

УДК:621.03:669.017:621.7;621.9.004.12

О.П. Юшкевич

ТЕНДЕНЦИИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СОСТАВОВ И РАЗВИТИЯ СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА ОСТРЯКОВЫХ И РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ

Проведен анализ использования различных марок сталей, в том числе хромистых, сталей электрошлакового переплава, конвертерных, мартеновских и электросталей для производства железнодорожных рельсов и остряков. Систематизированы данные по механическим свойствам, структуре, химическому составу и характеристикам эксплуатационной стойкости. Выполнен их сравнительный анализ.

Проведений аналіз використання різних марок сталей, у тому числі хромистих сталей, електрошлакового переплаву, конверторних, мартенівських і электросталей для виробництва залізничних рейок та гостряків. Систематизовані дані по механічним властивостям, структурі, хімічному складу і характеристикам експлуатаційної стійкості. Виконаний їх порівняльний аналіз.

Analysis of use different steel grades, including chromium ones, as well as steels made by electros slag melting, converter, marten and electro-steels for production rails and switches wits, is done. The data for mechanical properties, structure, chemical composition and characteristics of operational stability are systematized. Their comparative analysis is carried out.

Постановка проблемы.

Изучение влияния различных неметаллических включений на эксплуатационную стойкость ответственных элементов верхнего строения железнодорожного пути - остряков стрелочных переводов и магистральных рельсов, показало зависимость неравномерности распределения контактных напряжений от типа и вида включений. Так, например, коэффициент концентрации напряжений вокруг глинозема и шпинелей имеет значения вдвое больше, чем вокруг силикатов и сульфидов. В вершинах контактно-усталостных дефектов зарегистрированы скопления стрелочных включений глинозема длиной до 30 - 50 мм. Остроугольные сульфиды и сульфидные включения, расположенные по границам зерен, влияют на процессы скопления и зарождения микротрещин и ведут к образованию в рельсах волокнисто-полосчатых изломов. Поэтому металлургическому качеству остряковой и рельсовой сталей необходимо уделять значительное внимание.

Анализ последних исследований и публикаций.

Анализ источников по эксплуатации верхнего строения железнодорожного пути показал, что основные элементы его конструкции - остряки стрелочных переводов и магистральные рельсы, должны изготавливаться из сталей, в которых гарантировано отсутствие местных неметаллических включений: крупных оксидов, глинозема, высокоглиноземистых силика-

тов, карбидов и нитридов титана, корунда и глинозема цементированного силикатами, остроугольных сульфидов и сульфидов, расположенных по границам зерен, дендритной ликвации фосфора и мышьяка, зональной ликвации серы [1,2,3,4,5,6,7,8,9]. Эти неметаллические включения и ликвационные дефекты являются одной из основных причин преждевременного снятия рельсов и остряков с железнодорожного пути в результате различных усталостных повреждений.

Постановка задачи

Исследования микроструктуры металла остряков и рельсов, изготовленных различными производителями, показали существенные отличия в ее строении.

Таким образом возникла необходимость изучить влияние состава и способов производства на структуру и свойства остряковых и рельсовых сталей.

Изложение основного материала и обоснование научных результатов.

1. Особенности остряковых и рельсовых сталей, выплавляемых методом электрошлакового переплава.

Наилучшие результаты стойкости к образованию контактно-усталостных трещин в остряковых и рамных рельсах могут быть достигнуты в настоящее время при изготовлении их из сталей, получаемых методом электрошлакового переплава (ЭШП).

Особенностью рельсового металла электрошлакового переплава является глубокое раскисление и удаление серы, за счет прохождения металла через слой шлака специального состава, отсутствие дефектов ликвационного происхождения, снижение содержания неметаллических включений, вредных примесей и газов. Получаемый при водоохлаждаемой кристаллизации слиток имеет равномерное распределение включений. При этом способе переплава поверхность слитка не содержит рванин и трещин, в результате не требуется дополнительная подготовка поверхности перед прокаткой.

