

На правах рукописи

СИМАКОВ ЮРИЙ ВЛАДИМИРОВИЧ

**ИССЛЕДОВАНИЕ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ
ПРОКАТКИ КАТАНКИ
ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 70корд
И НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ Ст1кп
С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КОМПЛЕКСА
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ**

Специальность 05.16.05 - Обработка металлов давлением

АВТОРЕФЕРАТ

**диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук**

Москва - 2006

Работа выполнена в центральной лаборатории
ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

Научные руководители кандидат технических наук, доцент
Сивак Борис Александрович

кандидат технических наук, доцент
Моллер Александр Борисович

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
Трусов Виталий Алексеевич

кандидат технических наук,
Гуляев Анатолий Сергеевич

Ведущее предприятие: Институт металлургии и
материаловедения им. А.А. Байкова
Российской Академии Наук

Защита состоится 14 декабря 2006 г. в 14:00 на заседании диссертационного совета Д 217.038.01 в ОАО «Институт Цветметобработка» по адресу: 119017, г. Москва, Пыжевский пер., дом 5.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ОАО «Институт Цветметобработка».

Автореферат разослан «_____» _____ 2006 года.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
кандидат технических наук

Калмыкова Э.Н.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. На современном этапе развития прокатного производства одной из основных задач при производстве катанки является получение более высокого уровня регламентированных механических свойств. Это обусловлено снижением металлоемкости изделий при дальнейшей переработке катанки без снижения прочностных и пластических свойств.

Актуальна также задача получения необходимой структуры и механических свойств по следующим критериям: величина зерна, дисперсность, пластичность, прочность. Это связано с повышением технологичности последующей переработки катанки, что снижает издержки, себестоимость у метизных предприятий и повышает спрос на данный вид продукции у производителей катанки, тем самым обеспечивается более высокая конкурентоспособность в условиях рыночной экономики. Повышение свойств проката из стали при снижении его себестоимости в условиях массового производства позволяет создавать новую высокотехнологичную продукцию, в том числе, использующуюся при создании различных новых видов оружия, что повышает обороноспособность России.

Актуальность работы возрастает в связи с тем, что технология в современных условиях производства катанки позволяет регулировать и контролировать такие технологические параметры, как скорость деформации и температуру прокатки.

Цель и задачи исследования. Целью диссертации является разработка технологических режимов прокатки катанки для целенаправленного получения структуры и механических свойств.

Указанная цель реализуется путем решения следующих задач:

– разработка математической модели расчета температуры раската в процессе прокатки, как одного из важнейших факторов, влияющих на механические свойства готовой катанки;

– определение влияния технологических параметров прокатки (скорость, степень и температура прокатки) на формирование структуры при получении катанки;

– определение рациональных режимов прокатки с необходимым микролегированием для получения комплекса свойств готового проката;

– разработка и использование новых режимов термомеханической обработки при производстве катанки на прокатных проволочных станах.

Научная новизна работы заключается в следующем:

– разработана новая методика расчета температуры раската в процессе прокатки катанки;

– определено количественное совместное влияние температуры, скорости и степени деформации на формирование структуры металла при высокоскоростной прокатке катанки;

- предложена методика определения режимов контролируемой прокатки катанки с учетом характеристик прокатного стана;
- построена математическая модель прогнозирования уровня механических свойств в зависимости от режима прокатки и охлаждения катанки.

Практическая ценность работы заключается в следующем:

- разработаны технология прокатки катанки с двухстадийным охлаждением для получения мелкозернистой высокосорбитизированной катанки, предназначенной для последующего производства кордовой проволоки;
- разработана совершенно новая технология в условиях российского производства получения термомеханически упрочненной арматуры малых диаметров с использованием процесса прерванной закалки в потоке стана. Данный процесс позволяет повышать пластичность поверхностного слоя катанки при сохранении его высокой прочности;
- разработана электронная база данных, используемая при выборе скоростных и температурно-деформационных режимов прокатки на сортовых станах из непрерывнолитой заготовки, что подтверждено актом об использовании результатов научно-исследовательской работы на ОАО «ММК» от 12.04.2006 г.

Реализация работы.

На основе разработанной технологии было впервые осуществлено внедрение производства высокосорбитизированной катанки на стане 300№3 ОАО «ММК». Произведенный металл в количестве 4000 тонн поставлялся на ОАО «Уралкорд», для последующей переработки на кордовую проволоку. Результаты качественных характеристик микроструктуры произведенной катанки полученной в результате внедрения данной технологии отражены в заключении специалистов Белорусского металлургического завода, являющегося мировым лидером в производстве кордовой катанки.

