

О факторах, влияющих на качество рельсовой стали и рельсов

На основании результатов тонких металлофизических исследований металла рельсов установлены причины их отсортировки по неудовлетворительным значениям относительного сужения из-за локальной химической и структурной неоднородности, а также образования на них поверхностных дефектов как сталеплавильного, так и прокатного происхождения. Разработаны рекомендации для оптимизации технологий производства стали и рельсов на ПАО «МК «Азовсталь».

Ключевые слова: рельсы, дефекты, локальная химическая неоднородность, относительное сужение, структурная неоднородность, статистический анализ, тонкие металлофизические исследования, термообработка, науглероживание, кислород

Значительный объем грузоперевозок, строительство высоконагруженных железных дорог налагают все более высокие требования к качеству рельсов и стали для их изготовления. При совершенствовании технологии производства большое внимание уделяется обеспечению высокого уровня твердости и прочности при сохранении пластических свойств и ударной вязкости на достаточном уровне [1]. Однако в некоторых случаях в металле термообработанных рельсов наблюдали низкие значения относительного сужения при растяжении (ψ), что приводило к переводу их в низшую категорию качества. Кроме того, нередко отмечалось возрастание частоты обнаружения на рельсовом прокате поверхностных дефектов.

Немало исследований посвящено совершенствованию технологии производства рельсов и повышению их качества. Современным и высокоэффективным способом упрочнения является поверхностная закалка головки рельсов токами высокой частоты с охлаждением водовоздушной смесью [2] или сжатым воздухом [3]. Разработаны технологии, позволяющие упрочнять не только верхнюю, но и боковую поверхность головки рельса [4]. Достаточно внимания уделялось также повышению качества рельсовой стали и оптимизации ее химического состава [4, 5]. Существуют также исследования, посвященные снижению отрицательного влияния на свойства рельсовой стали неметаллических включений [6, 7]. Основная масса разработок направлена на повышение прочности, твердости, износостойкости рельсов, тогда как вопросы улучшения пластических свойств (относительного

удлинения и сужения) исследовали недостаточно. При совершенствовании технологии производства рельсов внимание уделяют не только обеспечению высоких механических свойств металла, но и снижению количества дефектов, образующихся в процессе их изготовления [8]. В связи с этим выяснение причин неудовлетворительных значений ψ и повышения частоты образования поверхностных дефектов, а также поиск путей их предотвращения приобрели высокую актуальность.

Цель работы – выяснение причин снижения относительного сужения металла рельсов до неудовлетворительных значений и повышения частоты образования поверхностных дефектов проката, а также разработка рекомендаций, направленных на уменьшение указанных недостатков.

Для производства железнодорожных рельсов типа Р65 на металлургическом комбинате «Азовсталь» применяют сталь конвертерной выплавки марки К76Ф, химический состав которой приведен в табл. 1.

В табл. 2 представлены как требуемые согласно действующим ТИ и ТУ механические свойства данной стали, так и фактические после термообработки (ТВЧ закалки от температуры 900-950 °С и самоотпуска при температуре 420-480 °С).

Как следует из приведенных данных, прочность, твердость, относительное удлинение и ударная вязкость удовлетворяют действующие требования, в то же время относительное сужение варьировалось в широких пределах и нередко оказывалось значительно ниже необходимого уровня. Количество партий рельсов с неудовлетворительным (<25 %)

Таблица 1

Химический состав рельсовой стали марки К76Ф

С	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V	S	P	N ₂	O ₂
%									ppm	
0,72-0,81	0,84-1,05	0,24-0,40	0,02-0,08	0,010-0,015	0,01-0,08	0,031-0,070	0,001-0,017	0,001-0,031	50-80	18-31

Таблица 2

Механические свойства рельсовой стали после термобработки

σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	Твердость, HRC	δ , %	ψ , %	A_{K1} , Дж/см ²
Требуемый уровень					
>800	>1196	33,0-43,5	>8	>25	>25
Фактический уровень					
850-1100	1202-1379	33-44	8,5-15,0	10-54	27-58

значением ψ в период с 28.02.2011 по 25.09.2011 г. было весьма велико и составляло около 40 % от выпускаемой продукции, а максимум распределения приходился на критические значения ($\psi = 24-27$ %).

Методы оптической металлографии не позволяли выявить существенной разницы в микроструктуре металла с удовлетворительными и неудовлетворительными значениями ψ . Таким образом, для более глубокого исследования причин возникновения провалов по ψ задействовали современные методы тонких металлофизических исследований, такие как просвечивающая и растровая электронная микроскопия, микрорентгеноспектральный анализ, оже-спектроскопия.

С помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-100CXII при ускоряющем напряжении 100 кВ методом фольг провели детальные исследования микроструктуры перлита, результаты которых представлены на рис. 1. Тонкие фольги приготавливали из интересующего участка рабочей части образцов по стандартной методике: вырезанные фрагменты утоняли механически до толщины 0,12 мм, затем с помощью электроискровой установки из них вырезали диски диаметром 3 мм, которые в дальнейшем подвергали двухсторонней электролитической струйной полировке на установке «Тенитол-2» производства фирмы «Struers». У электролита был следующий состав: 40 мл хлорной кислоты, 400 мл метилового спирта, 240 мл бутилового спирта. Температуру электролита при полировке поддерживали с помощью термостата на уровне меньше минус 30 °С.

Исследование тонких фольг, приготовленных от

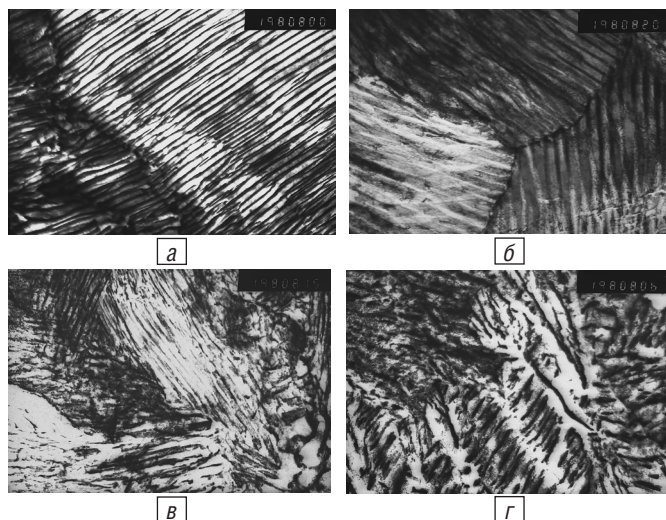


Рис. 1. Микроструктура рельсовой стали (просвечивающая электронная микроскопия, $\times 19808$): $\psi > 25$ % (а, б); $\psi < 25$ % (в, г)

образцов обоих типов, показало, что в образцах с $\psi > 25$ % микроструктура имеет равновесный характер, цементитные пластинки достроены. Межпластинчатое расстояние перлита лежит в интервале 0,13-0,19 мкм. В образцах с $\psi < 25$ % участков вырожденного перлита больше, а микроструктура имеет неравновесный характер, который проявляется в незавершенности цементитных пластин из-за нехватки углерода. Причиной этого может быть неравномерное распределение углерода в аустените и недостаточность времени и температуры для его диффузионного перераспределения.

Рентгенографические исследования показали взаимосвязь значений относительного сужения с уширением линии 110 феррита. Установлено, что, чем выше значение относительного сужения, тем меньше ширина линии. Так, для образцов с $\psi = 15$ % уширение линии 110 составляет 0,21 град., с $\psi = 25$ % – 0,189 град., а с $\psi = 31$ % – 0,100 град. Кроме того, увеличивается параметр решетки феррита для образцов с низкими значениями ψ : $a_{\text{фер.}} = 0,28717$ нм для образцов с $\psi = 31$ %, а для образцов с $\psi = 15$ % $a_{\text{фер.}} = 0,28790$ нм. Увеличение параметра решетки может быть следствием повышенного содержания углерода. С помощью программного обеспечения LEASQUAR проанализированы профили линии 110 для образцов с разным ψ . Установлено отклонение в малых углах профиля этой линии от Гауссова распределения для образцов с $\psi = 15$ %. Одной из возможных причин такого отклонения может быть наличие остаточного аустенита, что указывает на незавершенность феррито-перлитного превращения.

Поверхность разрушения образцов исследовали с использованием растровой электронной микроскопии. Микрофотографии изломов ($\times 350$) приведены на рис. 2; результаты микрорентгеноспектрального анализа с указанных участков даны в табл. 3.

На рис. 3 и 4 показаны микрофотографии и рентгеновские спектры включений, обнаруженных на поверхности разрушения образцов с $\psi = 28$ (рис. 3) и $\psi = 18$ (рис. 4). На поверхности разрушения образцов с $\psi > 25$ % проявляются преимущественно глобулярные включения сложного состава: сложные оксисульфиды, содержащие кальций, серу, алюминий; следы марганца, титана, ванадия размером менее 2 мкм; сульфиды кальция CaS; оксиды на основе марганца и железа; отдельные крупные (до 15 мкм) включения сложного состава, содержащие кальций, серу, кремний, алюминий, марганец; следы углерода и кислорода.

