

Т.М. ТИТОВА, Институт черной металлургии НАН Украины

РЕЗЕРВЫ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА РЕЛЬСОВ. СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Розроблено технологію понадпідного мікролегування сталевого злитка, що включає введення присадки зі струменем розплаву, що доливається. Вибір як модифікатор бора забезпечує стабільне підвищення рівня фізико-механічних властивостей прокату.

Разработана технология сверхподного микролегирувания стального слитка, включающая ввод присадки со струей доливаемого расплава. Выбор в качестве модификатора бора обеспечивает стабильное повышение уровня физико-механических свойств проката.

Ways of perfection of the technological circuit of producing of rails are considered. It is shown, that microalloying is the important reserve of improvement of quality of rail steel.

Качество рельсов – гарантия надежности движения железнодорожного транспорта

Согласно данным, приведенным на состоявшейся в мае нынешнего года в Днепропетровске XI-й международной конференции «Проблемы механики железнодорожного транспорта», отчисления из ВВП, предусмотренные на аварийные ситуации на железнодорожном транспорте, составляют 2%. При этом существенную роль в обеспечении безопасности движения подвижного состава играет качество рельсов, оказывающее также существенное влияние на износостойкость колес [1].

В связи с интенсификацией движения на железных дорогах страны, увеличения жесткости пути, числа и грузонапряженности перевозок постоянно растут показатели, определяющие срок службы рельсов: скорость движения и напряженность на ось. Строительство в перспективе скоростных и высокоскоростных железнодорожных магистралей, постоянное увеличение веса, перевозимых грузов, использование железобетонных шпал и пр., приводят к увеличению динамического воздействия на колесную пару и ужесточению требований, предъявляемых к эксплуатационным свойствам и качеству железнодорожных рельсов.

Пути повышения качества рельсов

Следует отметить, что ранее используемые возможности повышения работоспособности рельсов за счет увеличения их сечения (веса), повышения содержания углерода и легирования стали фактически исчерпаны.

В настоящее время основные направления повышения качества рельсов связывают с совершенствованием технологии их производства, включающей комплекс мероприятий по вы-

плавке, внепечной обработке, разливке и термообработке металла, нацеленных на оптимизацию химического состава рельсовой стали и обеспечение рациональной структуры конечной металлопродукции.

Совершенствование технологической схемы производства рельсовой стали осуществляется в направлении увеличения доли металла, выплавляемого в конверторах и электропечах (имеющих преимущество по содержанию газов, неметаллических включений (НВ), серы [2, 3, 4]) с разливкой металла на вертикальных и радиальных МНЛЗ, что позволяет улучшить качественные и эксплуатационные показатели рельсов [5, 6]. Постоянно ведутся работы по уточнению и модернизации технологии непрерывной разливки рельсовой стали, нацеленные на повышения металлургического качества непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) [7, 8, 9].

Управление структурой достигается, главным образом, разработкой эффективных режимов термообработки, обеспечивающих необходимые глубину и уровень прочности закаленного слоя, определяющих высокий комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств металла. На современных рельсобалочных заводах СНГ используются, в основном, три варианта термообработки: объемная закалка в масло с последующим отпуском, поверхностная закалка с индукционного нагрева и поверхностная закалка с объемного печного нагрева [10]. При этом считается, что микроструктурой, оптимальной с точки зрения достижения контактной прочности, твердости, живучести, выносливости и пр., является сорбит закалки, имеющий тонкопластинчатое строение с минимальным межпластинчатым расстоянием. Непрерывно ведутся работы, направленные на совершенствование термообработки, в част-

ности, УкрНИИМет совместно с ОАО «Азов-сталь» разработали технологию упрочняющей термообработки рельсов Р65, включающую нагрев головки рельсов ТВЧ с последующим двухстадийным охлаждением в рельсозакалочной машине и дополнительной закалкой боковых граней рельсов [11], что позволяет достичь уровня механических свойств, требуемых по ГОСТ Р 51685-2000.

Заслуживает внимания недавно разработанная технология производства рельсов из низколегированной стали М70ХГСФ, обеспечивающая высокий комплекс механических свойств в незакаленном состоянии (близких к свойствам термообработанных рельсов), что позволяет исключить их термообработку [12].

Решение задачи коренного повышения основных эксплуатационных свойств стали предполагает не только улучшение металлургического качества стали и совершенствование режимов термообработки, но и широкое использование возможностей карбонитридного упрочнения металла. Предлагаемые варианты [13] формирования в стали карбонитридов титана, ванадия, ниобия и пр. предназначены для производства металлопроката, функционирующего в условиях высоких динамических нагрузок.