На стане 250№2 было освоено производство термомеханически упрочненной катанки диаметром 6,5мм для последующей переработки на высокопрочную арматуру класса В500С

Апробация работы. Материалы диссертации были доложены и обсуждались на научно-техническом совете ОАО «Магнитогорского металлургического комбината». Также основные положения диссертации были представлены на: 61 научно-технической конференции МГТУ в 2002 г.; 62-й научно-технической конференции МГТУ в 2003 г.; на V конгрессе прокатчиков (Череповец, 21-24 октября 2003 г.), на семинаре “Фазовые и структурные превращения в сталях” (Магнитогорск. 2003.), на VI конгрессе прокатчиков (г. Липецк, 18-21 октября 2005 г.)

Публикации. Основные положения диссертации изложены в 8 печатных работах. Новизна и практическая ценность результатов научно-исследовательской работы подтверждены:

- заключением научно-технического совета ОАО «Магнитогорского металлургического комбината»;
- заключением специалистов Белорусского металлургического завода МГЛМК-1 № 04-2002 от 29.05.2002г.;
- актом об использовании результатов научно-исследовательской работы на ОАО «ММК» от 12.04.2006 г.;
- технологическими письмами ОАО «ММК» по разработке технологии.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения и списка литературы из 67 наименований. Работа содержит 153 страниц машинописного текста, 15 рисунков, 1 таблица, 4 приложения.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении показана необходимость и эффективность использования процессов термомеханической обработки (ТМО) при производстве катанки на прокатных проволочных станах. Обозначены границы области использования процессов ТМО при производстве катанки в данной работе. Обоснована актуальность работы в области использования ТМО при производстве катанки. Приведены поставленные цели и задачи, решенные в ходе выполнения диссертационной работы. Также показана научная новизна данной работы.

В первой главе показаны теоретические аспекты процесса ТМО относительно применения при производстве катанки. Рассмотрены имеющиеся теоретические аспекты и принципы, традиционно используемые при рассмотрении процессов ТМО. Приведены особенности и перспективы использования новых подходов в процессе прокатки катанки. При этом сделана оценка влияния, которое оказывается на структуру различными технологическими факторами: температура пластической деформации, степень и скорость деформации, режимы последовательного охлаждения.

Традиционно при рассмотрении задачи достижения требуемых свойств готовой продукции из металлического сплава используют влияние химических элементов на свойства металла и термическую обработку. При этом формирование структуры при нагреве, а в особенности при прокатке долгое время оставалось «черным ящиком». Химический состав оказывает большое влияние на изменения структуры в процессе ТМО и его влияние на механические свойства должно рассматриваться с позиций всех этапов обработки металла: от нагрева до охлаждения. Термическая обработка с прокатного нагрева лишь фиксирует состояние структуры, полученной на прокатном стане, и хотя здесь существует множество ва-

риантов ее проведения с получением различных комплексов свойств, повышение их значений ограничено данной структурой в процессе прокатки. Термическая обработка вне прокатного стана с удорожанием энергоносителей становится все более не целесообразной.

Варьируя условия деформирования при ТМО, можно регулировать плотность и характер распределения дефектов кристаллического строения, что позволяет управлять структурой и свойствами стали в широких пределах.

Именно вышеперечисленные причины и явились основанием столь быстрого развития и заинтересованности, производителей металлопродукции процессом ТМО. С целью рассмотрения этого процесса, с точки зрения влияющих на него факторов кратко приведем общие положения возможностей повышения эксплуатационных свойств.

Также в первой главе рассмотрено упрочнение сталей путем термомеханической обработки (ТМО). При совокупности операций пластической деформации и термической обработки, структурные изменения, происходящие при фазовых превращениях, протекают в условиях повышенной плотности дефектов кристаллического строения, созданной пластической деформацией.

Технологи используют эти механизмы при изготовлении сталей, прежде всего, как было указано выше, путем легирования и термообработки. В качестве примера приведем недостатки использования традиционных способов изготовления готового проката из рядовых марок сталей. У данного класса сталей структура состоит из феррита с известной незначительной долей перлита. При желании получать менее металлоемких конструкции и изделий из стали, обладающих повышенной надежностью при низкой себестоимости изготовления, встает проблема повышения прочности проката, полученного в горячекатаном состоянии. Если для повышения прочности используют только повышение доли перлита путем повышения содержания углерода, то эта возможность ограничена, так как с увеличением прочности благодаря повышению содержания углерода пластичность, вязкость и свариваемость стали резко снижаются, что приводит к отказу от данного проката, т.к. наряду с прочностью в прокате необходимо также обеспечение вышеперечисленных свойств металла.

