

На правах рукописи



МАТВЕЕВ Михаил Александрович

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРИЧИН
ОБРАЗОВАНИЯ ПРИКРОМОЧНЫХ ТРЕЩИН В
ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ЛИСТАХ ИЗ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ**

Специальность 05.16.05 – Обработка металлов давлением

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург – 2014

Работа выполнена в ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский
государственный политехнический университет»

- Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Колбасников Николай Георгиевич
профессор кафедры технологии и
исследования материалов
ФГАОУ ВО «СПбПУ»
- Официальные оппоненты: доктор технических наук,
старший научный сотрудник
Родионова Ирина Гавриловна
заместитель директора Центра
физической химии, материаловедения,
биметаллов и специальных видов
коррозии ФГУП «ЦНИИЧермет имени
И.П. Бардина», г. Москва
- кандидат технических наук
Сулягин Роман Валерьевич
начальник центральной заводской
лаборатории ЗАО "Ижорский трубный
завод", г. Санкт-Петербург
- Ведущая организация: **ФГБУН «Институт металлургии и
материаловедения им. А.А. Байкова»
РАН**, г. Москва

Защита состоится «19» февраля 2015г. в 16⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.03 в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» по адресу: 195251, СПб, Политехническая, 29, главный корпус, ауд. 118.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГАОУ ВО «СПбПУ» и на сайте www.spbstu.ru.

Автореферат разослан «__» декабря 2014 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.229.03
кандидат технических наук



Климова О.Г.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. В условиях высокой конкуренции на рынке металлопроката перед металлургами стоит задача сокращения издержек на производство единицы продукции при сохранении или повышении ее качества. Так при производстве проката на широкополосных станах горячей прокатки значительная часть потерь металла связана с поражением готового проката поверхностными трещинами, располагающихся преимущественно в прикромочной области листа. Наличие таких дефектов приводит к увеличению отбраковки металла, более высоким расходным коэффициентам, повышению себестоимости продукции и снижению ее конкурентоспособности.

Большой вклад в исследование процессов разрушения металла при пластической деформации внесли С.И. Губкин, В.Л. Колмогоров, А.А. Богатов, В.В. Новожилов, О.Г. Рыбакина, В.А. Огородников и др. Однако, на сегодняшний день не сложилось единого мнения о причинах образования прикромочных трещин. Некоторые исследователи считают, что подобные дефекты образуются в процессе кристаллизации сляба при непрерывной разливке стали и наследуются при прокатном переделе. Другое мнение состоит в том, что образование прикромочных трещин происходит непосредственно при горячей прокатке, очевидно, по причине неравномерного течения металла, обусловленного неравномерностью распределения температуры, степеней и скоростей деформации по сечению полосы. Оба мнения, однако, схожи в том, что трещины образуются в определенном температурном интервале, в котором сталь обладает наиболее низкой пластичностью.

Многочисленными исследованиями, выполненными в России и за рубежом, показано, что температурная зависимость пластичности сталей имеет провалы в интервале температур $750\div 1150$ °С. Существование подобных провалов (температурных интервалов хрупкости) может приводить к преждевременному разрушению металла. Методы предсказания разрушения сталей на различных этапах единого технологического процесса изготовления конечной металлургической продукции, включая непрерывную разливку и пластическую деформацию, к настоящему времени используются явно недостаточно. В связи с этим разработка методов прогнозирования разрушения и исследование причин снижения пластичности, а также разработка технических мероприятий по предохранению металла от преждевременного разрушения **является актуальной задачей.**

Целью работы является *разработка и обоснование технических мероприятий по предотвращению образования прикромочных трещин при горячей прокатке трубных сталей на основе результатов физико-механического анализа причин их возникновения.*

Поскольку разрушение при горячей прокатке является сложным многостадийным процессом, который контролируется процессами структурообразования и напряженно-деформированным состоянием, в работе был применен комплексный физико-механический подход, состоящий в использовании методов физического моделирования и компьютерного инжиниринга, структурного анализа, лабораторного и промышленного эксперимента.

Для достижения поставленной цели решали следующие **задачи**:

1. Разработка экспериментальных методик, обеспечивающих возможность физико-механического анализа образования трещин на всем протяжении единого технологического процесса изготовления металлургической продукции, в том числе:
 - определения высокотемпературной пластичности стали с учетом истории термомеханической обработки;
 - определения предельных значений критериев разрушения с учетом истории деформации.
2. Оценка возможности разрушения сталей при горячей прокатке на станах 2000 и 5000 с использованием разработанных методик.
3. Анализ изменения формы и местоположения трещин в процессе горячей прокатки непрерывнолитого сляба с помощью численного и лабораторного эксперимента.
4. Исследование причин снижения пластичности сталей в температурном интервале хрупкости (ТИХ), разработка физической модели, описывающей причины возникновения ТИХ.
5. Разработка технических мероприятий для предотвращения образования прикромочных трещин и повышения пластичности сталей в горячем состоянии.

Научная новизна диссертационной работы:

1. Установлено, что трубные стали при горячей прокатке по типовым режимам на непрерывном широкополосном стане 2000 и реверсивном толстолистовом стане 5000 обладают высоким запасом пластичности, не допускающим трещинообразования, в том числе в заоложенных прикромочных областях; разрушение при прокатке возможно в тех случаях, если в металле изначально

присутствуют дефекты в виде подповерхностных трещин или им подобных образований, например, цепочек зернограницных микротрещин, цепочек неметаллических включений, сегрегаций примесных атомов, ослабляющих аустенитные границы, а также при нарушении типовых технологий прокатки.

2. Установлено, что основной причиной появления провалов пластичности в диапазоне температур $750\div 950$ °С является аномальное поведение модуля упругости стали вблизи температур полиморфного превращения, способствующее переходу металла в хрупкое состояние за счет резкого возрастания деформационного упрочнения и термических напряжений. Углублению и расширению провалов на зависимости $\varepsilon_{\text{пред}}(T)$ способствуют дополнительные факторы, такие как термомодеформационные циклы в зоне аномального поведения модуля упругости, присутствие неметаллических включений и сегрегаций примесных атомов по границам исходных зерен.
3. Разработаны методики физического моделирования высокотемпературной пластичности сталей с учетом истории термомодеформационной обработки металла.
4. Разработана методика экспериментального определения предельных значений критерия разрушения Кокрофта-Латама, учитывающая историю деформационной обработки металла.