После прокатки в металле получают очень тонкие и короткие строчки оксидных включений длиной от 0,01 до 0,08 мм, а в стали выплавленной по существующей технологии они достигают 0,6 - 16 мм. Общее количество оксидных и других неметаллических включений в 2 раза меньше. При этом корунд и мелинит отсутствуют.

Структура рельсовой стали ЭШП в горячекатаном состоянии более плотная и дисперсная: межпластиночное расстояние в перлите металла головки 1,1 мкм, для сравнения в мартеновской стали стандартного производства - 1,4 - 1,8 мкм. Способ ЭШП обеспечивает металлу высокую прочность в сочетании с достаточной пластичностью. Предел текучести и предел пропорциональности на 100 МПа выше. При этом ударная вязкость в 1,45 раза больше, чем в стандартных рельсах. Наблюдается меньшая анизотро-

пия пластических и вязких свойств для образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлениях относительно направления прокатки.

Эксплуатационная стойкость рельсов ЭШП по контактно-усталостным повреждениям в 3,1 раза больше, чем у стандартных.

Однако этот вид переплава мало влияет на содержание фосфора, мышьяка и особенно примесей цветных металлов. Так как основным источником фосфора в стали является руда, из которой выплавляют чугун, а примесей цветных металлов - лом, то для их снижения в стали, в процессе ЭШП необходимо применять чистую первородную шихту.

К недостаткам способа ЭШП стали следует также отнести невысокую производительность (слитки весом до 1 т) и более высокую стоимость в сравнении со стандартными способами выплавки.

Практически мало изучено влияние различных способов термической обработки на эксплуатационную стойкость рельсов и остряков из стали ЭШП. Испытания единичных опытных партий остряков термически упрочненных с нагрева ТВЧ по существующим режимам не показало заметных преимуществ рассмотренного способа выплавки по сравнению со стандартными.

2. Структурные особенности электростали повышенной чистоты.

Анализ влияния металлургического качества металла рельсов и остряков на эксплуатационную стойкость следует проводить с учетом термической обработки. Наиболее перспективным, современным, высокопроизводительным способом повышения служебных свойств транспортного металла является индукционная термическая обработка [10]. Сравнительный анализ производимых в настоящее время различных марок рельсовых и остряковых сталей показал, что из всей их номенклатуры наилучшими свойствами после закалки ТВЧ обладают рельсы и остряки, изготовленные из электросталей повышенной чистоты по неметаллическим включениям. Примером является сталь Э76СВ, производимая на Кузнецком металлургическом комбинате (КМК) по ТУ 14-2Р-328-97.

Рельсовая электросталь повышенной чистоты содержит в 1,5 - 2,5 раза меньше сульфидов и в 10 - 20 раз - хрупких силикатов. Пластичные силикаты полностью отсутствуют. Балл недеформированных силикатов несколько ниже, чем в сталях существующего производства.

К недостаткам стали Э76СВ следует отнести наличие в объеме металла значительной доли алюминатов кальция. Однако их негативное влияние на механические свойства компенсируется формированием на их поверхности гладкой сульфидной оболочки. Включения эти глобулярны, и для рельсовых сталей высокой надежности такое строение включений в настоящее время признано нормой. Так, например, при раскислении стали в ковше кремний-ванадий-кальциевой лигатурой (К-Вд-К) неметаллические включения глобуляризованы, поэтому стойкость рельсов к контактно-усталостным трещинам повышается в 1,33 раза. Это подтверждает известное высказывание о том, что в рельсах важнее получить оптимальное соот-

ношение неметаллических включений разного состава, а не предельно малое их содержание. В настоящее время для глобуляризации включений, в сталь рекомендуется вводить силикокальций, из расчета 600 г кальция на тонну стали.

3. Влияние неметаллических включений на величину зерна остряковых и рельсовых сталей.