Влияние протекания процесса рекристаллизации на рост зерна зависит от степени деформации, т.к. при возрастании деформации увеличивается плотность дислокаций, что приводит к увеличению числа центров зарождения новых зерен. Скорость роста и действительная величина аустенитного зерна зависит от температуры и химического состава металла.

С этой точки зрения, для повышения прочности из вышеназванных механизмов подходят прежде всего твердорастворное упрочнение (благодаря соответствующему легированию), измельчение зерна и повышение плотности дислокации при горячей прокатке.

Величину зерна регламентируют два наиболее важных процесса, проходящих в процессе нагрева и прокатки катанки:

1. Образование карбидов. Их влияние на зарождение и рост новых зерен.

2. Процесс рекристаллизации металла в процессе прокатки и после нее.

Влияние вышеперечисленных процессов на величину зерна зависит от характера их протекания в конкретных условиях. Управляя режимом нагрева и температурно-кинематическими условиями прокатки, возможно целенаправленное воздействие на величину зерна аустенита, формирующегося в процессе прокатки. Оно в свою очередь оказывает влияние на величину феррито-перлитных зерен и, в конечном счете, на механические свойства в готовом прокате.

Из исследований известно, что предел текучести, нелегированной стали с низким содержанием углерода, возрастает обратно пропорционально корню квадратному из величины зерна. Эта взаимосвязь, описываемая уравнением Холла-Петча, формулируется для нижнего предела текучести следующим образом:

$$R_{bL} = \sigma_{iy} + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

где σ_{iy} - напряжение трения, напряжение материала с очень крупным зерном;

k_y - сопротивление границ зерен – некоторая постоянная, численно выражающая влияние границ зерен;

d - средний диаметр зерна феррита.

Необходимо отметить перспективность развития процесса ТМО при производстве катанки. Это обусловлено особенностями производства и геометрическими размерами (высокие скорости деформации и особо малое сечение в отличие от других видов металлопродукции получаемых путем горячей прокатки).

Дело в том, что только при прокатке катанки для большого марочного сортамента возможно осуществление и управление процессами горячего наклепа и рекристаллизации, что из-за отсутствия высоких скоростей деформации при производстве других видов проката неосуществимо в линии прокатки, либо возможно при наложении определенных ограничений (ограниченный марочный сортамент – как правило стали аустенитного класса или низкие температуры прокатки). Это позволяет управлять прочностными свойствами горячего проката, а высокая степень деформации в совокупности с химсоставом и термообработкой пластическими. К особенностям прокатки катанки можно отнести еще один очень важный с позиций термомеханической обработки фактор – время между деформациями может достигать очень малых значений, в особенности в последних

клетях, вплоть до 0,0005 с. Для сохранения структуры, полученной в процессе ТМО, большое значение имеет способ осуществления охлаждения после прокатки. При этом возникают две задачи: транспортирование проката к охлаждающему устройству и охлаждение металла по всему сечению для обеспечения равномерности структуры, а, следовательно, и свойств по сечению готового проката.

Небольшое поперечное сечение катанки до 8 мм позволяет нам рассматривать его как термически тонкое тело. Таким образом, получив необходимую структуру на прокатном стане, мы можем ее зафиксировать во всем поперечном сечении и по всей длине, что улучшает однородность свойств и качество горячего проката. При необходимости изменяя интенсивность охлаждения после прокатки можно также добиться различной структуры по слоям поперечного сечения и получить определенные свойства. Так как скорость отвода тепла в большем сечении из внутренних слоев ограничена, то сохранить преимущества наведенной структуры в процессе прокатки проблематично, а иногда и вовсе невозможно.