Практическая значимость полученных результатов:

1. Рекомендованы и практически опробованы в промышленных условиях технические рекомендации по предотвращению образования прикромочных трещин в горячекатаном металле, которые сводятся к повышению качества металла в литом состоянии, в том числе:
 - измельчение размера исходного аустенитного зерна, способствующее снижению концентрации сегрегаций и неметаллических включений на границах за счет модифицирования расплава, обеспечения условий многократной фазовой перекристаллизации в приповерхностных слоях металла;
 - снижение содержания неметаллических включений и примесей внедрения, например, свободного водорода, при помощи вакуумирования расплава или охлаждения слябов в штабеле;
 - микролегирование стали бором и титаном.
2. На основе математического моделирования процесса прокатки с использованием предельных значений критерия разрушения

Кокрофта-Латама, определяемых при помощи разработанной методики, проводится разработка неразрушающих режимов прокатки сталей, склонных к образованию трещин, например, сталей с малым содержанием марганца по отношению к сере ($Mn/S=5$; $Mn/S=10$).

3. Результаты исследований аномалий температурной зависимости модуля упругости, которые должны учитываться в решениях упругих и упругопластических задач, в том числе в расчетах термических напряжений.

Технические рекомендации по повышению качества горячекатаного металла были опробованы и внедрены на стане 2000 ОАО «Северсталь», что позволило снизить брак по кромочным трещинам для отдельных марок сталей с 12% до 4,3%.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты физико-механического анализа типовых технологий горячей прокатки на непрерывном широкополосном стане 2000 и реверсивном толстолистовом стане 5000, подтверждающие невозможность разрушения, обусловленного характером напряженно-деформированного и структурного состояния исследованных сталей. Разрушение при указанных процессах возможно, если в металле изначально присутствуют дефекты в виде исходных трещин или им подобных образований, например, цепочек зернограницных микротрещин, цепочек неметаллических включений.
2. Обоснование двух факторов, влияющих на горячую пластичность сталей, – природного (неуправляемого), состоящего в аномальном поведении температурной зависимости модуля упругости, и структурного (управляемого), состоящего в малой протяженности исходных аустенитных границ, в количестве и распределении избыточных фаз, сегрегаций примесных атомов по границам исходных зерен.
3. Методики физического моделирования высокотемпературной пластичности сталей с учетом термдеформационной обработки металла.
4. Методика определения предельных значений критерия разрушения Кокрофта-Латама (К-Л), учитывающая историю деформационной обработки металла.
5. Технические рекомендации по предотвращению образования прикромочных трещин в горячекатаном металле.

Достоверность результатов. Достоверность результатов экспериментальных исследований обеспечивается их проведением на современном сертифицированном аттестованном оборудовании, а также использованием лицензионного программного обеспечения.

Личный вклад соискателя. Автор участвовал в постановке задач диссертации, разработке методик физического моделирования, самостоятельно выполнил все запланированные экспериментальные исследования; участвовал в создании виртуальной модели непрерывного стана 2000 и расчетах условий разрушения при горячей прокатке.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, четырех глав, основных результатов и выводов, списка литературы из 155 наименований. Работа изложена на 202 страницах, содержит 131 рисунок и 8 таблиц.

Апробация результатов работы. Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на I Международной научно-технической конференции «Научно-технический прогресс в чёрной металлургии» (2-4 октября 2013, Череповец); VII Международной молодежной научно-практической конференции «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении» (26-30 ноября 2013, Екатеринбург); Международном научно-техническом конгрессе «ОМД-2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии» (14-17 апреля 2014, Москва); Международной конференции «23rd International Conference on Metallurgy and Materials» (21-23 мая 2014, Brno, Czech Republic); X Международной научно-технической конференции «Пластическая деформация металлов» (19-23 мая 2014, Днепрпетровск, Украина).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 13 печатных работ, 4 из которых – в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК РФ.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность работы, кратко изложено ее содержание; сформулированы цель и задачи исследования, научная новизна, практическая значимость и основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава диссертации содержит анализ видов дефектов горячекатаного листа и непрерывнолитой заготовки, а также причин их образования. Представлен аналитический обзор российских

и зарубежных работ, посвящённых исследованиям высокотемпературной пластичности сталей и факторов, влияющих на ее уровень. Рассмотрены работы по исследованию формоизменения и развития поверхностных трещин при прокатке. Выполненный анализ позволил сформулировать цель работы и наметить основные пути ее достижения.

Во второй главе проведены исследования горячей пластичности сталей при прокатке на непрерывном стане 2000 и реверсивном стане 5000 ОАО «Северсталь». В качестве основных исследуемых материалов были выбраны стали 17Г1С, микролегированные трубные стали категорий прочности Х42, К60, склонные к образованию прикромочных трещин. Для анализа условий разрушения сталей во время прокатки при помощи математических моделей станов была разработана новая методика определения *предельных* значений критерия разрушения Кокрофта-Латама, состоящая в следующей последовательности действий:

1. Определение предельных деформаций $\varepsilon_{\text{пред}}^{\text{эксп}} = -\ln(1-\psi)$, где ψ – сужение шейки, с учетом накопленной деформации по результатам испытания на растяжение образцов непосредственно после воспроизведения всего цикла предшествующей термомодеформационной обработки.

2. Воспроизведение испытаний по п. 1 в программе *Deform-2D*TM с учетом экспериментально определенных реологических и релаксационных свойств исследуемой стали с расчетом критерия Кокрофта-Латама.

3. Определение предельных значений критерия, зависящих от температуры, скорости и накопленной деформации, производится в момент деформации, предшествующий появлению трещины на виртуальном образце при заданной предельной деформации

$$C_{\text{К-Л}} = C_{\text{К-Л}}^{\text{пред}} \quad \text{или} \quad \int_0^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon = \int_0^{\varepsilon_{\text{пред}}^{\text{эксп}}} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon \quad (1)$$

где ε_i – накопленная интенсивность деформации к моменту разрушения; σ_1 и σ_i – главное растягивающее напряжение и интенсивность напряжений по Мизесу, действующие в момент разрушения образца, рис. 1.

Также был выполнен анализ влияния схемы напряженно-деформированного состояния металла на предельные значения критерия разрушения Кокрофта-Латама.

Для учета изменения структуры и свойств стали по ходу прокатки на комплексе *Gleeble* воспроизводили весь предшествующий цикл прокатки методом «растяжение-сжатие», а растяжение до разрушения и определение $C_{К-Л}^{пред}$ выполняли перед началом каждого из последующих пропусков.