Существенным является влияние неметаллических включений на формирование структурного состояния в остряках и рельсах. В горячекатаном состоянии сталь Э76СВ имеет такой же размер зерна, как Э76В, то есть № 5 по ГОСТ 5639-82. В результате объемной закалки зерно в стали Э76В измельчается до № 8-9. По этому показателю сталь Э76СВ превосходит мартеновскую М76В, которая после прокатки имеет зерно № 2-3. В результате термической обработки с объемного нагрева мартеновской стали, размер зерна в ней соответствует № 7-8. Однако сталь повышенной чистоты, в отличие от мартеновской и электростали обычных способов выплавки, обладает более крупным наследственным зерном аустенита № 6-7 (в отличие от Э76В, имеющей зерно № 8-9 или М76В - №7-8). Выявленные особенности марки Э76СВ требуют разработки научно-обоснованной корректировки принятых режимов ее нагрева.

При нагреве этой стали, происходит формирование более крупного наследственного зерна аустенита, за счет отсутствия мелкодисперсных глиноземных включений, играющих роль барьеров на пути роста границ зерна. В результате образования при нагреве укрупненного зерна, устойчивость аустенита стали Э76СВ, в процессе охлаждения повышается. Это ведет к росту твердости и прочности, и компенсирует эффект снижения этих характеристик за счет повышения чистоты металла. Повышенная устойчивость аустенита, исключает выделение избыточного феррита по границам аустенитных зерен. Однако, в сыром горячекатаном состоянии, средняя твердость, пределы прочности и текучести этой стали ниже, чем у М76В и Э76В. При этом ударная вязкость и пластичность Э76СВ соответствуют лучшим показателям этих сталей. Такие особенности исходных прочностных свойств в горячекатаном состоянии гарантируют высокую трещиностойкость стали Э76СВ и после закалки. Однако в результате термической обработки, зерно аустенита измельчается недостаточно - до № 6-7, что ведет к снижению эффекта зернограничного упрочнения. Это особо существенно, когда на предприятиях для сталей повышенной чистоты применяют поточные, стандартные технологии термической обработки остряковых и рельсовых, например закалку в масле после объемного нагрева.

Применение закалки ТВЧ сохраняет повышенную ударную вязкость исходного сырого металла подошвы и ножки. В упрочненном поверхностном слое головки после индукционного нагрева наблюдается существенное измельчение аустенитного зерна. Все это в целом благоприятно влияет на живучесть остряков и рельсов. А оптимизация режимов индукционной

термической обработки, позволяет получить высокие прочностные характеристики и твердость поверхности катания.

4. Сравнительный анализ особенностей структуры и механических свойств серийных мартеновских сталей и электросталей, предназначенных для производства остряков и рельсов.

Серийные электростали для производства остряков Э73В и рельсов Э76В имеют загрязнения цветными металлами и другими примесями. Наличие их в различных количествах и соотношениях, в разных плавках не дает возможности получить постоянные, повторяемые результаты при закалке. Незначительные, в пределах нормативных документов отклонения в химическом составе, а также колебания параметров нагрева и охлаждения могут приводить к образованию неоднородной структуры в закаленном слое. При этом микроструктура включает в себя участки бейнита и мартенсита.

В отличие от мартеновской рельсовая и остряковая электросталь имеет несколько большее содержание алюминия, ванадия, фосфора и пониженное содержание серы. Суммарное загрязнение стали Э76В примесями цветных металлов Cu, Cr, Ni, Pb, Sn, Bi, Sb, As и газами O, H, N не делает эту сталь лучшей, относительно сталей других способов выплавки. При этом суммарный уровень Cr, Ni и Cu составляет порядка 0,25 - 0,3%, то есть возникает эффект микролегирования. В некоторых случаях суммарная доля этих элементов может достигать 1%, что переводит эту сталь в разряд легированных техническими примесями.

В горячекатаном состоянии такое легирование сталей Э73В и Э76В положительно сказывается на повышении прочностных характеристик и твердости. Максимальная твердость стали М76В до термообработки может составлять НВ 298, а Э76В - НВ 312, то есть разность составляет НВ 15. После термической обработки разность в твердости между мартеновской и электросталью сохраняется практически на том же уровне НВ 10 - 15, а разница в величине предела прочности составляет 30 - 60 МПа. Пластичность и ударная вязкость электростали повышаются незначительно. При этом наблюдаются случаи резкого, непрогнозируемого повышения твердости и прочности стали Э76В. Такая ситуация соответствует формированию при закалке структур, отличных от сорбита, и наблюдается в настоящее время в практике термической обработки, использующей объемный нагрев и закалку в масле. Например, на Кузнецком металлургическом комбинате.