В нашей стране и за рубежом было проведено большое количество экспериментов, в которых оценивается влияние различных условий горячего деформирования на строение металлов. Целью этих работ было получение информации о влияющих факторах на структуру и исходя из этого нахождение оптимальных режимов горячей обработки металлов и сплавов. Установлено существенное влияние характера напряженного состояния при горячей деформации (при прокатке, ковке) на структурные изменения и, в связи с этим, на сопротивление деформации. В общем случае состояние при высокоскоростных процессах горячей деформации является очень сложным, и лабораторные эксперименты лишь упрощенно отражают реальную ситуацию в производственных условиях. Именно этой причиной можно объяснить отсутствие детального изучения структурообразования при горячей деформации в условиях высоких скоростей деформации и при напряженном состоянии максимально приближенном к условиям прокатки. Отсутствие этих знаний затрудняет прогнозирование, получение тех или иных свойств при производстве катанки. На каждом стане существуют ограниченные возможности для варьирования таких, влияющих на структуру во время деформации параметров, как степень и скорость деформации, время междеформационных пауз. Поэтому для каждого прокатного стана для получения одного и того же комплекса механических свойств будет необходим различный, свойственный только для данного производства, рациональный химический состав. Это позволит решить задачу выбора и количества легирующих элементов с учетом использования на стане процесса ТМО. Так как недостаток тех или иных химических элементов может не обеспечить получения необходимых свойств готового проката. Так повышенное содержание карбидообразующих элементов при больших степенях деформации может привести к

большому измельчению зерна, и к нежелательному для дальнейшей переработки повышению предела прочности. Из этого можно сделать вывод, что при осуществлении процесса ТМО при производстве катанки для получения необходимых механических свойств необходимо: использовать существующие технологические возможности стана с точки зрения влияния горячей пластической деформации и химического состава на структуру.

Во второй главе приведена разработка адаптивной температурно-кинематической модели, позволяющей построить на основе имеющего стана модели изменения температурных режимов при различных скоростных параметрах деформации.

Для экспериментального изучения изменения структуры при прокатке под влиянием вышеперечисленных факторов необходимо создание математической модели, позволяющей путем моделирования условий прокатки в которых проходит эксперимент рассчитывать необходимые характеристики.

При осуществлении процесса ТМО температурный режим является одним из наиболее важных факторов в целенаправленном воздействии на структуру и конечные свойства в производстве катанки.

Температура при прокатке металла распределена по сечению не равномерно, а так как непосредственным измерением это распределение определить не имеется возможности, то целесообразно прибегать к расчёту тепловых характеристик. Тепловой режим рассчитывается с учетом теплового баланса, зависящего от всех видов теплообмена, имеющих место при горячей прокатке: потеря тепла теплопроводностью при контакте с шайбами и водяным охлаждением, конвекцией и излучением.

Решить задачу нестационарной теплопроводности – это значит найти зависимости изменения температуры и количества переданной теплоты во времени для любой точки тела.

Каждый из процессов нестационарного теплообмена описывается системой дифференциальных уравнений. Однако данные уравнения описывают бесчисленное множество процессов теплоотдачи, выведенные из рассмотрения элементарного участка в физическом теле. Чтобы решить конкретную задачу, связанную с изменением температуры металла при прокатке, необходимо на каждом этапе рассмотреть протекающие тепловые и дать полное математическое описание всех частных особенностей свойственных для данного случая. Для этого необходимо решать систему дифференциальных уравнений при определении следующих краевых условий:

1. Геометрические условия, характеризующие форму и размеры раската.
2. Физические условия, характеризующие физические свойства среды и раската.

3. Граничные условия, характеризующие особенности протекания процесса на границах тела.

4. Временные условия, характеризующие особенности протекания процесса во времени.

Для решения конкретных технических задач считается практически приемлемым использование метода конечных разностей Е. Шмидта или метод элементарных балансов А.П. Ваничева. Эти методы основаны на допущении возможности замены непрерывного процесса скачкообразным как во времени, так и в пространстве.

Метод конечных разностей Шмидта основан на допущении возможности замены непрерывного процесса скачкообразно как в пространстве, так и во времени.

Данный метод применяется для расчета плоских, цилиндрических и сферических тел для двухмерного температурного поля. При применении данного метода рассматриваемое тело разделяется на слои одинаковой толщины. Время также разбивается на интервалы. В пределах каждого слоя температурная кривая имеет два наклона. Решая в каждом слое уравнение, показанное выше, находим распределение температур в теле для каждого интервала времени. Недостатком данного метода является то, что не учитываются изменения физических свойств тела при изменении температуры и коэффициента теплоотдачи на поверхности рассматриваемого тела.