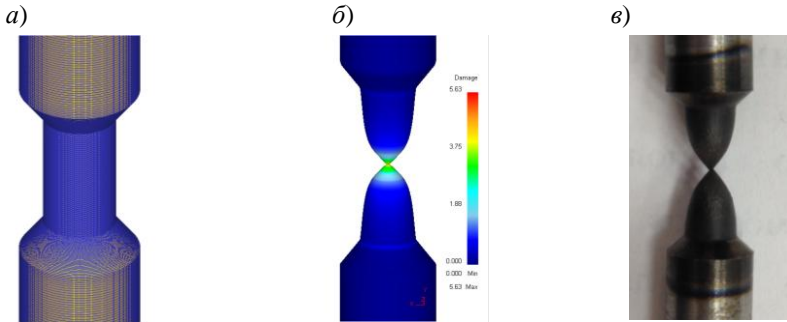


Рис. 1. Конечно-элементная сетка, принятая для математического моделирования обработки образцов на комплексе *Gleeble* (а); финальная стадия разрушения образца при моделировании в *Deform-2D*TM (б) и на комплексе *Gleeble* (в) при температуре $T=750$ °С после 20-ти предварительных деформаций по температурно-деформационному режиму прокатки на стане 5000

На рис. 2,а представлены результаты исследования сужения в шейке образцов ψ для трубной стали К60 после имитации на комплексе *Gleeble-3800* горячей прокатки на стане 5000 листа толщиной 26,5 мм из сляба толщиной 315 мм за 26 пропусков по одному из типовых режимов. Аналогичные картины получены и для стали Х42 при прокатке на непрерывном стане 2000 листа толщиной 4,8 мм и 15,8 мм из сляба толщиной 250 мм. По графикам, представленным на рис. 2,а, видно, что при горячей прокатке сталь обладает высокой пластичностью. Исключение составляют образцы с изначально присутствующими трещинами. Пластичность образца, при изготовлении которого была обнаружена трещина литейного происхождения, при имитации прокатки на комплексе *Gleeble* оказалась значительно ниже – образец разрушился в 5-м пропуске, показав $\psi = 42\%$.

Для подтверждения полученных данных о высокой пластичности сталей был выполнен численный анализ возможностей разрушения при прокатке на станах 2000 и 5000 при помощи программы *Deform-3D*TM и встроенного в нее критерия разрушения К-Л. На комплексе *Gleeble* были выполнены эксперименты по определению реологических и релаксационных свойств сталей при

различных температурах, скоростях, степенях деформаций и временах междеформационных пауз, необходимых для расчета накопленного по ходу прокатки деформационного упрочнения. В качестве модели обрабатываемого материала принимали жесткопластическую среду с упрочнением.

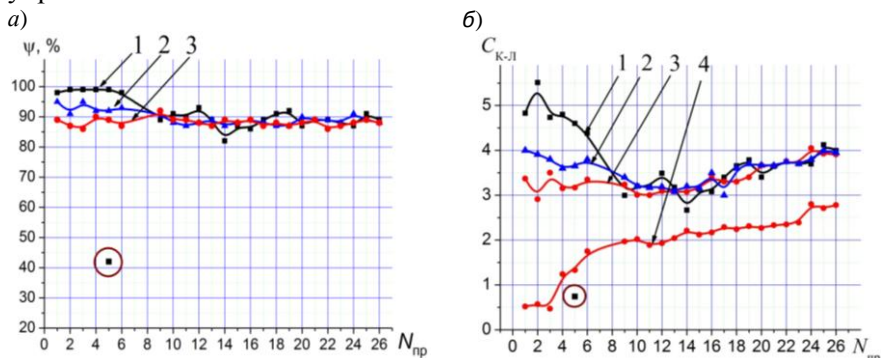



Рис. 2. Предельные значения пластичности стали К60 перед каждым пропуском на стане 5000 (а), полученные при физическом моделировании прокатки на комплексе *Gleeble* и значения критерия К-Л (б), полученные численным моделированием прокатки на стане 5000 при помощи программы *Deform-3D*:

1, 2, 3 – предельные значения $C_{K-L}^{пред}$, определенные экспериментально для среднемассовой температуры, для температуры поверхности и для температуры кромки раската; 4 – максимальные расчетные значения C_{K-L} для температуры кромки раската;

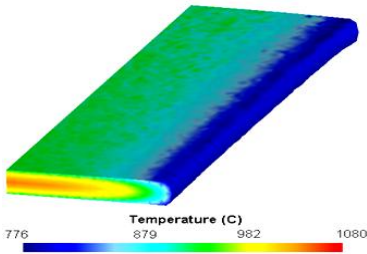
точка  – значение Ψ и $C_{K-L}^{пред}$ для образца с исходной трещиной; $N_{пр}$ – номер пропуска

При помощи разработанных ранее моделей прокатки на непрерывном стане 2000 и реверсивном стане 5000 в среде программы *Deform-3D*TM были решены температурно-деформационные задачи прокатки. Расчетные температуры по клетям и проходам калибровали по заводским измерениям температуры поверхности проката. На рис. 3 показаны поля распределения температур, напряжений и расчетные значения критерия Кокрофта-Латама при прокатке листа толщиной 15,8 из стали Х42 в седьмой клетке стана 2000.

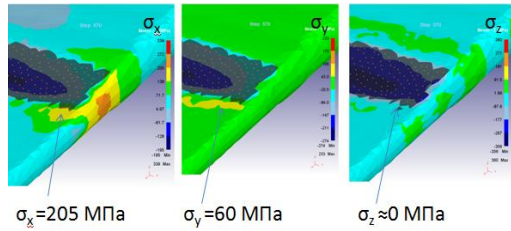
Анализ показывает, см. рис. 2,б и 3,з, что на всем протяжении прокатки расчетные значения критерия К-Л значительно меньше предельных, в том числе для наименее благоприятных захлажденных кромочных областей проката. Это свидетельствует о том, что при прокатке на станах 2000 и 5000 по типовым режимам разрушения происходить не должно. Исключение составляет образец с трещиной,

для которого в 5-ом проходе обеспечено условие разрушения $C_{К-Л}^{пред} < C_{К-Л}^{расч}$, см. рис. 2,б.