Повышение содержания никеля и хрома может привести к получению в микроструктуре отдельных участков бейнита - в результате структурная однородность металла остряков и рельсов нарушается, и стойкость металла к зарождению трещин существенно снижается. При закалке остряков, помимо бейнита в металле головки образуется мартенсит. Это объясняется более высокими значениями мартенситной точки остряковой стали из-за пониженного в ней содержания углерода, по сравнению с рельсовой.

При содержании никеля до 0,2% рельсовая электросталь, закаленная в масле, имеет структуру сорбита с выделениями феррита по границам зерен. Увеличение содержания никеля выше 0,3% ведет к формированию в поверхностных слоях рельсов бейнитных и видманштеттовых структур.

Таким образом, в стали Э76В количество никеля, как примеси, не должно превышать 0,2%. Однако, повышение содержания никеля более 0,3% может приводить к измельчению зерна аустенита. Так, содержание никеля в рельсовой электростали до 0,2% ведет к росту наследственного зерна аустенита до № 7-6, а при количествах Ni более 0,3% происходит его измельчение до № 8 - 10.

Для снижения вредного влияния указанных примесей на процессы структурообразования при прокатке и термической обработке, электросталь подвергают дополнительному легированию.

Так, например, в стали низкотемпературной надежности Э76В, выплавляемой на КМК по ТУ 14-I-5233-93 повышают содержание ванадия до 0,08% и азота до 0,0092%. При этом достигают ее насыщения мелкодисперсными карбонитридами ванадия, которые образуются при продувке расплава металла в ковше азотом в течении 10 - 30 мин. При ускоренном индукционном нагреве, характеризующемся высокими температурами аустенитизации 950 - 1150°C, карбиды, нитриды и карбонитриды ванадия VC, VN, V(C,N), имеющие высокую термическую устойчивость, являются эффективными барьерами, тормозящими рост зерна аустенита. Растворяясь в аустенитной матрице выше температур 800 – 1100 °C, во временном интервале между концом индукционного нагрева и началом ускоренного охлаждения, они упрочняют ее.

Однако, когда суммарная концентрация ванадия в металле больше 0,12 %, в процессе нагрева происходит неполное растворение частиц VC, VN, V(C,N). При последующем охлаждении, в результате диффузии ванадия, углерода и азота вдоль границ зерен, происходит их охрупчивание.

Поэтому экспериментально установлено, что для устранения опасности хрупкого разрушения, оптимальное соотношение V / N для рельсовых и остряковых сталей должно составлять 7,1. При таком отношении количества ванадия к азоту сталь Э76В не имеет склонности к снижению устойчивости аустенита и даже при повышенной очистке от неметаллических включений (Э76СВ) она остается мелкозернистой и обладает механическими свойствами на уровне мартеновской марки М76В.

5. Остряковые и рельсовые стали, легированные хромом.

В настоящее время КМК приступил к производству рельсов из электростали Э76ХСВ, микролегированной хромом (0,4 - 0,6%), кремнием (0,5 - 0,6%) и ванадием (0,05 - 0,08%) по ТУ 14-2Р-289-93, разработанным Западно-Сибирским металлургическим институтом (бывший сибирский филиал Института черной металлургии г. Днепропетровск). Такой химический состав позволяет компенсировать вредное влияние примесей цветных металлов присутствующих в шихте, получаемой из лома.

Микроструктура горячекатаных рельсов из этой стали, состоит из сорбитообразного перлита с твердостью HB 311 - 363.

Металл хромистых рельсов обладает меньшей критической скоростью охлаждения, поэтому после объемного нагрева и закалки в масле твердость шейки и подошвы высокая и составляет HB 444, головки HB 388 - 429. В результате эффект повышения стойкости к образованию трещин, достигнутый в стали Э76СВ, в подошве и шейке рельсов из хромистой электростали, нивелирует.