Метод элементарных балансов решает задачу нестационарной теплопроводности с учетом зависимости от температуры коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости. Данный метод был разработан А. П. Ваничевым и заключается в том, что рассматриваемое тело разбивается на ряд элементарных геометрических форм, в пределах которых закон изменения температуры с известной степенью точности может быть принят линейным. В качестве элементарного объема, как правило, принимается параллелепипед. Серия таких параллелепипедов могут описывать контуры любого тела. Расчетными точками при этом являются места пересечения плоскостей разбивки, т.е. углы параллелепипедов. Данный метод имеет следующие недостатки: громоздкость производимых вычислений, погрешность расчета, возникающая в результате линейного изменения температуры в элементарной ячейке, не учитывается коэффициент теплоотдачи на поверхности тела.

Математическая модель расчета температуры в диссертационной работе при горячей прокатке катанки состоит из следующих базовых составляющих:

Конвективный теплообмен определяется на основе величины теплового потока по закону Ньютона-Рихмана:

$$Q = \alpha \cdot (T_{Me} - T_g) \cdot F \cdot \tau \quad (2)$$

где α - коэффициент конвективной теплоотдачи, Вт/(м²·К);

F – площадь охлаждаемой поверхности, м²;

T_{Me}, T_g -температура, К.

τ - время, с.

Коэффициент конвективной теплоотдачи находим по эмпирической формуле свободной конвекции в неограниченном объеме.

Конвективное охлаждение раската рассмотрим как неустановившийся тепловой поток в твердом теле. При умеренных скоростях течения потока воздуха и постоянных физических свойствах среды расчет распространения тепла будем проводить согласно уравнению Фурье-Остроградского.

$$\frac{\lambda}{c \cdot \rho} \cdot \nabla^2 \cdot T = \frac{\partial T}{\partial t} + (w, gradT) \quad (3)$$

где λ - коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К);

c - удельная теплоемкость, Дж/(кг·К);

ρ - плотность, кг/м³;

∇^2 - лапласиан.

Приводим уравнение к виду:

$$\nabla^2 \cdot \xi = \frac{\partial \xi}{\partial (at / l_0^2)} \quad (4)$$

Для решения задачи охлаждения прокатываемого металла на прокатном стане необходимо вводить соответствующие начальные и граничные условия. В данном расчете можно принять температуру тела в начальный момент времени одинаковой во всех его точках. Температуру на поверхности тела обычно будем считать зависящей от коэффициента теплоотдачи, меняющейся по заданному закону температуры окружающей среды.

Для нахождения интегралов уравнения Фурье используем решение произведения двух функций, из которых одна связана только с координатами, а другая – только со временем:

$$\begin{aligned} T &= \psi(x, y, z)\varphi(t); \\ \xi &= \psi(x, y, z)\varphi(Fo) \end{aligned} \quad (5)$$

Дифференцируя это уравнение и подставляя соответствующие производные в уравнение, получаем

$$\psi \cdot \nabla^2 \cdot \xi = \psi \cdot \varphi' \quad (6)$$

Для расчета температуры во время прокатки раскат будем рассматривать как цилиндр бесконечной длины. Для сохранения физического

подобия между неправильным шестигранным профилем раската и цилиндром введем новый параметр - приведенный диаметр цилиндра:

$$D_{np} = 2 \cdot \sqrt{\frac{S_p}{3,14}} \quad (7)$$

где S_p - площадь сечения охлаждаемого раската, m^2 .

Уравнение можно переписать в обыкновенных дифференциалах, и тогда оно примет вид:

$$\frac{d^2\psi(\delta)}{d\delta^2} + \frac{1}{\delta} \cdot \frac{d\psi(\delta)}{d\delta} + \beta^2\psi(\delta) = 0 \quad (8)$$

В уравнении (1.12) безразмерная координата для протяженного цилиндра $\delta = R/R_0$, где R - радиус до точки в которой рассчитывается температура, R_0 - характерный радиус тела.