Роль НВ в обеспечении качественных показателей рельсов

Статистический учет причин выхода из строя рельсов, выполненный ВНИИЖТ, свидетельствует, что основным видом повреждений являются контактно-усталостные, которые, наряду с живучестью и вязкостью разрушения, представляют основную характеристику конструктивной прочности металла, (то есть работоспособности рельсов при эксплуатации), зависящую от структуры рельсовой стали. В процессе разрушения рельсов можно выделить 3 стадии контактно-усталостных разрушений [10]: образование внутренней продольной трещины в головке рельсы, переход продольной трещины в поперечную и развитие поперечной трещины вглубь головки, ведущее к хрупкому разлому рельсы. Анализ механизма таких разрушений позволяет наметить пути повышения контактно-усталостной прочности, то есть качества рельсов, состоящие в обеспечении однородности состава на глубину, превышающую глубину закаленного слоя и достижения минимального загрязнения стали НВ, прежде всего, строчечными оксидными включениями.

Следует отметить, что наличие в стали НВ позволяет рассматривать ее как композитный материал, в котором неметаллические включе-

ния представляют важный фактор концентрации напряжений, ведущий к нарушению сплошности матрицы.

Давно замечено [14], что при эксплуатации рельсов усталостные трещины зарождаются в местах сосредоточения строчечных сегрегаций оксидов. Выполненные нами исследования также подтвердили известные данные о том, что присутствие НВ, вытянутых вдоль направления прокатки, в условиях воздействия внешней нагрузки облегчает зарождение трещины и распространения ее вдоль включений [15] (рис. 1).

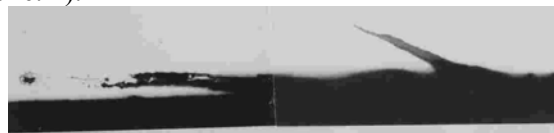


Рис. 1. Зарождение трещины на оксидах (слева) и сульфиде марганца (справа)

В настоящее время достаточно подробно изучены основные закономерности зарождения и распространения усталостных трещин у НВ, возникающих под действием циклических нагрузок, а также сформулированы основные требования к НВ по составу (соотношение степени пластичности включения и матрицы), форме (глобулярная), размеру (мелкие, в сопоставлении с уровнем нагрузки) и распределению (равномерное в объеме матрицы), которые являются основой для совершенствования технологии микролегирования рельсовой стали.

Особое значение уделяется исследованию влияния внешних воздействий на межфазную границу включение-матрица. Известно, что под воздействием горячей пластической деформации, или высокотемпературного отжига, происходит исчезновение микропор и увеличение площади контакта включения и матрицы. Среди современных средств воздействия на неметаллические включения надо указать лазерную обработку, которая стимулирует релаксационные процессы, сопровождающиеся диффузионными, сдвиговыми и фазовыми превращениями, способствующими повышению когезионной прочности, ведущей к увеличению трещиностойкости стали [16].

Микролегирование рельсовой стали

Решение проблемы оптимизации состава и морфологии НВ тесно связано с микролегированием (модифицированием), являющимся также эффективным путем изменения микроструктуры рельсовой стали. Обе проблемы особенно интенсивно изучались в 70...80-е годы прошлого века.

Анализ большого числа публикаций в научной литературе и патентных источниках, касающихся модифицирования стали, из огромного числа имеющихся, показал, что этот вопрос является одним из проблемных в теории и практике металлургических процессов. На решении его были сосредоточены значительные силы ученых, инженеров, исследователей и производственников нескольких поколений. За длительный период времени накоплен огромный фактический материал, предложен ряд теорий, механизмов и пр., позволивших сделать существенный вклад в понимании процессов, происходящих при модифицировании стали, исследовано большое поисковое поле и эти результаты следует с пользой использовать.

В то же время, несмотря на глубокую и детальную проработку проблемы, сегодня нет окончательной ясности в понимании природы и механизма воздействия модификаторов на формирование структурных составляющих стали. Так, требуют дальнейшего изучения и доработки отдельные вопросы, в частности, синергизма вводимых присадок, избирательного и/или целенаправленного влияния чрезвычайно малых доз вводимых в расплав элементов на структуру и НВ.