Хромистая рельсовая сталь очень чувствительна к температурно-временным параметрам термической обработки. Поэтому применяемые на КМК оборудование и технология закалки не позволяют получить требуемые нормативными документами твердость и механические свойства после объемного нагрева и охлаждения. В настоящее время КМК производит поставку хромистых рельсов в горячекатаном состоянии.

ОАО “МК Азовсталь” совместно с УкрНИИМет ведут работы по разработке технологии, промышленного производства рельсовой стали М70ХГСФ, микролегированной хромом (0,75 - 1,15 %), марганцем (0,95 - 1,3 %), кремнием (0,3 - 0,7 %) и ванадием (0,04 - 0,12 %) по ТУ 14-2-1111-93. Твердость таких рельсов после прокатки HB 300 - 345.

Недостатком хромистых рельсовых сталей, приведенных составов, является склонность к загрязнению включениями карбонитридов хрома и ванадия, которые существенно снижают пластичность и ударную вязкость. Помимо этого, хромистая сталь склонна к старению, в процессе которого происходит снятие внутренних напряжений. Уже после 3-х суток выдержки пластические характеристики стали Э76ХСВ достигают максимальных значений и увеличиваются в 2 раза. Это же подтверждается снижением твердости стали М70ХГСФ после противоблоксной обработки.

Хромистые рельсы производства “МК Азовсталь” обладают высокой флокеночувствительностью. После противоблоксной обработки их твердость снижается до HB 288 - 321 в осевой зоне, т. е. она имеет значения ниже, чем у стали Э76ХСВ производства “КМК”. После индукционной термической обработки по существующей технологии рельсы из стали М70ХГСФ обладают слишком высокой твердостью поверхности катания HB 415 - 444, значения которой находятся за пределами установленными нормативными документами.

6. Острижковые и рельсовые хромистые стали, выплавленные конвертерным способом.

В конце перестройки закончилось производство острижковых и путевых рельсов типа Р50 из конвертерных сталей К73 и К74 на Дзержинском металлургическом комбинате. Недостатком этих сталей было наличие высокой микроликвационной неоднородности. Острижки упрочненные с нагрева ТВЧ обладали значительным разбросом твердости в сечении головки. В поверхностных слоях наблюдалось значительное обезуглероживание.

С 1997 г. на ОАО “Нижнетагильский металлургический комбинат” (НТМК) освоено производство рельсов, изготавливаемых из непрерывнолитых заготовок, конвертерной вакуумированной стали, с применением пероднолегированного ванадийсодержащего чугуна, выплавляемого на первородной шихте из руды Качканарского месторождения. Это позволило обеспечить, по сравнению с электросталью, минимальное загрязнение конвертерной стали примесями цветных металлов, даже при добавлении в шихту лома до 25%, и снизить в 2 - 3 раза содержание азота.

7. Рельсовые хромистые конвертерные стали.

В последнее время значительные результаты по разработке хромистых рельсовых сталей достигнуты на ОАО “НТМК” совместно с ГИЦ ОАО “Уральский институт металлов”. Выполнены исследовательские работы по выбору рациональных марочных составов. Прокатаны рельсы из сталей конвертерного способа выплавки: К76ХГВ легированной Cr = 0,3 - 0,6 %, Mn = 0,75 - 1,05 %, V = 0,03 - 0,08 %; К76ХГСАФ легированной Cr = 0,4 - 0,7 %, Mn = 0,8 - 1,2 %, Al = 0,01 - 0,025 V = 0,05 - 0,15 %; К72Х2ГСАФ с C = 0,65 - 0,8 % легированной Cr = 0,8 - 1,8 %, Mn = 0,8 - 1,3 %, Al = 0,01 - 0,025, V = 0,1 - 0,25 %. В горячекатаном состоянии рельсы из стали К76ХГВ имеют твердость НВ 311, из стали К76ХГСАФ - НВ 321 - 331, твердость К72Х2ГСАФ составляет НВ 363.

После объемной закалки только рельсы из стали К76ХГВ обладают удовлетворительной твердостью - НВ 341 и высокими механическими свойствами. Твердость термообработанной стали К76ХГСАФ составляет НВ 415, т.е. превосходит требования существующих стандартов.