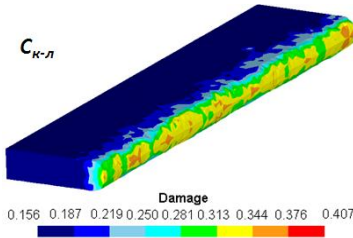
а)



б)



в)



г)

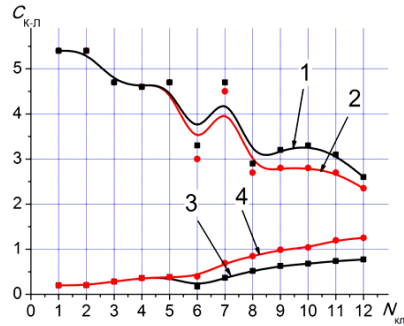


Рис. 3. Распределение температур (а), главных напряжений (б), значений критерия К-Л (в) при прокатке стали X42 в 7-ой клетке стана 2000;

1, 2 – предельные значения $C_{К-Л}^{пред}$ при прокатке листа толщиной 15,8 и 4,8 мм;

3, 4 – максимальные расчетные значения $C_{К-Л}$ при прокатке листов тех же толщин;

$N_{кл}$ – номер клетки стана

Результаты численных экспериментов свидетельствуют о том, что при прокатке сталей с максимальными обжатиями, определенными по допустимым энергосиловым параметрам, расчетные значения критерия Кокрофта-Латама для некоторых пропусков черновой и чистовой прокатки приближаются к предельным значениям $C_{К-Л}^{пред}$, что является опасным для разрушения в кромочных областях раската. В то же время в центральных слоях металла $C_{К-Л}$ в 2÷3 раза меньше предельных значений, и опасность разрушения отсутствует.

Таким образом, типовые режимы прокатки исследованных сталей на станах 2000 и 5000 не должны сопровождаться разрушением. Однако, поскольку на поверхности проката зачастую появляются трещины различного характера и местоположения, было

решено проанализировать условия образования трещин при непрерывной разливке, возможность их вскрытия при горячей прокатке, а также рассмотреть меры предохранения от их возникновения.

В третьей главе выполнены металлографические исследования литого сляба на полированных и травленных шлифах, а также проанализирована возможность выхода подповерхностных трещин, сформированных в литом слябе, на поверхность раската при прокатке.

На рис. 4 и 5 представлены характерные виды дефектов, обнаруженные в приповерхностных слоях сляба, в том числе сетчатые, паукообразные, звездообразные (по классификации ОАО «Северсталь») трещины, а также оксидные плёны. Показано, что на поверхности трещин, даже в отсутствие открытого контакта с воздушной средой, могут присутствовать оксиды, см. рис. 5 и результаты химического анализа.

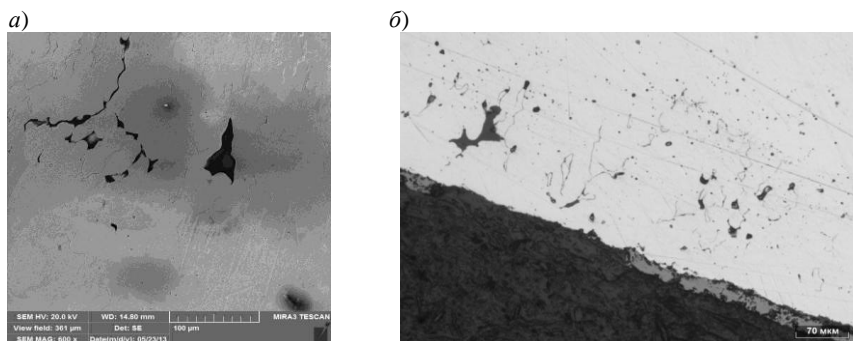
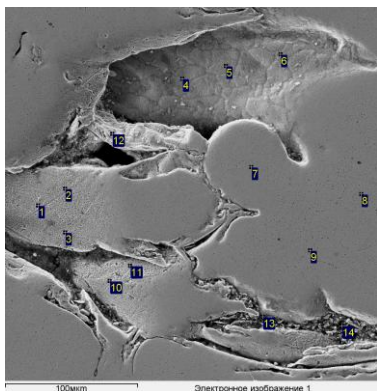


Рис. 4. Дефекты микроструктуры литой заготовки со стороны малого радиуса на не протравленном микрошлифе; *а* – сетчатая трещина (электронная сканирующая микроскопия); *б* – паукообразная трещина (оптическая микроскопия)

Исследование трансформации и местоположения подповерхностных трещин при прокатке выполнено методом численного моделирования с использованием программы *Deform-3DTM* для стана 2000, а также экспериментально на лабораторном стане 210. На рис. 6,*а* представлена конечно-элементная сетка с продольными трещинами, принятая в расчетах, причем местоположение трещин идентично наблюдаемому в слябе. На рис. 6,*б-в* показано изменение их формы и местоположения по ходу прокатки на стане 2000 – при увеличении суммарной вытяжки исходные трещины приближаются к поверхности раската, а от боковой грани перемещаются к верхней.

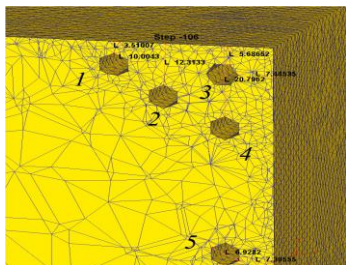
Подобный характер изменения геометрии и расположения трещин полностью подтверждается опытными прокатками.



Спектр	O	Al	Si	Ca	Mn	Fe	Итого
1	1.18	0.00	0.32	0.00	0.29	98.21	100.00
2	1.55	0.00	1.41	0.00	0.44	96.61	100.00
3	0.96	0.00	0.34	0.00	0.32	98.37	100.00
4	16.57	0.00	0.50	0.00	0.46	82.47	100.00
5	20.39	0.00	0.18	0.00	0.25	79.18	100.00
6	17.12	0.00	0.95	0.06	0.81	81.05	100.00
7	0.61	0.00	0.19	0.00	0.41	98.78	100.00
12	1.51	0.00	0.22	0.00	0.27	98.00	100.00
13	22.13	0.27	7.76	0.25	0.55	69.04	100.00
14	15.19	0.18	11.04	0.25	0.68	72.65	100.00

Рис. 5. Вид трещины и химический состав поверхностных слоев металла в микротрещине и вблизи нее после испытаний на комплексе *Gleeble* и имитации нагрева под прокатку в воздушной атмосфере печи

а)



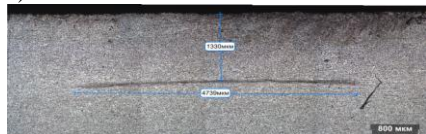
б)



в)



з)



д)



Рис. 6. Исходная сетка конечных элементов с подповерхностными трещинами (а), трансформация дефектов при прокатке в клети №1 стана 2000 (б) и после прокатки в клети №12 стана 2000 (в); образцы после лабораторной прокатки с вытяжкой $\lambda=3$ (з) и в конечной толщине при вытяжке $\lambda=10$ (д)

Перед проведением лабораторной прокатки образцов, изготовленных из литого металла, на их торцевых поверхностях были просверлены отверстия Ø3,5 мм на глубину 50 мм. Одно из отверстий было сквозным, часть из них была заварена, а другая часть осталась открытой для доступа воздуха. Исследование шлифов на промежуточных стадиях прокатки показало, что трансформация трещин при прокатке происходит аналогично представленному на рис. 6, полученному методом численного моделирования.