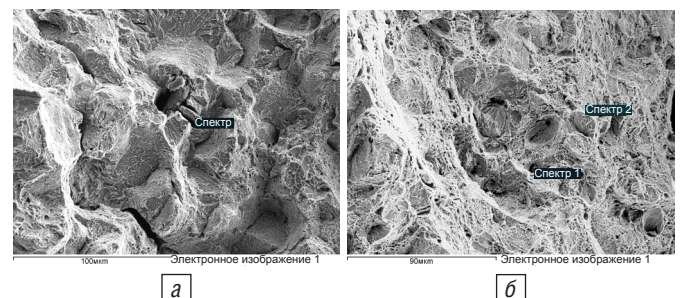


Рис. 2. Типичные поверхности разрушения разрывных образцов: $\psi < 25$ % (а); $\psi > 25$ % (б)

Результаты микрорентгеноспектрального анализа с поверхности разрушения для участков, указанных на рис. 2

Номер спектра	Элемент, %мас.										Итого
	O	Al	Ca	Fe	C	N	Ti	V	Nb	Si	
Спектр 1, а	9,96	65,25	3,36	21,44							100,00
Спектр 1, б				10,16	16,27	17,82	49,37	3,88	2,50		100,00
Спектр 2, б				72,43	27,02					0,55	100,00

Чаще встречаются глобулярные глиноземистые силикаты с оболочкой из сульфида кальция. На поверхности разрушения образцов с $\psi < 25\%$ наблюдаются следующие типы включений: оксиды марганца и алюминия; сульфиды марганца MnS ; оксиды, содержащие кремний и алюминий; марганец и кремний; марганец и алюминий; сложные оксиды, содержащие марганец, кремний, алюминий и кальций; сложные оксисульфиды, содержащие кальций, серу, марганец, алюминий и кремний. Особенностью этих поверхностей разрушения является наличие крупных (10,0-14,5 мкм) скоплений глиноземистых силикатов без оболочки сульфида кальция, которые встречаются чаще, чем в случае образцов с высоким уровнем ψ . Преобладает остроугольная форма включений.

Методами оже-спектроскопии установлена зависимость ψ от соотношения содержаний углерода и кислорода: $C/O = 1/2$ (в образцах с $\psi < 25\%$) и $C/O = 1,5/1,0$ (в образцах с $\psi > 25\%$). Корреляция между содержанием кислорода в металле и значени-

Таблица 3

ем ψ подтверждена статистически, а именно: чем больше кислорода в металле, тем меньше ψ . Оже-спектры рельсовой стали с $\psi > 25\%$ (а) и $\psi < 25\%$ (б) показаны на рис. 5.

С применением статистики определена зависимость относительного сужения рельсовой стали от технологических факторов и химического состава. При помощи многофакторного регрессионного

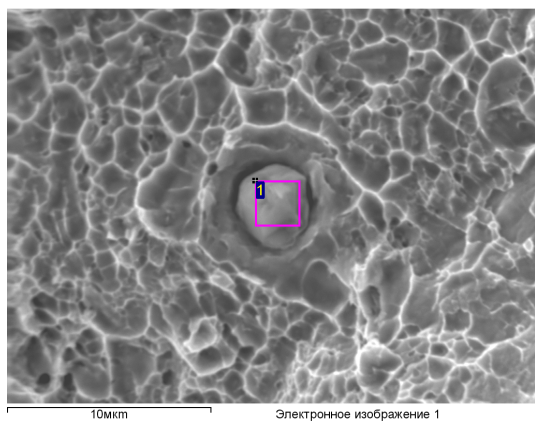
анализа получено уравнение зависимости ψ от технологических факторов производства рельсов и химического состава стали:

$$\psi = 149,84 - 22,65Mn + 74,6Cr - 6,29V - 2,61(t_n/v_{дв.р}) - 0,096t_n + 0,092t_{c.o},$$

где Mn – содержание марганца, %; Cr – содержание хрома, %; V – содержание ванадия, %; t_n – температура нагрева под закалку, °C; $v_{дв.р}$ – скорость движения рельсов в закалочной машине, мм/с; $t_{c.o}$ – температура самоотпуска, °C.

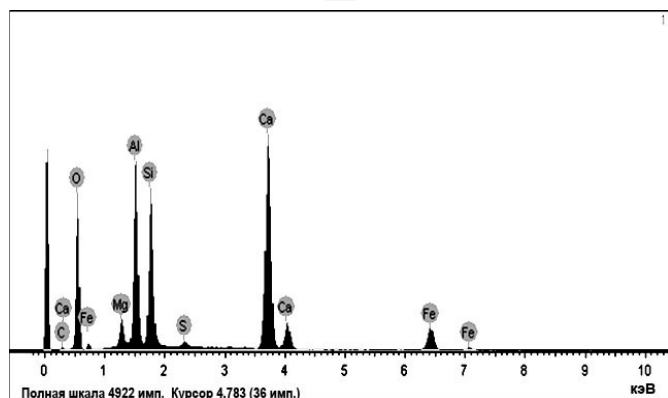
Установлено влияние содержания кислорода на возникновение низких значений ψ (рис. 6, а). На показатели относительного сужения оказывают влияние температура самоотпуска (рис. 7, а) и отношение температуры нагрева под закалку к скорости движения рельсов в закалочной машине (рис. 7, б). На рис. 6, б показана зависимость ψ от суммы $(C + Mn/5)$.