Обсуждение результатов

Таким образом, в СНГ разработаны новые рельсовые стали, легированные хромом. Они обладают достаточно высокими механическими свойствами в горячекатаном состоянии (стали Э76ХСВ и К72Х2ГСАФ). Однако такие стали, были разработаны без учета их дальнейшей термической обработки. При этом уровень содержания углерода в них меньший, чем указан в межгосударственном ГОСТ Р 51685 - 2000, согласно которому предусмотрено производство хромистых марок Э78ХСВ и К78ХСВ, с последующей их термической обработкой. Зарубежные производители также ведут интенсивные поиски рациональных составов рельсовых и остряковых сталей. Однако, марки сталей разрабатываются с учетом уровня нагружения на верхнее строение пути. С учетом этого, рельсы и остряки выпускают подлежащими или нет дальнейшей термообработке.

1. Основные классы зарубежных хромистых рельсовых сталей.

В настоящее время за рубежом выпускают хромистые рельсы по двум основным категориям:

1) нетермообрабатываемые, с повышенным содержанием хрома (в основном европейские производители рельсов, предназначенных для железных дорог с низкими динамическими и статическими нагрузками). Напри-

мер, рельсы UIC 900A Cr = 0,8 - 1,8 %; Thyssen (THS 11) Cr = 0,7 - 1,2 %, V ≤ 0,2 %; Thyssen (THS 12) Cr = 0,8 - 1,2 %, Mn = 0,8 - 1,2 %, V ≤ 0,2 %;

2) термически обрабатываемые с пониженным содержанием хрома, предназначенные для железных дорог США и Канады, где ширина колеи и уровень нагрузок приближается к характеристикам дорог СНГ. Например, металл рельсов производства Bethlehem Steel Corporation содержит Cr = 0,02 - 0,21 % (до 0,51 %), Mn = 0,81 - 1,41 %, V ≤ 0,002 %, Ni = 0,015 - 0,9 %, Cu = 0,033 - 0,26 %.

Такой подход к разработке марочных составов хромистых рельсов в мировой практике сложился на основе научной методологии, основанной на изучении кинетики фазовых превращений в процессе нагрева и охлаждения.

2. Влияние хрома и других химических элементов на особенности структурных превращений в остряковых и рельсовых сталях.

Сейчас широкую известность получил тот факт, что аустенит хромистой рельсовой стали более устойчив - это приводит к получению дисперсных структур.

Хром, марганец и кремний повышают прочность и прокаливаемость (особенно при введении хрома до 0,5 %). Они смещают начало распада аустенита в сторону меньших скоростей охлаждения и снижают температуры начала фазовых превращений при переохлаждении, способствуют образованию дисперсных структур, в том числе повышают склонность к протеканию промежуточного превращения. Однако, при этом повышается опасность образования неоднородной структуры по сечению рельсов. Особенно это проявляется при микролегировании хромом в количестве 0,6 - 0,9 %. Поэтому для достижения однородной структуры в хромистой стали необходимо применение изотермической закалки, в условиях которой микролегирование ванадием создает эффект замедления разупрочнения феррита. Особенно это выражено в интервале температур 500 - 550 °С и выше, в котором происходит формирование структур троостита и сорбита закалки. При этом компенсируется влияние хрома на снижение пластичности твердого раствора. Растворенный в матрице ванадий стабилизирует аустенит, снижает температуру начала эвтектоидного превращения. Помимо этого, ванадий уменьшает размер зерна аустенита, колоний и фаз перлита. Он способствует образованию упрочняющих высокодисперсных карбидов, нитридов и карбонитридов, деформирует решетку феррита растворенными атомами, реализует эффект дисперсионного упрочнения феррита в перлите и снижает газонасыщенность стали.

При нагреве стали хром и ванадий значительно замедляют процесс образования аустенита, так как эти элементы повышают температурную устойчивость карбидов, снижают скорость их диссоциации и растворения, уменьшают скорость диффузии атомов железа и углерода. Они повышают критические точки A_1 и A_3 и уменьшают степень перегрева стали относительно этих точек.