Трещины с различной степенью окисления в результате прокатки оказались полностью или частично незаваренными, и после вытяжки $\lambda \approx 10$ выходят к поверхности образцов. В качестве промежуточного вывода можно отметить, что трещины, исходно присутствующие в непрерывнолитом слябе, при прокатке изменяют форму, местоположение и в зависимости от глубины залегания выходят на поверхность раската на различных стадиях прокатки. Таким образом, возникает необходимость исследования причин и условий возникновения трещин до нагрева металла под прокатку, а именно – при разливке металла на УНРС.

В четвертой главе выполнены исследования горячей пластичности и разрушения затвердевшего металла на УНРС при помощи имитации условий в зоне вторичного охлаждения на комплексе *Gleeble-3800*. Разработанная методика испытаний учитывает такие факторы, как термические циклы нагрева и охлаждения, деформационные циклы, возникающие вследствие выпучивания твердой корочки между роликами УНРС согласно схеме, представленной на рис. 7. Варьировали количество, температурные диапазоны и температуру нижнего порога термоциклирования. Нагрев образцов осуществляли до предплавильных температур. Схема проведения эксперимента представлена на рис. 8, а результаты испытаний – на рис. 9. Изменение напряжений от действия термического и деформационного циклов фиксировали при помощи тензодатчика комплекса *Gleeble*.

Всего было реализовано восемь различных режимов обработки образцов:

1. Нагрев до температуры испытания и растяжение до разрушения без наложения термических и деформационных циклов.
2. Нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры испытания и растяжение до разрушения без наложения термических и деформационных циклов.

3. Нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры 900 °С, термомодеформационный цикл с начальной амплитудой 300°С, 10 циклов растяжение-сжатие, охлаждение (либо подогрев) до температуры испытания и растяжение до разрушения.

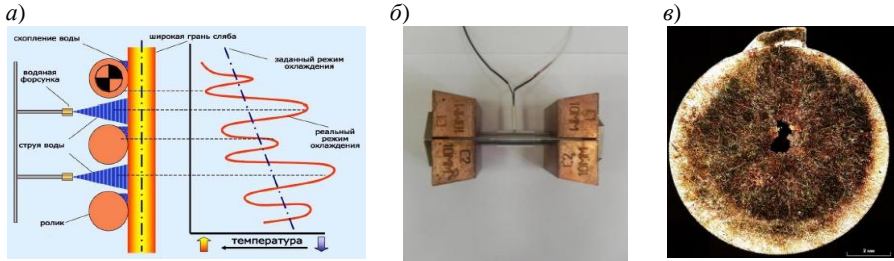


Рис. 7. Характер отвода тепла от заготовки в зоне вторичного охлаждения (а), схема установки образца для испытаний в кварцевой трубке с термопарой (б) и поперечное сечение образца после расплавления и кристаллизации (в) в ходе отработки методики

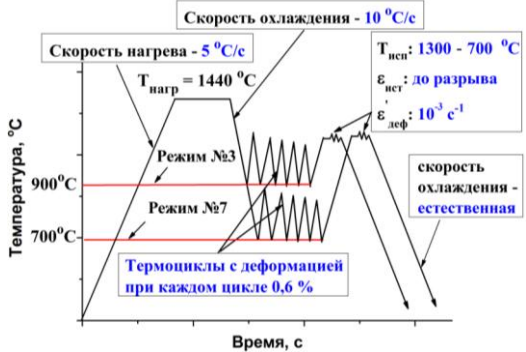


Рис. 8. Схема проведения экспериментов по определению горячей пластичности сталей при имитации термомодеформационных условий прохождения затвердевшей корочки металла зоны вторичного охлаждения УНРС

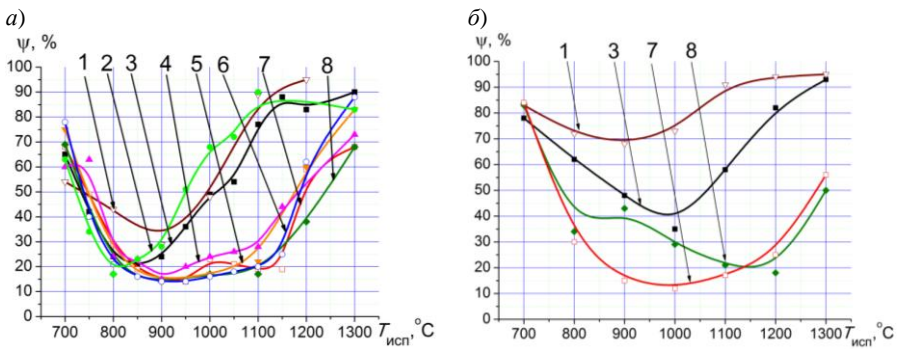


Рис. 9. Температурная зависимость горячей пластичности образцов для трубной стали категории прочности X42 (а) и стали 17Г1С (б) (цифрами на графике указаны номера режимов)

4. Нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры 700 °С, термоциклирование (без деформационного цикла) с начальной амплитудой 150°С, 10 циклов, охлаждение (либо подогрев) до температуры испытания и растяжение до разрушения.
5. Нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры 700 °С, термоциклирование (без деформационного цикла) с начальной амплитудой 300°С, 5 циклов, охлаждение (либо подогрев) до температуры испытания и растяжение до разрушения.
6. Нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры 700 °С, термоциклирование (без деформационного цикла) с начальной амплитудой 300°С, 10 циклов, охлаждение (либо подогрев) до температуры испытания и растяжение до разрушения.
7. Нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры 700 °С, термомодеформационный цикл с начальной амплитудой 300°С, 10 циклов растяжение-сжатие, охлаждение (либо подогрев) до температуры испытания и растяжение до разрушения.
8. Нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры 700 °С, термомодеформационный цикл с начальной амплитудой 300°С, 10 циклов сжатие-растяжение, охлаждение (либо подогрев) до температуры испытания и растяжение до разрушения.