Проведенные исследования дают возможность



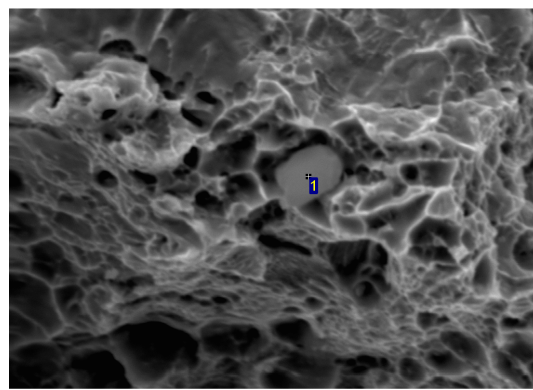
10мкм Электронное изображение 1

а



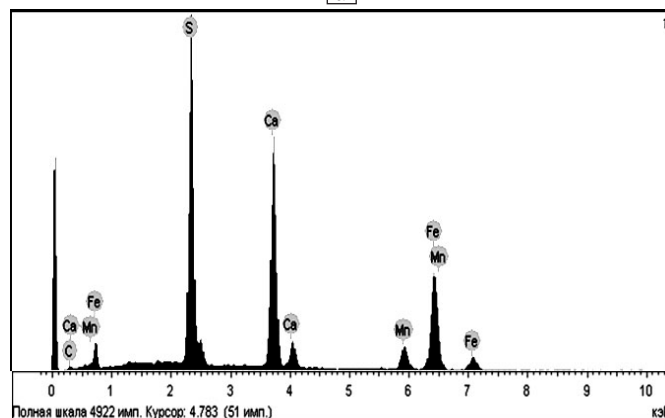
б

Рис. 3. Неметаллическое включение на поверхности разрушения (а); рельсовой стали с $\psi = 28\%$ и его элементный состав (б)



10мкм Электронное изображение 1

а



б

Рис. 4. Неметаллическое включение на поверхности разрушения (а) рельсовой стали с $\psi = 18\%$ и его элементный состав (б)

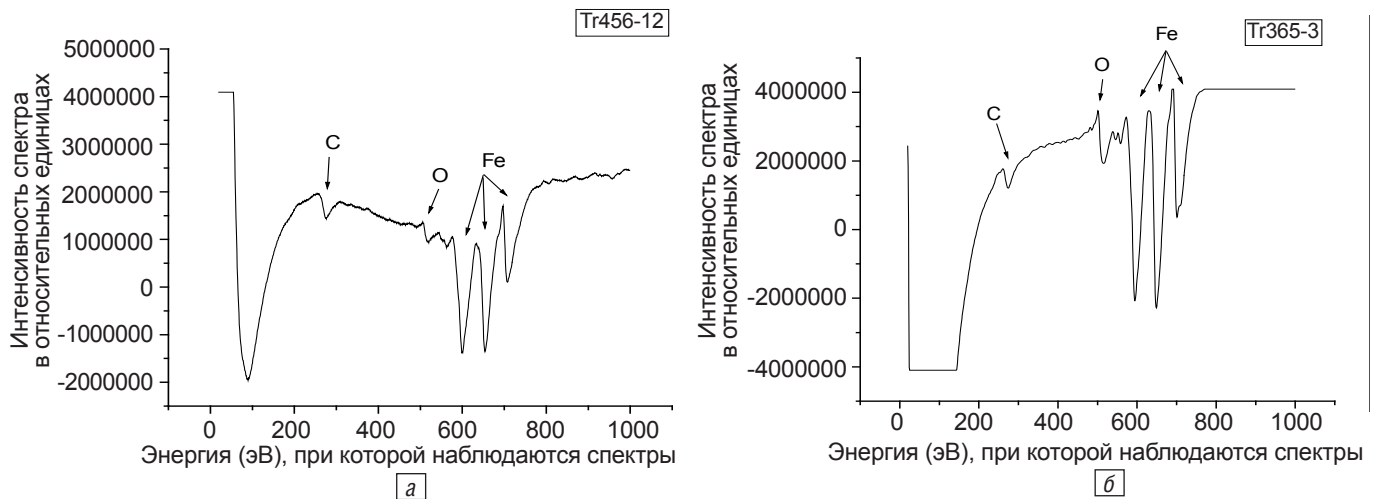
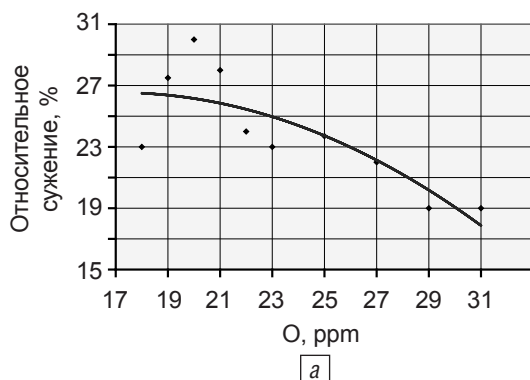
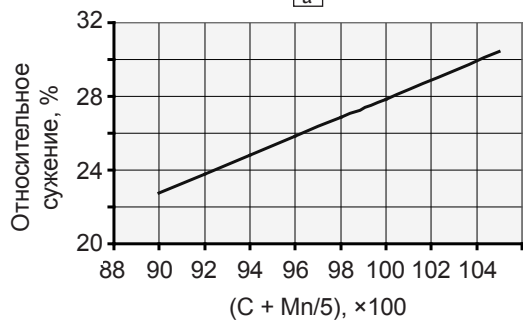