Эти функции, являющиеся частными интегралами рассмотренных дифференциальных уравнений, распадаются на две группы - четные и нечетные. Суммируя ψ_1 и ψ_2 получаем для протяженного цилиндра:

$$\xi = \left[C_1 \cdot J_0 \cdot \left(\frac{\beta \cdot R}{R_0} \right) + C_2 \cdot Y_0 \cdot \left(\frac{\beta \cdot R}{R_0} \right) \right] \cdot \exp\left(-\beta^2 \cdot \frac{a \cdot t}{R_0^2}\right) \quad (9)$$

Согласно теории дифференциальных уравнений общее решение строится как сумма частных решений, т. е. в рассматриваемом случае:

$$\xi = \sum_{i=1}^{\infty} C_i \cdot J_0 \cdot (\beta_i \cdot \delta) \cdot \exp(-\beta_i^2 \cdot Fo) \quad (10)$$

Прирост температуры за счет пластической деформации вычислим по формуле:

$$\Delta T_{деф} = 2300 \cdot p_{срр} \frac{\lg \left[\frac{1}{1 - \varepsilon_i} \right]}{c \cdot \rho} \cdot \eta_{вых} \quad (11)$$

где $p_{срi}$ - среднее давление;

c - удельная теплоемкость металла, Дж/(кг·К)

ρ - плотность, кг/м³

ε_i - степень деформации.

Плотность потока результирующего излучения раскатом можно найти из уравнения Стефана-Больцмана:

$$q_{изл} = \varepsilon_{np} \cdot \sigma_0 \cdot (T_{Me}^4 - T_{\epsilon}^4) = \varepsilon_{np} \cdot C_0 \cdot \left[\left(\frac{T_{Me}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\epsilon}}{100} \right)^4 \right] \quad (12)$$

где ε_{np} -приведенная степень черноты раската;

$\sigma_0 = 5,7 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴)-константа Стефана-Больцмана;

$C_0 = 5,7$ Вт/(м²·К⁴)-константа излучения черного тела;

T_{Me}, T_{ϵ} -температура металла и окружающего воздуха

Результатом использования стали полученные результаты расчетов температуры по сечению представленные в виде графиков:

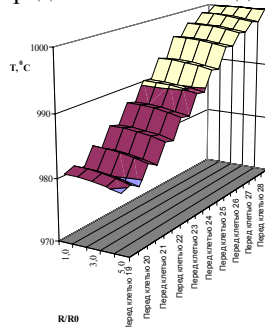


Рис. 1. Распределение температуры по сечению раската в процессе прокатки в блоке 290 проволочного стана 300№3, рассчитанное по математической модели

В третьей главе приведены эмпирические зависимости, на основе которых были построены технологические процессы ТМО катанки, позволяющей получить требуемый комплекс механических свойств. При этом в основу модели были положены результаты моделирования процессов ТМО на основе температурно-кинематической модели приведенной во второй главе и полученных экспериментальных данных на различных проволочных станах.

В качестве объекта исследования в работе рассмотрены низко и высокоуглеродистые марки стали, которые прокатываются при горячей прокатке в области температур, где их микроструктура полностью состоит из аустенита. Во время охлаждения изделий после прокатки структура стали становится феррито-перлитной. Таким образом, свойства стали лишь косвенно связаны с процессом ее обработки. Тем не менее, контроль за термической и механической обработкой конструкционных сталей позволяет регулировать их конечные свойства путем изменения трех основных факторов: структуры аустенита перед фазовым переходом, температуры фазового перехода и происходящих затем процессов, например выделения

частиц, в феррите. Процесс рекристаллизации не имеет отношения к образованию выделений в феррите и температуре перехода, которую можно регулировать, меняя состав стали и скорость охлаждения. Однако надо отметить, что при данном химическом составе стали и скорости охлаждения существует корреляция между размером зерен аустенита и характерными размерами элементов структуры в феррито-перлитной смеси после фазового перехода. Если ограничиться лишь одной ее структурной составляющей – ферритом, то размер зерен феррита линейно зависит от величины исходных зерен аустенита (рис. 2). Таким образом необходимо контролировать размер зерен аустенита. Способы регулирования размера зерен аустенита приводятся в этом разделе в качестве примеров управления рекристаллизацией.

Целью таких процессов является уменьшение размера зерен феррита, что одновременно приводит к увеличению прочности и снижению критической температуры хрупкости. Влияние размера зерна на прочность описывается хорошо известным уравнением Холла-Петча.

В процессе горячей прокатки разупрочнение происходит в основном путем динамической рекристаллизации. Рекристаллизуется ли материал динамически, зависит от эволюции его дислокационной структуры. При постоянных температуре и скорости деформации динамическая рекристаллизация начинается по достижении критической величины напряжения течения. Это, однако, обычно не имеет силы для произвольного пути деформации. Следовательно, начало динамической рекристаллизации определяется не критической величиной движущей силы, а развитием критической дислокационной структуры. Если эта структура определяется динамическим возвратом, то процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации тесно связаны. Выяснение деталей образования ячейки является ключом к лучшему пониманию зарождения при рекристаллизации.