Температурные диапазоны испытаний пластичности после обработки по режимам 1-8, для которых $\Psi \leq 50\%$, считали провалами пластичности. Анализ зависимостей $\Psi(T)$ показывает следующее:

1. При усложнении режимов обработки провалы пластичности (ПП) углубляются и расширяются.
2. Наименьшую глубину и температурный диапазон имеют образцы литого металла, нагретого от комнатной до температуры испытания и испытанные на растяжение; $\psi_{\min} = 35\%$, температура минимальной пластичности $T_{\min} = 900$ °С.
3. Условно 2-е место по ПП занимают образцы, нагретые до 1440°С, охлажденные до температуры испытаний и разрушенные растяжением при различных температурах; $\psi_{\min} = 35\%$, $T_{\min} = 800$ °С.
4. Условно 3-е место по ПП занимают образцы, нагретые до 1440°С, подвергнутые термомодеформационному циклу с затухающей амплитудой 300÷100 °С с минимальной температурой цикла 900 °С; температура образцов не опускалась ниже температуры ферритного превращения.
5. Перечисленные режимы составляют первое семейство кривых (1, 2, 3). Последующие более жесткие режимы обработки образцов сопровождаются расширением и углублением провалов пластичности.

Следует заметить, что в данном эксперименте минимальные температуры термоциклов практически не затрагивают фазовых превращений, температура начала которых, как показали дилатометрические исследования для стали X42 составляет 720°C при скоростях охлаждения $5\div 10^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Температурный интервал провалов пластичности значительно более широкий, чем для первого семейства и составляет приблизительно $800\div 1200^{\circ}\text{C}$. Как и для первого семейства выход из провала пластичности начинается от температуры 750°C .

6. Внутри второго семейства кривых провал пластичности в наименьшей степени выражен при амплитуде термодформационного цикла 150°C . При возрастании начальной амплитуды до 300°C провал пластичности расширяется и углубляется, $\psi_{\min} = 17\%$. При возрастании числа термоциклов от 5 до 10 провал расширяется до более высоких температур.

7. При совмещении термического цикла с деформационным циклом провал пластичности еще более расширяется. Следует заметить, что в цикле растяжение-сжатие термические напряжения частично компенсируются напряжениями деформационного цикла, вследствие чего при наложении деформационного цикла сжатие-растяжение образцы имеют наименьшую пластичность.

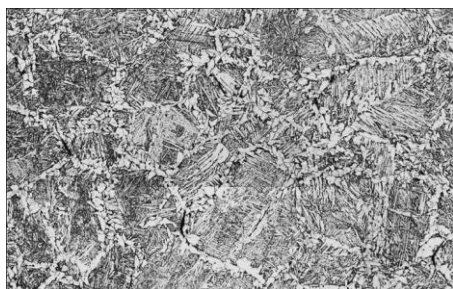
Для выяснения причин появления провалов пластичности были выполнены структурные исследования. Установлено, что преимущественным местом зарождения первичных микротрещин являются границы первичных аустенитных зерен, рис. 10, однако, микротрещины могут возникать и вдоль осей дендритов и пересекать границы.

Во многих исследованиях отмечается, что основной причиной образования горячих трещин является негативное влияние неметаллических включений, изучению влияния которых посвящено большое количество работ, выполненных с использованием самых современных методов исследований. Во всех работах отмечается роль исходных межзеренных аустенитных границ – мест преимущественного расположения неметаллических включений, в том числе FeS , MgO , CaO , Al_2O_3 , MnS , а также частиц более сложного состава FeAlOCaNbC , MnSNbCN , MnSiAlFeO , AlMgO , Fe(Mn)SO , SiO , AlMgCaSO . Однако, до настоящего времени остается открытым вопрос – почему именно в температурном интервале провала пластичности влияние этих включений усугубляется, тогда как

присутствуют они в значительно более широком интервале температур.

Некоторые исследователи придерживаются иной версии о причине проявления провала пластичности и полагают, что красноломкость железа связана с полиморфным превращением. Примеси и включения лишь провоцируют развитие провалов пластичности. Известно, что основной причиной развития красноломкости железа и стали считается сера, негативное влияние которой обычно блокируют марганцем. Считается, что при соотношении $Mn:S \geq 60$ красноломкость проявляться не должна.

а)



б)

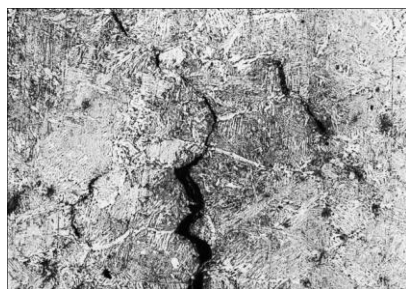


Рис. 10. Стадии образования и развития межзеренных трещин в литой трубной стали категории прочности X42 (фрагменты панорам): а – режим 3, $T_{исп} = 1100^{\circ}C$; б – режим 7, $T_{исп} = 1000^{\circ}C$

Однако, влияние, подобное сере, оказывают алюминий в присутствии азота, примесные элементы Cu, As, Sn, и неметаллические включения, указанные ранее. Несмотря на тип включений или примесных атомов, провал пластичности наблюдается, как правило, при температурах $900\div 1000^{\circ}C$ и может быть усугублен термоциклическими воздействиями. Каким образом полиморфизм может влиять на возникновение температурного интервала хрупкости чистого железа и сталей, захватывающего температурную область, существенно превышающую интервал превращения, см. рис. 9?

Известно, что при полиморфных превращениях (в том числе при ферритном превращении в сталях) изменяются атомный объем, координационное число, энергия межатомной связи, изменение которых должна отражать температурная зависимость модуля упругости $E(T)$. Для исследования этой зависимости были выполнены эксперименты при помощи модуля *Pocket Jaw* комплекса *Gleeble*. Усилия фиксировали тензодатчиком с максимальным усилием 20 кН, а деформации измеряли при помощи датчиков продольной (база 12

мм) и поперечной деформации (база 10 мм). Образец нагревали прямым пропусканием тока с шагом $50 \div 100^\circ\text{C}$ до температур 1200°C . При каждой из температур образец выдерживали 1 минуту и задавали продольную нагрузку, не превышающую $0,3\sigma_T$ при данной температуре, скорость роста нагрузки составляла $0,1 \text{ кН/с}$. Для каждой температуры строили зависимость упругих напряжений $\sigma(\epsilon)$, а по производной определяли значение модуля упругости.