Рис. 5. Оже-спектры рельсовой стали (по оси X – $dN(E)/dE$; по оси Y – $E(eV)$: $\psi > 25\%$ (а); $\psi < 25\%$ (б))

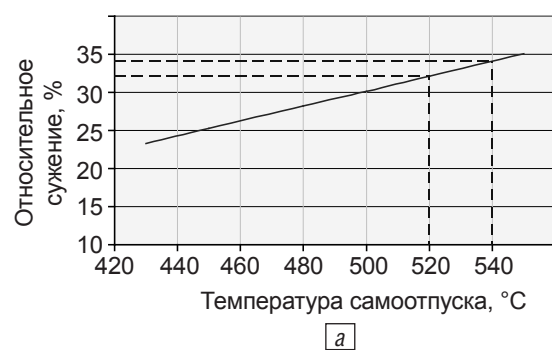


а

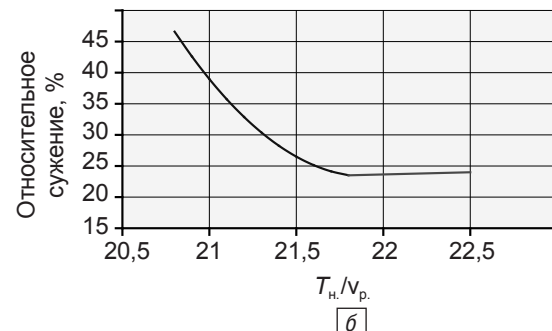


б

Рис. 6. Изменение относительного сужения от факторов химического состава: содержания кислорода (а); суммы содержания углерода и содержания марганца, деленного на 5 (б)



а



б

Рис. 7. Изменение относительного сужения от параметров термообработки: температуры самоотпуска (а); отношения температуры нагрева под закалку к скорости движения рельсов в закалочной машине (б)

заключить, что несколько повышенная степень загрязненности оксидными включениями (большая средняя длина строчек) стали с неудовлетворительными значениями ψ , а также микронеоднородность по углероду и кислороду указывают не только на необходимость оптимизации технологии раскисления и науглероживания рельсовой стали, но и увеличения длительности внепечной обработки.

В ходе исследований поверхностных дефектов рельсового проката одна из основных задач заключалась в установлении того, на каком этапе производства рельсов они формируются – при производстве слитков (сталеплавильное происхождение) или в процессе прокатки (прокатное происхождение), что необходимо для выдачи конкретных технологических рекомендаций по их предотвращению. Для исследования применяли методы оптической и электронной

микроскопии, а также микрорентгеноспектрального анализа.

