравнению с пределом прочности σ_b . В максимальной степени все механические характеристики под действием коррозионной среды ухудшились в опытной плавке с сульфидными включениями.

3. 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 $TiCN$. Специфическое влияние неметаллических включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений в стали связано с активной ролью межфазных границ включение – матрица.

ЛИТЕРАТУРА

1. Воробьев А. А., Губенко С. И., Иванов И. А. и др. Ресурс и ремонтпригодность колесных пар подвижного состава железных дорог. — М.: ИНФРА-М, 2011. — 264 с.
2. Тодт Ф. Коррозия и защита от коррозии. — Л.: Химия, 1967. — 487 с.
3. Parkins R. N. Some electrochemical aspects of the mechanisms of corrosion fatigue / Metall Science. 1979. Vol. 13. N 13. P 381 – 386.
4. Металловедение и термическая обработка стали / Методы испытаний и исследования. В 2-х томах // Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. — М.: Металлургия, 1991. — 462 с.
5. Куслицкий А. Б. Неметаллические включения и усталость стали. — Киев: Техника, 1976. — 128 с.
6. Карпенко Г. В., Василенко И. И. Коррозионное растрескивание сталей. — Киев: Техника, 1971. — 191 с.
7. Степуренко В. Т. Влияние рабочих сред на свойства стали. — Киев: АН УССР, 1961. С. 51 – 58.
8. Лихтман В. И., Щукин Е. Д., Ребиндер П. А. Физико-химическая механика материалов. — М.: АН СССР, 1962. — 303 с.
9. Карпенко Г. В. Влияние активных жидких сред на выносливость сталей. — Киев: АН УССР, 1955. — 206 с.
10. Губенко С. И., Парусов В. В., Деревянченко И. В. Неметаллические включения в стали. — Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. — 536 с.
11. Ангаль Р. Коррозия и защита от коррозии: Учебное пособие. Изд. 2-е / Пер. с англ. — Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект», 2014. — 344 с.
12. Губенко С. И., Пинчук С. И., Белая Е. В. Исследование влияния неметаллических включений на коррозионное поведение колесной стали / Металлургическая и горнорудная промышленность. 2011. № 7. С. 70 – 74.

REFERENCES

1. Vorob'ev A. A., Gubenko S. I., Ivanov I. A., et al. Resource and maintainability of wheel pairs of trains of railways. — Moscow: INFRA-M, 2011. — 264 p. [in Russian].
2. Todt F. Corrosion and corrosion protection. — Leningrad: Khimiya, 1967. — 487 p. [in Russian].
3. Parkins R. N. Some electrochemical aspects of the mechanisms of corrosion fatigue / Metall Science. 1979. Vol. 13. N 13. P 381 – 386.
4. Metal science and thermal treatment of steel / Rakhshadt Methods of testing and research. In two volumes // M. L. Bernshteyn, A. G. Rakhshadt, edc. — Moscow: Metallurgiya, 1991. — 462 p. [in Russian].
5. Kuslitskii A. B. Non-metallic inclusions and fatigue of steel. — Kiev: Tekhnika, 1976. — 128 p. [in Russian].
6. Karpenko G. V., Vasilenko I. I. Stress corrosion cracking of steels. — Kiev: Tekhnika, 1971. — 191 p. [in Russian].
7. Stepurenko V. T. Influence of working environments on the properties of steel. — Kiev: Izd. AN USSR, 1961. S. 51 – 58.
8. Likhtman V. I., Shchukin E. D., Rebinder P. A. Physicochemical mechanics of materials. — Moscow: Izd. AN USSR, 1962. — 303 p. [in Russian].
9. Karpenko G. V. Influence of active liquid environments endurance steels. — Kiev: Izd. AN USSR, 1955. — 206 p. [in Russian].
10. Gubenko S. I., Parusov V. V., Derevyanchenko I. V. Non-metallic inclusions in steel. — Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2005. — 536 p. [in Russian].
11. Angal R. Corrosion and corrosion protection: tutorial. 2nd edition / Russian translation. — Dolgoprudnyi: Izdatel'skii Dom «Intellekt», 2014. — 344 p. [in Russian].
12. Gubenko S. I., Pinchuk S. I., Belaya E. V. A study of the influence of nonmetallic inclusions on corrosion behavior of wheel steel / Metallurg. Gornorud. Promyshl. 2011. N 7. P 70 – 74 [in Russian].