В результате проведения большого комплекса работ опробованы различные модифицирующие элементы для рельсовой стали [17, 18], причем наилучшие результаты получены, как правило, при вводе их в составе лигатур в ковш [19]. Практически при всех вариантах модифицирования обнаружено изменения природы НВ и уменьшение степени загрязненности металла строчечными оксидами. Показано [20], что одним из эффективных модификаторов рельсовой стали является ванадий. Предложены различные варианты его ввода в виде Fe-V и Fe-Si-V, как отдельно, так и совместно с Si-Ca. Однако следует заметить, что ванадий, кальций и ниобий, обычно широко используемые в зарубежной практике микролегирования стали, являются в Украине дефицитными и дорогостоящими элементами.

С учетом наличия модификаторов в сырьевой базе страны в настоящее время над задачей создания технологии комплексного микролегирования титаном и бором стали, предназначенной для изготовления деталей, функционирующих в условиях интенсивного изнашивания, активно работают донецкие ученые [21].

Из заслуживающих внимание предложений по промышленному использованию комплексных добавок микролегирующих элементов в сталь следует отметить бескремнистые лигатуры на базе P3Э, Al и Ca, позволяющие обеспе-

чить дозированный ввод и высокую степень усвоения компонентов [22].

Изучение современных тенденций совершенствования технологии модифицирования стали свидетельствует о направленности их на поиск новых резервов повышения качества металла, одним из которых является целенаправленное воздействие на компоненты расплава активных элементов, вводимых в предкристаллизационный период. В настоящее время актуальность такого поиска очевидна для каждого из двух используемых промышленных вариантов разливки стали.

Поэтому нами была поставлена задача определения рациональных путей позднего и сверхпозднего ввода модификаторов 1 и 2 рода в жидкий и затвердевающий расплав и установления влияния их на структуру и НВ при разливке стали на слитки и НЛЗ.

Позднее микролегирование рельсовой стали

При выборе модификаторов исходили из их физико-химических свойств и наличия их в сырьевой базе Украины. Опробовали нитриды титана (вводимые как самостоятельно, так и образующиеся из компонентов непосредственно в расплаве), бор и P3Э. Присадку модификаторов осуществляли как самостоятельно, так и совместно в составе лигатур, шлакообразующих брикетов и пр. Для усиления модифицирующего эффекта вводимых элементов особое значение уделено стратегии позднего микролегирования.

Наши представления о целесообразности поздней присадки Ti, N и P3Э в сталь основаны на результатах собственных исследований эффективности модифицирования среднеуглеродистой стали добавками P3Э, вводимыми на различных этапах затвердевания слитков массой 0,5; 0,75; 4,3; 8,4 и 20 т при сифонной разливке и разливке стали сверху [23, 24]. В слитках с присадками Ti (0,02...0,04%) и N (0,022%) обнаружено уменьшение протяженности зоны столбчатых дендритов, существенное измельчение первичной и вторичной структуры с увеличением доли феррита (рис.2).

Установлено, что микролегирование исследуемых сталей (с различными содержанием серы и степенью раскисленности) добавками P3Э обеспечивает изменение природы НВ (образуются глобулярные оксисульфиды P3Э, плохо деформирующиеся при прокатке (рис. 2) взамен овальных и угольных сульфидов марганца, значительно вытягивающихся при деформировании металла [25], что приводит к повышению пластических свойств и, особенно,

ударной вязкости металлопроката различного назначения. Позднее микролегирование РЗЭ стали с обычным содержанием серы сопровождается увеличением количества НВ на нижних горизонтах слитка.

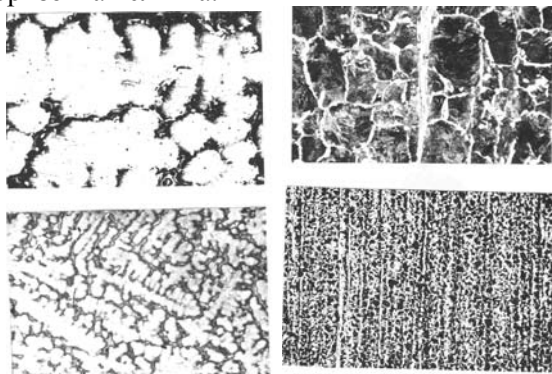


Рис. 2. Первичная и вторичная структура сравнительного (слева) и опытного (справа) металла

Однако и в этом случае ударная вязкость металла практически такая, как и участков, незагрязненных скоплениями НВ (при 20°C, соответственно 0,38 и 0,34 Мдж/м² для продольных образцов и 0,29 и 0,28 Мдж/м² для поперечных образцов). Рассмотрен механизм и предложены две гипотезы образования оксисульфидов РЗЭ в донном конусе кристаллов [26, 27] (рис. 3).