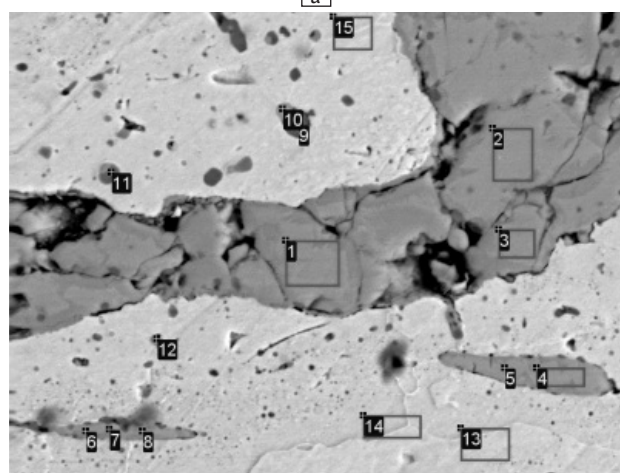
Металлографическими исследованиями рельсов с дефектами установлено, что дефекты, локализованные в головке рельса, составили 55 % от общего числа, локализованные в подошве – 40 %, в шейке – 5 %. Дефекты сталеплавильного происхождения наблюдали в 37 %, дефекты прокатного производства – в 56 %, общие – в 7 %. Дефекты, локализованные на поверхности катания головки и в шейке рельса, чаще всего представляли собой раскатанные загрязнения и трещины (то есть дефекты сталеплавильного происхождения), локализованные в крайней трети подошвы (на кромке пера) и на боковой поверхности головки, в большинстве случаев являлись прокатными пленами.

Микрофотографии по месту дефектов прокатного

происхождения представлены на рис. 8 (оптическая металлография и растровая электронная микроскопия). Усредненные результаты микрорентгеноспектрального анализа окислов и основного металла по месту прокатных дефектов приведены в табл. 4.



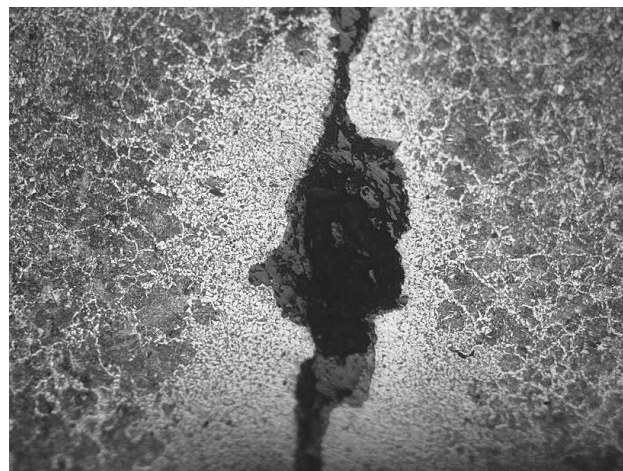
а



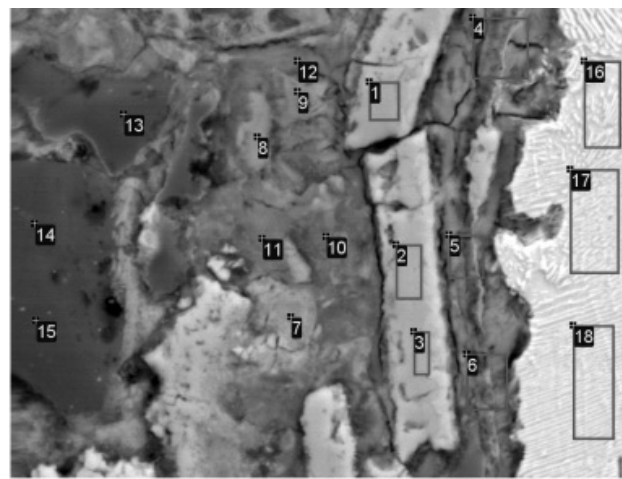
б

Рис. 8. Микрофотографии типичных прокатных дефектов: оптическая металлография, $\times 500$ (а); растровая электронная микроскопия (б)

Вид дефектов указывает на то, что они представляют собой пленки. Отсутствие значительных скоплений неметаллических включений и сильного диффузионного окисления отслоившегося металла дает возможность предположить, что образование этих



а



б

Рис. 9. Микрофотографии дефектов сталеплавильного происхождения: оптическая микроскопия, $\times 500$ (а); растровая электронная микроскопия (б)

Таблица 4

Усредненные результаты микрорентгеноспектрального анализа окислов и основного металла по месту прокатных дефектов

C	O	Mn	Al	Si	P	S	Ca	Ti	V	Cr	Fe	Ni
Окисел												
0	27,72	0,62	0,03	0,07	0	0	0	0,02	0,09	0,18	71,23	0,04
Основной металл												
1,82	1,01	0,69	0,12	0,19	0,05	0,02	0,01	0,08	0,05	0,04	95,85	0,07

Таблица 5

Усредненные результаты микрорентгеноспектрального анализа окислов и основного металла по месту дефектов сталеплавильного происхождения

C	O	Mn	Al	Si	P	S	Ca	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Na	K
Окисел, прилегающий к металлу														
10,95	34,57	0,48	0,06	0,41	0,07	0,51	0,11	0,06	0,05	0,08	52,53	0,10	0	0,02
Окисел, отстоящий от металла														
9,94	43,27	2,83	6,85	29,72	0,05	0,05	0,55	0,22	0,07	0,02	0,51	0,03	2,24	3,47
Основной металл														
0,95	1,88	0,61	0,12	0,31	0,08	0,03	0,03	0,06	0,07	0,20	96,50	0,06	0	0,05

плен произошло в процессе прокатного передела.