Ударная вязкость остряковых и рельсовых сталей, прежде всего, зависит от размера аустенитного зерна, а также межпластиночного расстояния в перлите. У сталей с ванадием или алюминием, которые образуют достаточно большое количество карбонитридных фаз, препятствующих росту границ зерен, умеренный рост аустенитного зерна наблюдается до 1050°C (при этой температуре средний диаметр зерен 51 мкм - это обеспечивает требуемую ударную вязкость; наименьший размер зерна наблюдается при 850 °C и составляет 15 мкм). Для этих сталей после стандартной термообработки характерна наименьшая величина колоний перлита 8 - 8,6 мкм; у сталей без ванадия или алюминия - 10 - 12 мкм.

Увеличение количества углерода и некарбидообразующих (в присутствии железа), легирующих элементов (Ni, Mn) ускоряет образование аустенита. Углерод повышает количество карбидных частиц. Ni и Mn способствуют образованию более мелкой исходной структуры перлита, и тем самым эти химические элементы увеличивают протяженность межфазных границ. В результате, увеличивается количество центров кристаллизации. Это ведет к снижению критических точек, и повышает, уровень перегрева стали относительно этих точек. Повышение степени перегрева ведет к росту размера зерна аустенита и снижает ударную вязкость. Поэтому температура аустенитизации должна быть оптимизирована.

Степень воздействия одного и того же элемента на уровень механических свойств, при разном его содержании, в остряковых и рельсовых сталях неодинакова. Это обусловлено влиянием количества химических элементов в составе стали на исходную и конечную структуру, в том числе на морфологию, дисперсность и количество карбидов.

Увеличение микролегирования хромом до 1 % ведет к росту ударной вязкости ферритной матрицы рельсовой стали и незначительно повышает твердость сорбита закалки.

Увеличение содержания марганца от 0,6 до 1,95 % ведет к повышению твердости сорбита с HRC 38 до 41. Предел прочности при этом повышается на 20 - 40 МПа. Так же снижается истирание поверхности головки рельса или остряка.

Повышение содержания кремния увеличивает твердость на HB 3 - 5 единиц, предел прочности на 10 - 15 МПа. При максимальной дисперсности сорбита твердость его практически не изменяется. Повышение содержания кремния может приводить к образованию мелких участков мартенсита в незначительных количествах.

После прокатки, в процессе замедленного охлаждения, из метастабильной структуры хромистой стали, состоящей из смеси обогащенного углеродом феррита, и, обедненных легирующими элементами карбидов, выделяется дисперсный цементит, насыщенный хромом. В процессе замедленного охлаждения общее количество карбидов увеличивается. Это ведет к закреплению на них дислокаций и повышению сопротивления пластической деформации.

Структурным параметром, определяющим свойства промышленных рельсовых сталей при испытаниях на растяжение и разрыв, является межпластиночное расстояние в перлите.

В хромистой стали, среднее межпластиночное расстояние в перлите составляет 0,6 мкм. В стандартной, углеродистой - 1,2 - 2,0 мкм. Поэтому твердость, хромистой стали (НВ300 – 340) в сравнении с углеродистой (НВ 260 – 270), выше.

Достижимая, в результате легирования хромом, эксплуатационная стойкость термически необработанных рельсов, произведенных из низколегированной хромистой стали, больше на 25 % по износу и контактно-усталостной прочности. У стандартных рельсов, изготовленных из стали М76, эти показатели меньше. Однако, они намного ниже, чем получаемые в стали при ее термической обработке.

Микролегирование ванадием и титаном позволяет уменьшить межпластиночное расстояние в перлите после термической обработки до 0,15 - 0,16 мкм, а цирконием и ниобием до 0,18 - 2,0 мкм. Этот факт объясняется понижением температуры перлитного превращения при растворении ванадия и титана в аустените. Ниобий и цирконий, полностью связаны в термически стойкие карбонитриды и оксиды, и практически не влияют на кинетику превращения аустенита. После прокатки и термической обработки карбонитриды ванадия или ниобия располагаются в ферритных прослойках тонкопластинчатого перлита. Причем карбонитриды ниобия могут иметь довольно крупные размеры до нескольких микрометров. Аналогично выделяются нитриды титана в стали М76Т, которые можно наблюдать в световом микроскопе.