Рис.3. Скопления оксисульфидов РЗЭ.

Наилучшие результаты получены при совместном вводе Ti, N и РЗЭ в рельсовую сталь в жестяных трубках после наполнения изложницы [28]. Обнаружено увеличение степени усвоения Ti на 30%, а РЗЭ на 50% при совместном вводе добавок. При этом оптимальные содержания Ti и РЗЭ составляют 0,02%, а N – 0,020...0,022%. Комплексно обработанные рельсы типа Р50, подвергнутые закалке от 880°C с последующим самоотпуском, обладают наибольшей износостойкостью. Так, при испытании на установке СМЦ-2 потеря веса после 75000 оборотов для опытных образцов составила 0,522...0,525г, а для сравнительных – 1,087...1,091г. При испытании на усталостную прочность наибольшее число циклов (1980000) выдержал металл рельсов из стали, обработанной Ti, N и РЗЭ, в то время как образцы из

сравнительного металла выдержали 1260000 циклов, что составляет 11 и 6 часов непрерывной работы, соответственно. Присадки Ti и N совместно с РЗЭ на 202 МПа повышают прочностные свойства и на 2...5 единиц HRC увеличивают твердость, сохраняя при этом достаточно высокий уровень пластичности и ударной вязкости металла рельсов.

Технология сверхпозднего микролегирования при разливке стали в изложницы

Согласно нашим ранним исследованиям поздний ввод модификатора сопряжен с трудностями обеспечения его равномерного распределения в объеме расплава, что обусловлено ослаблением конвективных потоков при вводе добавки по ходу затвердевания слитка. Равномерному распределению компонентов способствует активизация перемешивания расплава. Обычно используемые в металлургической практике средства перемешивания расплава (электромагнитное перемешивание, виброобработка и пр.), как правило, дорогостоящие и довольно сложны в изготовлении и применении. Поиск простых средств перемешивания расплава привел нас к предложению использования в качестве источника движения, непосредственно, струю разливаемого расплава.

Исследования особенностей формирования слитков при порционной отливке, выполненные нами на физических моделях, свидетельствуют о быстром и хорошем взаимном перемешивании расплавов струей доливаемого расплава, проникающего вплоть до закристаллизовавшегося слоя [28]. Это согласуется с наблюдениями и расчетами, выполненными при разливке стали сверху [29], свидетельствующими, что пятикратное увеличение скорости потоков в приповерхностной зоне головной части затвердевающего слитка соответствует семи-восьмикратному возрастанию ее в донной части изложницы.

При сверхпозднем микролегировании и перемешивание расплава происходит воздействие модификатора и доливаемой струи на гидродинамические, теплофизические и физико-химические процессы в затвердевающем слитке. Совместное использование двух методов внешнего физико-химического воздействия на кристаллизующуюся сталь, несомненно, имеет ряд преимуществ. В частности, такой способ ввода модификатора, во-первых, позволяет исключить наличие его в поверхностном слое, закристаллизовавшемся до ввода присадки, что повышает технологичность металла при термомеханической обработке; во-вторых, использовать эффект фактора воздействия доли-

ваемой струи, осуществляющей перемешивание затвердевающего в изложнице расплава и, тем самым, создать предпосылки для равномерного распределения модификатора объеме слитка; в-третьих, повысить степень усвоения модификаторов, в сравнении с другими методами ввода их в изложницу.

Разработанная технология сверхпозднего микролегирования стали прошла опытно-промышленное опробование в условиях кислородно-конверторного цеха КГТМК «Криворожсталь» при отливке в изложницы, уширенные как книзу, так и вверх, 8-т слитков различных марок стали [31]. Ввод модификаторов (Ti, FeSe, B и др.) производили со струей доливаемого расплава по наполнению изложницы на 80% высоты (или до прибыльной надставки) после кратковременной выдержки и затвердевания основной его порции стали.

Применение бора в сочетании с термоупрочняющей обработкой позволило достичь уменьшения степени ликвации серы на 62...66% и фосфора на 16...31%; обеспечить изменение морфологии и распределения неметаллических фаз (появление сульфидов в оксидной оболочке в зонах с наибольшим содержанием бора); увеличение на 1...2 балла величины аустенитного зерна; увеличение степени дисперсности и плотности продуктов распада аустенита (рис.4а, 4б). Механическими испытаниями установлено увеличение предела прочности и текучести на 25...30 Н/мм², повышение твердости от 82...84 до 86...88 HRC – у поверхности и от 78...80 до 81...83 HRC - в центре, а также микротвердости на 120...130 кг/мм² по всему сечению проката.