Микрофотографии по месту дефектов сталеплавильного происхождения показаны на рис. 9. Усредненные результаты микрорентгеноспектрального анализа окислов и основного металла по месту дефектов сталеплавильного происхождения приведены в табл. 5.

Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа окислы, заполняющие трещины, имеют сложный состав (содержат кислород, алюминий, кремний, калий, марганец) и представляют собой оксиды железа и алюмосиликаты. Окисел имеет два слоя: слой, прилегающий к металлу, содержит кислород, железо и некоторое

количество серы, фосфора, кальция, калия и углерода, он представляет собой окалину; слой окисла, отстоящий далее от металла, не содержит железа, но содержит кислород, алюминий, кремний и калий, а также значительно большее количество марганца, некоторое количество натрия, меньшую долю серы и является алюмосиликатом. Подобный многослойный характер заполняющих дефект окислов выявили и на других дефектах, локализованных в шейке рельса, а это свидетельствует о вероятном сталеплавильном происхождении этих дефектов.

На основании проведенных исследований можно заключить, что поверхностные дефекты рельсов имеют как сталеплавильное (37 %), так и прокатное происхождение (56 %). К сталеплавильным дефектам можно отнести плены, раскатанные трещины, раскатанные неметаллические включения, газовые пузыри. К прокатным дефектам относятся плены, заполненные окалиной и алюмосиликатами, которые образуются вследствие механического травмирования заготовки в процессе прокатного передела.

Выводы

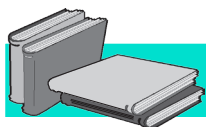
1. Одной из причин снижения относительного сужения может быть недостаточная раскисленность стали ввиду низкого содержания углерода (около 0,05 %) на ее выпуске из конвертера. Последующее науглероживание стали до 0,7-0,8 % С в процессе

внепечной обработки не всегда дает возможность обеспечить однородность распределения углерода (и кислорода) в микромасштабе.

2. Для снижения частоты возникновения неудовлетворительных значений относительного сужения металла рельсов необходимо: оптимизировать технологию раскисления и науглероживания рельсовой стали, а также увеличить длительность внепечной обработки; повысить температуру самоотпуска рельсов до 520-540 °С с целью ускорения диффузионных процессов для снижения микронеоднородности по углероду; оптимизировать температуру нагрева (t_n) и скорость движения рельса в закалочной машине (v_p) до соотношения $t_n/v_p < 21,5$.

3. Для предотвращения формирования дефектов сталеплавильного характера необходимо в процессе сталеплавильного передела уделять внимание соблюдению технологии разлива, подготовки изложниц (применение высококачественных сухих сифонных припасов, правильно смазанных изложниц), использовать шихтовые материалы, легирующие добавки и теплоизолирующие смеси с влажностью, не превышающей допустимый уровень (не более 1,5 ppm).

4. Для предотвращения формирования дефектов прокатного характера рекомендуют использование бездефектных валков и транспортных устройств, исправных прокатных калибров и правильных настроек привалковой арматуры.



ЛИТЕРАТУРА

1. Совершенствование сортамента и технологии производства железнодорожных рельсов / Д. В. Сталинский, А. С. Рудюк, И. В. Ганошенко и др. // *Металлургическая и горнорудная пром-сть.* – 2010. – № 6. – С. 66-68.
2. Разработка оптимальных режимов поверхностной закалки головки рельсов с нагрева токами высокой частоты / Д. В. Сталинский, А. С. Рудюк, В. Е. Сапожков и др. // Там же. – 2009. – № 5. – С. 65-70.
3. Сталинский Д. В., Нестеров Д. К., Сапожков В. Е. Улучшение качества рельсов при закалке с нагрева токами высокой частоты (ТВЧ) // Там же. – 2006. – № 1. – С. 66-71.
4. Износостойкость закаленных рельсов и совершенствование технологии их производства / Д. В. Сталинский, Д. К. Нестеров, А. С. Рудюк, В. Е. Сапожков // Там же. – 2009. – № 4. – С. 64-69.
5. Оптимизация химического состава стали и технологии для производства рельсов низкотемпературной надежности / А. А. Дерябин, И. Г. Горшенин, В. В. Могильный и др. // *Сталь.* – 2005. – № 6. – С. 134-136.
6. Левченко Н. В. Изменение неметаллических включений в процессе производства рельсов // *Металлургическая и горнорудная пром-сть.* – 2006. – № 2. – С. 63-65.
7. Новый методический подход к оценке загрязненности рельсов включениями кислородной группы / А. А. Дерябин, А. Б. Добужская, Л. В. Минаева и др. // *Сталь.* – 2001. – № 1. – С. 70-73.
8. Дефекты и качество рельсовой стали: Справ. / В. В. Павлов, М. В. Темлянец, Л. В. Корнева и др. – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.