Размеры нитридов титана и расстояния между ними такие, что в закаленной и отпущенной стали эти частицы являются эффективными препятствиями для движения дислокаций. Таким образом, они обеспечивают дисперсионное упрочнение. Однако, блокирование в ферритных промежутках перлита дислокаций дисперсными частицами повышает склонность стали к хрупкому разрушению. Поэтому применение стали, микролегированной титаном, для производства острияков, работающих в условиях более высокого ударного и динамического воздействия, чем рельсы, нецелесообразно.

Перспективы дальнейших исследований в выбранном направлении

Таким образом, для создания высокопрочных острияков и рельсов необходима разработка новых составов сталей, в том числе хромсодержащих и бейнитных, которые в результате термической обработки будут иметь оптимальный комплекс механических свойств. Повышение эксплуатационной стойкости рельсов и острияков должно идти путем улучшения металлургического качества стали, параллельно с совершенствованием технологических режимов и оборудования термического упрочнения.

Выводы

1. Остановка в развитии новых технологий термической обработки остряков и рельсов, в том числе индукционной, ставит под сомнение целесообразность дальнейшей разработки новых транспортных марок сталей для их производства.

2. Применяемые для термического упрочнения современных рельсов и остряков оборудование и режимы термической обработки морально устарели и требуют коренного изменения.

3. Эффект повышения эксплуатационной стойкости от разработки новых остряковых и рельсовых сталей с высокими служебными свойствами можно достичь только в тех случаях, когда сталь имеет благоприятные и высокие показатели по металлургическому качеству, и технологические процессы термического упрочнения оптимизированы по химическому составу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Червов Г.А., Казаков В.В., Прокудин В.П. Исследование повреждаемости рельсовой стали при малоцикловом нагружении. "Известия Вузов ЧМ", 1986, №8. С.64-68.
2. Замула К.П., Хургин Л.С. Прогнозирование долговечности ж/д рельсов по результатам лабораторных испытаний. УкрНИИмет, Харьков, 1986. ДЭП.
3. Влияние (различных факторов) на характеристики разрушения рельсов. "Stahl und Eisen", 1985, 105, #25-26, 59-64 p.(нем.)
4. Исследование трещин расслоения и вертикальных трещин в рельсах железных дорог. "Corros. Microstruc.and Metallogr. Proc. 16th Annu. Techn. Meet. Int. Metallogr. Soc, Calgary, July, 25-28, 1983", Columbus, Ohio.1985, 383-406 p. (англ.)
5. Сопротивление хрупкому разрушению ж/д рельсов. "Hutnik" (PRL), 1985, 52, #10, 328 - 332 p. (пол., рез. - рус, англ.)
6. Анализ разрушения рельса с трещиной. Failure analysis of cracked rails. 1984, (Место хранения ГПНТБ СССР).
7. Высокопрочные стальные рельсы для работы под высоким нагружением. Сзридзава Сидзуо, Морита Таканори, Миси Масаки. Яп. Патент № 54-25490, заявл. 25.06.74 №49-72667, опубл. 28.08.79.
8. Казарновский Д.С., Левченко Н.Ф., Левченко Н.Д. и др. Технологические требования к ж-д рельсам по стандартам разных стран. «Производство ж-д рельсов и колес» Харьков, 1979, №7. С.12-18.
9. Достижения и тенденции в производстве ж-д рельсов. Dostignuca i tendencije u proizvodnji zeljeznickin sin Trtak smail. Technica, 1980, 35, #3. 402-411 pp.
10. Индукционная термическая обработка – перспективный способ повышения эксплуатационной стойкости рельсовых деталей/О.П.Юшкевич, Н.Н.Никитина, Д.Ю.Бембинек, А.И.Федорченко // Теория и практика металлургии. – 2007. - №№ 4 – 5 – С. 47-52.