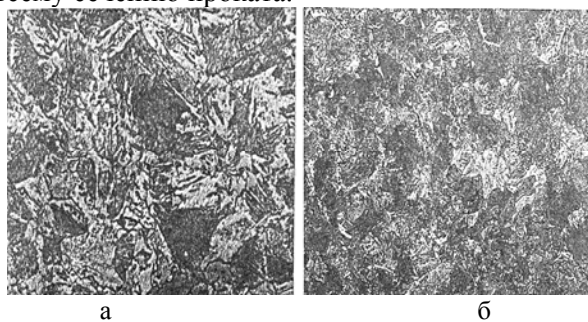


Рис.4. Микроструктура осевой зоны арматурного металлопроката на уровне 65% высоты тела слитка: а – сравнительного, б – микролегированного бором (0,0023%).

Использование технологии сверхпозднего микролегирования стали позволяет повысить степень усвоения добавок, в частности, бора, до 95%, что обеспечивает снижение расхода ферросплавов по сравнению с ковшевым способом ввода более чем в 2 раза.

Микролегирование стали в процессе непрерывной разливки

При отливке НЛЗ особую актуальность приобретает выбор эффективной технологии ввода присадок в расплав, обеспечивающей при ограниченном использовании материалов высокую и стабильную степень их усвоения. Анализ условий и особенностей затвердевания НЛЗ, а также возможность обеспечения постоянного и равномерного подвода активных элементов к реакционной зоне в кристаллизатор в период затвердевания заготовки позволяют предположить реализацию осуществления равномерного распределения РЗЭ-содержащих включений в объеме заготовки.

Сведения из литературных и патентных материалов свидетельствуют об эффективности использования защитных мер по предохранению активных элементов в процессе ввода в кристаллизатор. Поэтому нами опробована технология ввода модификаторов в порошкообразном виде в металлической ленте в процессе подачи стали в кристаллизатор [31]. Несомненным достоинством рассматриваемого метода ввода модификатора является сверхпозднее взаимодействие активных присадок и примесей в незатвердевшем расплаве, достигаемое использованием движущихся реагентов в защитной оболочке. Расход РЗЭ выбирали из расчета обеспечения в металле соотношений между РЗЭ и серой 1:2; 1:3 и 1:4.

Выполненная работа [32] преследовала ряд задач, в том числе, определение эффективности и целесообразности осуществления процесса модифицирования стали посредством ввода порошковой ленты с активными присадками в кристаллизатор; отработка оптимальных режимов подачи ленты, обеспечивающих высокую и стабильную степень усвоения присадок; регулирование состава, типа и размера НВ, позволяющих повысить механические свойства металлопроката; изучение особенностей процессов, происходящих при позднем модифицировании стали.

Результаты промышленного опробования технологии свидетельствуют, что модифицирование стали заметно ослабляет осевую неоднородность слябов, уменьшает количество макро- и микропор. При этом в опытном металле наблюдается более равномерное распределение серы по сечению заготовки. Исследование макроструктуры свидетельствует об измельчении дендритов во всех структурных зонах, увеличению протяженности зоны разориентированных и отсутствию зоны столбчатых дендритов со стороны малого радиуса опытных заготовок (рис.5). Модифицирующее воздействие позд-

них добавок РЗЭ на структуру стали вызвано уменьшением переохлаждения расплава и образованием перед фронтом роста столбчатых дендритов разориентированных кристаллов, которые опускаются вниз и препятствуют росту столбчатых дендритов со стороны внешнего радиуса заготовки.

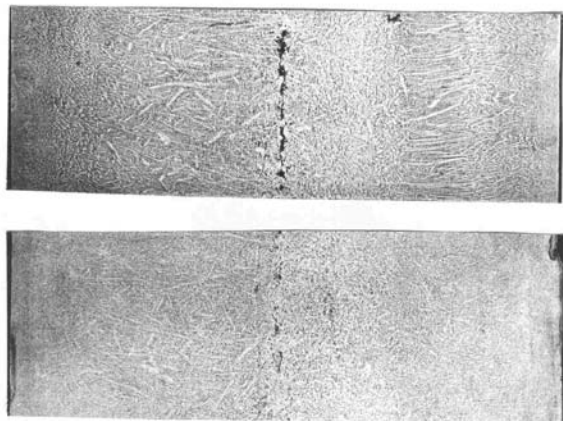


Рис.5. Макроструктура поперечных темплетов сравнительной (сверху) и опытной (внизу) НЛЗ