Анотація

Троцан А. І., Каверинський В. В., Кошуле І. М., Носоченко О. О.

Про фактори, що впливають на якість рейкової сталі та рейок

На підставі результатів тонких металофізичних досліджень металу рейок встановлено причини їх відсортування по незадовільних значеннях відносного звуження через локальну хімічну та структурну неоднорідність і утворення на них поверхневих дефектів як сталеплавильного, так і прокатного походження. Розроблено рекомендації для оптимізації технологій виробництва сталі та рейок на ПАТ «МК «Азовсталь».

Ключові слова

рейки, дефекти, локальна хімічна неоднорідність, відносне звуження, структурна неоднорідність, статистичний аналіз, тонкі метало-фізичні дослідження, термообробка, науглерожування, кисень

On the basis of the results obtained in the studies of mechanical properties of the rails the reasons of their rejection due to the undesired values of their relative contraction due to the local and structural heterogeneity and the formation of surface defects of both steelmaking and rolling origin have been determined. Recommendations for optimization of steelmaking technologies and production of rails at «Azovstal» have been worked out.

УДК 621.771.294.04:621.746.004.12

А. И. Бабаченко, А. В. Рослик*, Е. Г. Демина, А. В. Кныш, Ж. А. Дементьева, Е. А. Шпак

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, Днепропетровск

*ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», Днепропетровск

Перспективы повышения качества железнодорожных колес, изготовленных из непрерывнолитой заготовки

Показано, что использование для производства железнодорожных колес непрерывнолитой заготовки обеспечивает получение в них более плотной макроструктуры и однородной феррито-перлитной структуры, снижает загрязненность неметаллическими включениями и повышает ударную вязкость и усталостную прочность металла колес по сравнению с колесами, изготовленными из мартеновского слитка.

Ключевые слова: железнодорожные колеса, непрерывнолитая заготовка, микроструктура, механические свойства

Железнодорожные колеса являются одним из наиболее ответственных элементов подвижного состава железнодорожного транспорта, которые в процессе эксплуатации подвергаются воздействию статических, циклических и динамических нагрузок при движении состава, а в локальных областях при его торможении – циклическим воздействиям высоких температур [1, 2]. Важный этап в повышении качества отечественной металлопродукции для железнодорожного транспорта – ввод в эксплуатацию в 2012 г. электросталеплавильного комплекса «ИНТЕРПАЙП СТАЛЬ», который обеспечил производство железнодорожных колес в Украине из собственной непрерывнолитой заготовки (НЛЗ).

При освоении производства колес из НЛЗ в соответствии с требованиями межгосударственного стандарта ГОСТ 10791-2011 «Колеса цельнокатаные» специалисты ИЧМ НАН Украины и ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» провели комплексные сравнительные исследования макро-, микро-, дендритной структуры, загрязненности неметаллическими включениями стали для железнодорожных колес марки 2, разлитой в слитки Ø 485 мм (мартеновская сталь) и в непрерывнолитую заготовку Ø 470 мм (электросталь),

а также железнодорожных колес, изготовленных из этих заготовок.

Материалом исследования являлись темплеты слитка и НЛЗ и вырезанные из них образцы для металлографического анализа, а также образцы готовых колес, отобранных в соответствии с требованиями ГОСТ 10791-2011, для исследования микроструктуры и проведения механических испытаний (рис. 1). Химический состав исследованных плавок колесной стали марки 2 приведен в табл. 1.

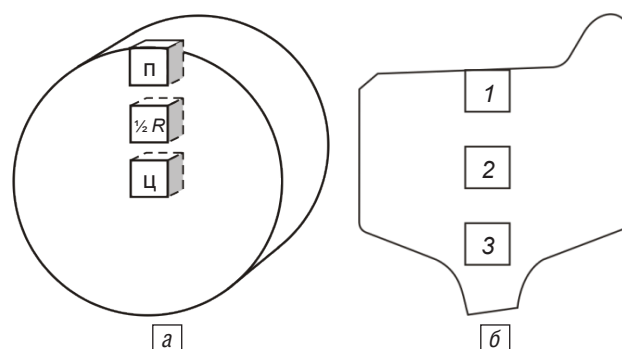


Рис. 1. Схема вырезки образцов для металлографического анализа из слитка и НЛЗ (а); из готовых колес (б)