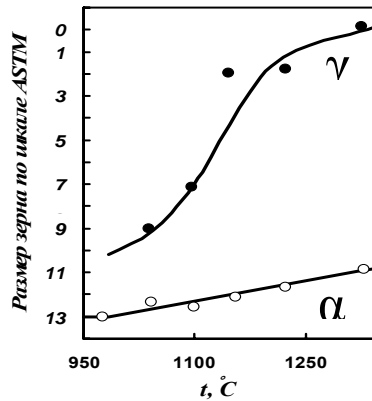


Рис. 2. Зависимость размера зерен феррита от размера зерен аустенита до превращения

Разработанные до сих пор теоретические представления о динамической рекристаллизации являются феноменологическими. Они позволяют рассчитывать кривые деформации и размер зерна в области динамической рекристаллизации лишь с помощью подбора подгоночных параметров. Однако результаты, полученные на монокристаллах, ясно показывают, что теория динамической рекристаллизации должна принимать во внимание динамику развития субструктуры. К тому же для точного предсказания кривых деформации и окончательного размера зерна необходимо учитывать развитие текстуры и образование аннигилирующих двойников.

С целью изучения формирования структуры в процессе прокатки был проведен пассивный эксперимент. Во время застревания проката в прокатных клетях стана отбирались образцы недокатов, находящиеся в вводной арматуре клетки. За счет трехстороннего охлаждения под высоким давлением воды, подаваемой через форсунки на охлаждение роликов, недокат быстро охлаждается со скоростью выше критической. Скорость охлаждения позволило оценить изучение микроструктуры полученных недокатов. Структура недокатов при приведенном диаметре проката меньше 18 мм представляла собой крупноигльчатый мартенсит. Столь быстрое охлаждение позволяет оценить величину зерна при прокатке. Дальнейшее варьирование температурно-скоростными параметрами на прокатном стане наряду с исследованием микроструктуры позволило получить заданную микроструктуру катанки и ее механические свойства.

Используя эти принципы в сочетании с рассчитанными технологическими параметрами, были разработаны технологические процессы, приведенные в четвертой главе.

В четвертой главе проведена оценка моделирования процессов ТМО при разработках и адаптации к проволочным станам ОАО «ММК». При этом осуществлена возможность определения основных конструктивных параметров как прокатного стана так и установок температурного регулирования проката в процессе деформации.

Целью проведенного исследования было получение высокосорбированной катанки стали марки 70ВК с дисперсностью сорбитообразного перлита 1-2 балла более 75 % в поперечном сечении. Это связано, во-первых, с появлением новых технологий ТМО с использованием линий охлаждения, позволяющих осуществлять оптимальный, для каждой марки стали, режим охлаждения с получением необходимой структуры и механических свойств. Во-вторых, получение мелкодисперсного сорбита в структуре катанки позволяет избежать при последующем переделе (волочении) проведения процесса патентирования, который приводит к значительному повышению себестоимости получаемой проволоки.

Характер протекания этого процесса зависит от структуры аустенита перед превращением и режима по которому проводится охлаждение. Чем мельче зерно исходного аустенита и больше степень его переохлаждения, тем меньше размер перлитных колоний (“перлитное зерно”) и субколоний. Размер перлитного зерна и субколоний, в свою очередь, оказывают влияние на прочностные, а главное на пластические свойства получаемой катанки. Но наиболее значимым влиянием на свойства оказывает величина межпластинчатого расстояния перлита - Δ_0 . У катанки, подвергнутой патентированию в расплаве селитры, ее значение равняется 0,08-0,10 мкм. При перлитном превращении, чем больше переохлаждение катанки, тем тоньше получающаяся феррито-цементитная структура, т.е. меньше величина межпластинчатого расстояния Δ_0 .

При производстве катанки для металлокорда была поставлена задача получить максимально возможную пластичность катанки, т.к. наряду с наличием мелкодисперсной структурой это позволит достичь более высокой суммарной деформации при волочении без промежуточного отжига. Также необходимо было не превысить заданного значения временного сопротивления деформации, равного 1080 Н/мм².

С увеличением процентного отношения мелкодисперсной составляющей в структуре катанки было отмечено уменьшение размера зерна в зависимости от температуры на виткообразователе (рис. 3).