Присадка РЗЭ привела к благоприятному изменению морфологии сульфидных и оксидных включений, обычно наблюдаемых в сравнительном металле. При содержании модификатора, превышающем содержание серы в 3 и 4 раза, последняя связывается в мелкие глобулярные недеформирующиеся оксисульфиды РЗЭ. Расположение их по отношению к дендритам, а также ферритным и перлитным составляющим структуры – произвольное. По данным микрорентгеноспектрального анализа такие включения представляют собой сложную систему Ce-La-Mn-O-S . При этом однофазные включения – оксисульфиды РЗЭ, содержащие алюминий, темная составляющая двухфазных включений образована сложными окислами системы Al-Ce-La-O , а светло-серая – сульфидами системы Mn-Ce-La-S (рис. 6). Возможно в двухфазных включениях присутствие самостоятельных фаз: либо алюминатов, либо сульфидов марганца, в состав которых не входит Ce и La .

Результаты механических испытаний образцов листового проката свидетельствуют о некотором увеличении пластичности металла, обработанного РЗЭ: относительное удлинение повышается на 3...5% , а относительное сужение – на 5...10%. При реализации соотношений между РЗЭ и серой 2:1, 3:1 и 4:1 значения ударной вязкости повышаются на 15...20, 20...25 и 30...35%, соответственно. При этом существенно уменьшилась анизотропия вязкости.

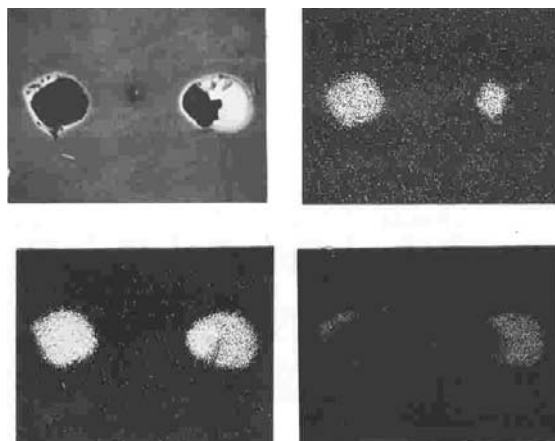


Рис. 6. Двухфазные оксисульфиды РЗЭ (слева направо) в отраженных электронах и в характеристическом излучении Ce , Al и S .

Используемая технология позволила обеспечить наличие тонкого поверхностного немодифицированного слоя, стабильную и достаточно высокую степень использования и усвоения присадок по ходу разливки (75...90%), равномерное распределение вводимых компонентов в объеме расплава, а продуктов их взаимодействия и серы – в стали, изменение морфологии и состава неметаллических фаз – образование комплексных РЗЭ-содержащих включений сложного строения.

Стабилизация величины зерна в углеродистой стали

Применение оптимальных добавок титана и азота обеспечили существенное измельчение аустенитного зерна (в 2...4 раза). Представляло интерес исследование влияния предварительного высокотемпературного нагрева (до температуры 1300...1420°C) на размер и склонность к росту зерна аустенита. Результаты экспериментов показали, что в указанном интервале температур в рельсовой стали, содержащей Ti и N , происходят структурные изменения, обеспечивающие при повторном нагреве торможение роста аустенитного зерна. Установлено [33], что повторный нагрев и выдержка опытной стали при температуре 1100°C (после высокого предварительного нагрева, при котором образуется мелкое зерно, соответствующее № 10) не приводит к заметному росту зерна, а вплоть до температуры 1320°C его рост существенно замедляется (рис.7). Обнаруженный эффект, очевидно, связан с частичным растворением крупных включений TiN (TiCN) в высокотемпературной области с обогащением твердого раствора и последующим образованием мелкодисперсных Ti -содержащих включений. Установлено, что операция отпуска и нормализации после высокого нагрева не влияют на

рост зерна при повторном нагреве, что позволяет исключить такие обработки.

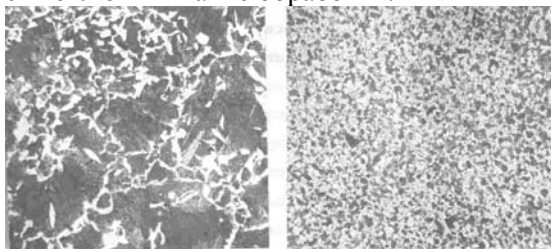


Рис.7. Аустенитное зерно в опытном слитке: предварительный нагрев 1300°C (слева) и 1400°C (справа), повторный нагрев 1100°C

Полученные результаты позволяют рекомендовать использование титана и азота в качестве добавок, измельчающих зерно, а также стабилизирующих его рост при нагреве до 1250°C, в случае предварительного высокотемпературного нагрева металла.