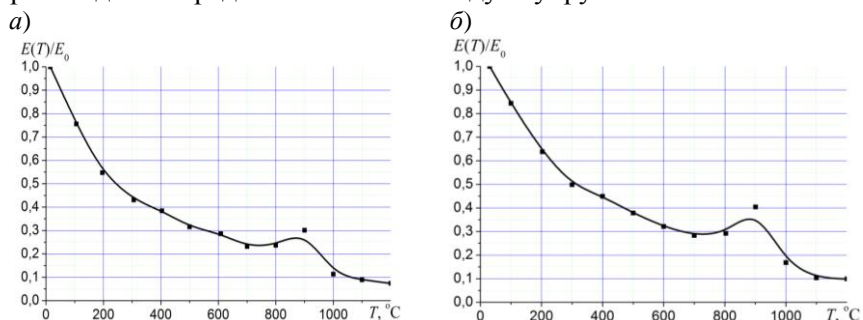


Рис. 11. Температурная зависимость модуля упругости для трубной стали категории прочности X42 (а) и стали 17Г1С-У (б) по датчику продольной деформации

Следует заметить, что точное измерение модуля упругости при высоких температурах при помощи механических испытаний сопряжено с экспериментальными трудностями, поэтому результаты, представленные в безразмерном виде на рис. 11, можно рассматривать лишь на качественном уровне.

По графикам на рис. 11 видно, что для исследуемых сталей в температурном диапазоне провала пластичности наблюдается значительное увеличение модуля упругости. Подобное поведение температурной зависимости $E(T)$ для железа отмечали еще в 19 веке, но подробно она была исследована Кёстером в 1948 г. [Köster (Koester) W. Die Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls reiner Metalle. (The temperature dependence of the elasticity module of pure metals.) // Z. Metallk. – 1948. – Vol. 39. – №1. – P. 1-9]. Однако, взаимосвязей аномального характера зависимости $E(T)$ и высокотемпературной пластичности сталей до настоящего времени не отмечали.

Возможно, что причиной подобной аномалии железа и его сплавов может быть близость температур полиморфного и магнитного превращений, которые протекают по типу превращений I и II родов, причем магнитное превращение сопровождается упорядочением ↔ разупорядочением атомов, связанным с перераспределением электронов. На фоне перестройки

кристаллической и электронной структуры возможно образование дополнительных резонансных ковалентных связей, представление о которых введено Л. Полингом. Дополнительные связи возникают вблизи температур полиморфного превращения и распадаются при нагревании за счет активации теплового движения атомов.

Для подтверждения полученных экспериментальных данных о температурном изменении модуля упругости были выполнены исследования деформационного упрочнения стали 17Г1С при различных температурах и скоростях деформации, рис. 12. Известно, что практически все механизмы деформационного упрочнения пропорциональны упругим свойствам металла, в том числе упрочнение за счет изменения плотности дислокаций

$$\sigma = \sigma_{t0} + Gb\sqrt{\rho} , \quad (2)$$

где σ , σ_{t0} – текущее и начальное значение предела текучести, G – модуль сдвига, $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$, E – модуль упругости, ν – коэффициент Пуассона, b – вектор Бюргерса, ρ – плотность дислокаций. Таким образом, согласно (2), при температурах увеличения модуля упругости, которые одновременно являются температурами провала пластичности, должно наблюдаться аномально высокое деформационное упрочнение.

а) б)

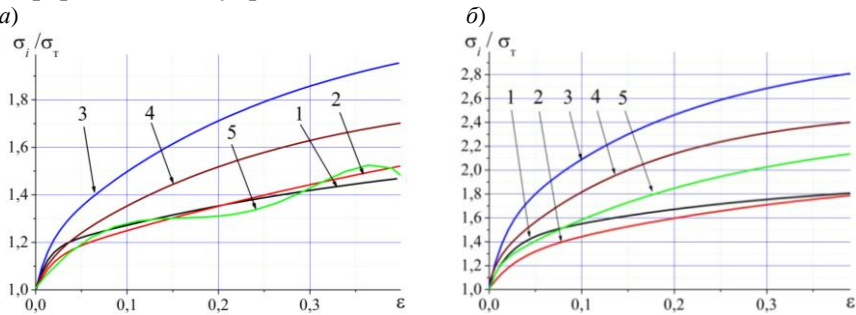


Рис. 12. Зависимость относительного деформационного упрочнения σ_i / σ_t (σ_i – текущее напряжение) от степени деформации для стали 17Г1С-У при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а), $\dot{\epsilon} = 1 \text{ c}^{-1}$ (б) и температурах: 1 – 700 °С; 2 – 800 °С; 3 – 900 °С; 4 – 1000 °С; 5 – 1100 °С

Как видно по рис. 12, деформационное упрочнение при 900°С значительно выше, чем при более низких или при более высоких температурах. Это дополнительно подтверждает характер температурной зависимости модуля упругости для исследованных материалов. Аномально высокое упрочнение приводит к быстрому

достижению предельных напряжений, необходимых для разрушения, что объясняет падение пластичности в диапазоне температур провала пластичности. Отметим, что измерение деформационного упрочнения по зависимостям истинных напряжений от истинных деформаций $\sigma(\epsilon)$ для комплекса *Gleeble* является методически значительно более простым и достоверным методом исследования по сравнению с измерением модуля упругости.

Таким образом, результаты выполненных исследований позволяют полагать, что основной причиной провалов пластичности железа и сталей является повышение модуля упругости вблизи температур полиморфного превращения. В связи с этим можно предположить, что полностью устранить эту причину провалов пластичности в сталях практически невозможно без существенного изменения их химического состава. Однако, снизить проявление этого негативного эффекта можно за счет структурных факторов. Значительного повышения высокотемпературной пластичности вплоть до устранения провала на зависимости $\Psi(T)$ можно добиться несколькими методами:

1. Измельчением зерна за счет фазовой перекристаллизации.
2. Введением модификаторов при выплавке металла.
3. Очисткой металла от неметаллических включений и примесей внедрения.

Влияние указанных методов на горячую пластичность подтверждено методом физического моделирования и промышленного эксперимента. Показано, что повышение пластичности металла при снижении размера зерна сопровождается снижением макроскопического предела текучести металла, обусловленного состоянием исходных границ и снижением на границах концентрации неметаллических включений и сегрегаций, блокирующих дислокации.