Выводы

Основные пути повышения качества рельсов связаны с совершенствованием технологии их производства. Показано, что ведущая роль в решении проблемы получения высококачественных рельсов принадлежит выбору оптимальной стратегии микролегирования стали и совершенствования режимов термообработки проката.

Разработана технология сверхпозднего микролегирования стального слитка, включающая ввод присадки со струей доливаемого расплава. Выбор в качестве модификатора бора обеспечивает стабильное повышение уровня физико-механических свойств проката.

Промышленное опробование ввода оптимального количества модифицирующих добавок с порошковой лентой в кристаллизатор обеспечивает высокую степень их усвоения при эффективном воздействии на структуру и НВ, способствующих достижению высокого комплекса механических и эксплуатационных свойств металлопроката.

Синергизм вводимых присадок при совместном вводе модификаторов 1 и 2 рода является основной причиной большего влияния их на природу НВ и структуру стали по сравнению с раздельным вводом. Увеличение степени усвоения титана и РЗЭ при совместной их присадке в расплав создает предпосылки экономного использования добавок в процессе комплексного микролегирования стали.

В ходе выполненных экспериментов установлено, что двойная термическая обработка стали, содержащей титан и азот, позволяет регулировать рост зерна при последующем нагре-

ве, что особенно важно, например, в случае локального разогрева участков рельсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Узлов И.Г., Узлов К.И., Перков О.Н., Кныш А.В. Научная разработка и производственная реализация технологии микролегирования и термоупрочнения высокоизносостойких железнодорожных цельнокатаных колес // *Фунд. и прикл. пробл. черн. металлур.* – 2004. – Вып. 7. – С. 231-243.
2. Лемпицкий В.В., Казарновский Д.С., Левченко Н.Ф. Разработка промышленной технологии производства и исследование качества железнодорожных рельсов из кислородно-конверторной стали // *Сталь.* – 1980. – № 2. – С. 142-145.
3. Павлов В.В., Дементьев В.П., Могильный В.В. Качество железнодорожных рельсов из непрерывнолитой заготовки электросталеплавильного способа производства // *Сталь.* – 2003. – № 12. – С. 62-64.
4. Разработка технологии производства железнодорожных рельсов из непрерывнолитых заготовок, отлитых на МНЛЗ конвертерного цеха Днепровского металлургического комбината им. Ф.Э. Дзержинского // *Металл и литье Украины.* – 1999. – № 3-4. – С. 23-25.
5. Белякова Л.И., Манохин А.И., Волков И.Г. Качество непрерывнолитой заготовки рельсовой стали при различных способах внепечной обработки // *Прогрессивные способы получения стальных слитков* – 1980. – С. 51-54.
6. Нестеров Д.К., Глазков А.Я., Андреев О.Н. Непрерывная разливка рельсовой стали // *Металлург.* – 1988. – № 10. – С. 40.
7. Куклев А.В., Федоров Л.К., Тиняков В.В. Совершенствование технологии непрерывной разливки рельсовой стали // *Сталь.* – 2003. – № 10. – С. 54-56.
8. Смирнов А.Н., Глазков А.Я., Пилюшенко В.Л. Теория и практика непрерывного литья заготовки. – Донецк: ДонГТУ, ООО «Лебедь», 2000. – С. 320-332.
9. Федоров Л.К., Шеховцов Е.В., Минаева Л.В. Совершенствование системы вторичного охлаждения заготовок рельсовой стали // *Сталь.* – 2003. – № 6. – С. 21-22.
10. Шур Е.А. Конструктивная прочность стали и термическая обработка железнодорожных рельсов // *Автореф. на соиск. ... д.т.н.* – М., 1980. – 24 с.
11. Азаркевич А.А., Коваленко Л.В., Лебедев А.Д. Повышение качества поверхностно-закаленных рельсов // *Фунд. и прикл. пробл. черн. металлур.* – 2004. – Вып. 7. – С. 244-249.
12. Гахеладзе Г.С., Гордиенко М.С., Долгополов А.Ф. Качество рельсов из низколегированной стали М70ХГСФ // *Сталь.* – 2001. – № 4. – С. 65-66.
13. Шипицын С.Я., Бабаскин Ю.З., Кирчу И.Ф. Применение сталей с карбонитридным упрочнением – это коренное повышение надежности