Разработанные рекомендации были опробованы и внедрены при производстве горячекатаного листа на стане 2000 ОАО «Северсталь», что позволило снизить брак по кромочным трещинам для отдельных марок сталей с 12% до 4,3 %.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. В результате проведенного комплексного физико-механического анализа установлено, что трубные стали при горячей прокатке по типовым режимам на непрерывном широкополосном стане 2000 и реверсивном толстолистовом стане 5000 обладают высоким

запасом пластичности, гарантирующим отсутствие разрушения, в том числе в захоложенных прикромочных областях. Показано, что разрушение возможно в тех случаях, если в металле изначально присутствуют дефекты в виде подповерхностных трещин или такие образования, как зернограничные микротрещины, цепочки неметаллических включений, сегрегации примесных атомов, ослабляющих границы. Разрушение возможно также при нарушении типовых технологий прокатки.

2. Показано, что изначально присутствующие подповерхностные трещины непрерывнолитого сляба, залегающие на глубине до 12 мм, могут быть окислены, не завариваться при прокатке и выходить на широкую грань прокатанного листа в виде открытых трещин.
3. Обнаружено, что причиной возникновения провалов на температурной зависимости пластичности сталей является повышение модуля упругости вблизи температур полиморфных превращений. Аномальное увеличение модуля упругости приводит к интенсивному упрочнению сталей, росту термических напряжений и достижению предельных напряжений при малых деформациях, что легко достигается в литом металле с несовершенной структурой.
4. Установлено, что циклические напряжения термической и деформационной природы, возрастающие на фоне скачков модуля упругости и приводящие к возникновению трещин на границах, ослабленных сегрегациями и неметаллическими включениями, являются основной причиной трещинообразования в непрерывнолитой заготовке.
5. Показано, что существуют два фактора, влияющих на высокотемпературную пластичность сталей, – природный (неуправляемый), состоящий в увеличении модуля упругости вблизи температур ферритного превращения, и структурный (управляемый), состоящий в протяженности исходных аустенитных границ, а также в количестве и распределении избыточных фаз, сегрегаций и примесных атомов по границам. Достичь снижения влияния аномального изменения модуля упругости невозможно в пределах марочного состава сталей.
6. Показано, что технические мероприятия, которые приводят к повышению качества литой заготовки, в том числе измельчение размера зерна за счет модифицирования или фазовой перекристаллизации, снижение содержания неметаллических

включений и примесей внедрения, приводят к повышению пластичности сталей, а на конечном этапе металлургического предела – к снижению количества прикромочных трещин. Эффективность предложенных технических мероприятий снижения склонности сталей к трещинообразованию при прокатке подтверждено экспериментально и результатами промышленного опробования.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Мишнев П.А. Исследование причин трещинообразования в низколегированных сталях при непрерывной разливке и горячей прокатке // Материалы: «I Международной научно-технической конференции»: 2-4 октября 2013 г. – Череповец. – 2013. – С. 167-169.
2. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Зотов О.Г., Мишнев П.А., Никонов С.В. Исследование горячей пластичности микролегированных сталей при имитации условий непрерывной разливки и горячей прокатки // Сб. науч. трудов: «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении»: 26-30 ноября 2013 г. – Екатеринбург. – 2013.
3. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Глухов П.А., Мишнев П.А., Никонов С.В. Исследование трещинообразования трубных сталей при непрерывной разливке и горячей прокатке // Сб. науч. трудов: «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении»: 26-30 ноября 2013 г. – Екатеринбург. – 2013.
4. **Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Зотов О.Г., Мишнев П.А., Никонов С.В. Физическое моделирование горячей пластичности микролегированной трубной стали при непрерывной разливке и горячей прокатке // Сталь. – 2014. – №2. – С. 59-65.**
5. Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Мишнев П.А., Никонов С.В. Причины образования горячих трещин в сляках при непрерывной разливке микролегированных сталей // Коллективная монография: «Пластическая деформация металлов»: 19-23 мая 2014 г. – Днепропетровск: Акцент ПП. – 2014. – С. 82-90.
6. Матвеев М.А., Мишин В.В., Безобразов Ю.А., Шишов И.А., Глухов П.А., Мишнев П.А. Исследование возможностей увеличения пластичности стали 08пс с низким соотношением Mn/S при прокатке на стане 2000 // Программа и тезисы докладов: «Пластическая деформация металлов»: 19-23 мая 2014 г. – Днепропетровск. – 2014. – С. 35-36.
7. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Мишнев П.А., Никонов С.В. Причины образования горячих трещин при имитации условий непрерывной разливки микролегированных сталей // Сб. докладов: «ОМД 2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии» Ч. 2: 14-17 апреля 2014 г. – Москва. – 2014. – С. 77-89.
8. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Глухов П.А., Мишнев П.А., Никонов С.В. Исследование причин образования трещин в трубных сталях при помощи математического моделирования условий непрерывной разливки и

- горячей прокатки // Сб. трудов: «Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии» Ч. 1: 14-17 апреля 2014 г. – Москва. – 2014. – С. 203-205
9. **Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Зотов О.Г., Мишнев П.А., Никонов С.В., Ширяйхин А.В. Исследование с применением физического моделирования причин образования горячих трещин в слябах при непрерывной разливке трубной стали // Электрометаллургия. – 2014. – №6. – С. 27-33**
 10. **Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Шишов И.А., Глухов П.А., Корчагин А.М. Оценка вероятности разрушения металла при горячей прокатке с помощью методов физического и математического моделирования // Черные металлы. – 2014. – №4. – С. 55-60.**
 11. **Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Мишнев П.А., Никонов С.В. О причинах провалов горячей пластичности сталей // Металлы. – 2014. – №5. – С. 36-43**
 12. Matveev M., Kolbasnikov N., Mishin V., Glukhov P., Shiryahin A. Microalloyed Pipe Line Steel Fracture Analysis During Continuous Casting Process // 23rd International Conference on Metallurgy and Materials: 21st - 23rd may 2014 – Brno. – Czech Republic. – 2014.
 13. Matveev M., Kolbasnikov N., Mishin V., Glukhov P., Mishnev P., Bezobrazov Yu. Non-Destructive Hot Rolling Schedules Development for Low Ratio Mn/S 1008 Steel // 23rd International Conference on Metallurgy and Materials: 21st - 23rd may 2014 – Brno. – Czech Republic. – 2014.