- и долговечности железнодорожных путей и подвижного состава // *Металл и литье Украины*. – 2004. – № 1-2. – С.39-43.
14. Сырейщикова В.И., Колосова Э.Л., Сиунова Л.Н. Исследование путей снижения загрязненности рельсовой стали строчечными неметаллическими включениями // *Сталь и неметаллические включения*. – М.: *Металлургия*. – 1980. – № 4. – С. 78-80.
 15. Титова Т.М. Некоторые особенности получения двухслойных стальных слитков // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1999. – № 5. – С. 38-41.
 16. Губенко С.И. Высокоэнергетическое воздействие – эффективный метод повышения трещиностойкости стали // *Строительство. Материаловедение. Машиностроение*. – Днепропетровск. – 2004. – С. 103.
 17. Паляничка В.А., Гордиенко М.С., Евдокимов А.В. Совершенствование технологии раскисления рельсовой стали // *Металлург*. – 1981. – № 3. – С. 17-19.
 18. Шаповалова О.М., Шаповалов А.В. Модифицирующие свойства элементов // *Строительство. Материаловедение, машиностроение*. – Дн-ск: ПГАСА. – 2003. – Вып. 22, ч.2. – С. 7-13.
 19. Плохих В.А., Висторовский Н.Т., Мелихов В.А. Освоение производства рельсов 1 группы качества на комбинате «Азовсталь» // *Сталь* – 1988. – № 3. – С. 71-73.
 20. Лемпицкий В.В., Казарновский Д.С., Критинин И.А. Рельсы из стали, раскисленной комплексными ферросплавами, содержащими кремний, кальций и ванадий // *Производство железнодорожных рельсов и колес*. – Харьков. – 1987. – С. 3-8.
 21. Быковских С.В., Ярошевская Я.С., Еронько С.П. Совершенствование технологии микролегирования стали 65Г титаном и бором // *Сталь*. – 1995. – № 8. – С. 25-28.
 22. Перспективы внедрения бескремнистых комплексных лигатур в промышленность (по материалам междунац. конф.) // *Сталь*. – 2003. – № 6. – С. 41-42.
 23. Коновалов Р.П., Титова Т.М., Малиночка Я.Н. Модифицирование углеродистой стали // *Сталь*. – 1985. – №5. – С. 29-35.
 24. Малиночка Я.Н., Титова Т.М., Зигало И.Н. Природа и распределение неметаллических включений в слитках рельсовой стали с добавками РЗМ // *Сталь*. – 1987. – С. 29-33.
 25. Малиночка Я.Н., Просвирин К.С., Титова Т.М. Изменения включений, содержащих РЗМ, при нагреве и прокатке стали // *Сталь*. – 1988. – № 3. – С. 81-86.
 26. Малиночка Я.Н., Титова Т.М. Конус осаждения в слитке спокойной стали // *Сталь*. – 1989. – № 11. – С. 26-31.
 27. Стовпченко А.П., Титова Т.М., Павленко Ю.Н. О механизме образования скоплений неметаллических включений в донной части стальных слитков // *Теория и практика металлургии*. – 2000. – № 1 (15). – С. 28-30.
 28. Титова Т.М., Малиночка Я.Н., Зигало И.Н. Некоторые пути улучшения качества рельсов из конвертерной стали // *Металлургия и коксохимия*. – Киев. – 1984. – С. 41-44.
 29. Титова Т.М., Поляков С.Н. Особенности формирования двухслойного слитка и микроструктуры композитного проката. // *Сталь*. – 1999. – № 12. – С. 57-60.
 30. Осипов В.П., Узиенко Б.А., Дубровин Э.Ю. Роль гидродинамики в формировании слитков и отливок при разливке стали в изложницы и формы // *Проблемы стального слитка*. – Киев. – 1988. – С. 60-70.
 31. Применение порционной разливки для повышения однородности осевой зоны слитка // *Вестник МАНЭБ*. – Санкт-Петербург. – 2002. – Том 7. – № 3. – С. 13-17.
 32. Титова Т.М. Опыт модифицирования конструкционной стали добавками РЗЭ при непрерывной разливке металла // *Состояние и основные пути развития непрерывной разливки стали на металлургических предприятиях Украины*. – Харьков, 2001. – С. 155-161.
 33. The character of austenite grain growth in mid-carbon steel, containing Ti and N under heating / T.M. Titova, N.M. Omes, A.P. Stovpchenko etc. / 10-th Proceeding of the International Metallurgy and Materials, 24-28 May 2000. - v.1. – P. 245-248.