Подкалки поверхности, а также наличия в поверхностных слоях катанки высокоотпущенного сорбита не наблюдалось. Также было отмечено уменьшение на один номер величины зерна при использовании двух секций охлаждения вместо одной (всего четыре). Отсюда можно сделать вывод, что увеличение количества циклов охлаждения водой позволяет несколько уменьшить величину зерна, особенно при включении секции №1 и №2, которые расположены ближе к чистовой клети.

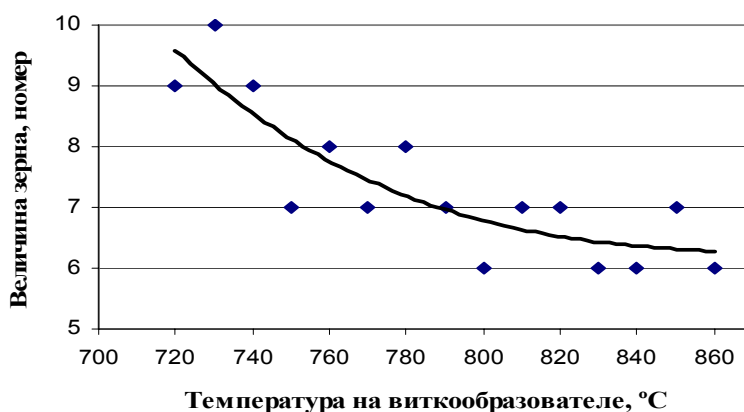


Рис. 3. Влияние температуры катанки после водяного охлаждения на стане 300 №3 на величину действительного зерна в стали марки 70

Увеличение номера зерна повышает пластические и прочностные свойства, т.о. оказывая такое же влияние на временное сопротивление как и увеличение дисперсности перлита. Важным моментом при получении мелкозернистой структуры в катанке является то, что при этом увеличивается доля мелкодисперсного перлита. По видимому, это связано с тем, что при малом объеме зерна превращение из аустенита в перлит происходит за более короткое время, чем в больших зернах, при этом цементитные пластинки не успевают достигнуть больших размеров, как это наблюдается в больших зернах или при медленном охлаждении. С учетом изложенного выше при осуществлении режима №5 (рис. 3) были получены следующие механические свойства:

$$\sigma_B = 1060 \div 1080 \frac{H}{мм^2}, \delta_5 = 15 \div 18 \% \quad (13)$$

Дальнейшее увеличение дисперсности перлита в катанке $\Delta_0 \leq 0,15$ мкм, как показали исследования на стане 150 БМК, приводит к повышению временного сопротивления и уменьшению пластичности.

Внедрение указанного разработанного режима прокатки и охлаждения позволило получить на мелкосортно-проволочном стане 300 №3 ОАО «ММК» высокосорбитизированную катанку класса ВК с содержанием дисперсности перлита в высокоуглеродистой катанке до 85%.

На современном этапе развития прокатного производства одной из основных задач при производстве катанки является получение более высокого уровня или регламентированных механических свойств. Это обусловлено снижением металлоемкости изделий при дальнейшей переработке катанки без снижения прочностных и пластических свойств.

В связи с этим возникает задача получения необходимой структуры и механических свойств по следующим критериям: величина зерна, дисперсность, пластичность, прочность. Повышение свойств проката из стали при снижении его себестоимости в условиях массового производства позволяет создавать новую высокотехнологичную продукцию.

Введение в строй современных станов позволяет реализовать принципы термомеханической обработки при производстве катанки при регулировании и контроле таких технологических параметров, как скорость и температура раската как в процессе прокатки так и режимами последеформационного охлаждения.

Для разработки режимов термомеханического упрочнения для временного проволочного стана 170 ОАО «ММК», оборудование которого поставлено фирмой «DANIELI», были проведены экспериментальные прокатки катанки диаметром 6,5 и 8,0 мм. Целью эксперимента было раз-

работка и освоение технологии производства термомеханически упрочненной арматурной стали малых диаметров на ОАО «ММК».

Производство термомеханически упрочненной арматурной стали малых диаметров (№6, №8) является, в частности, одним из таких наиболее перспективных направлений в расширении сортамента сортового проката.

Процесс предназначен для повышения прочностных свойств арматурной стали с низким содержанием углерода ($C < 0,24\%$) и легирующих элементов. Кроме того, он может позволить получение даже более высоких механических свойств, чем на микро- и низколегированных марках стали при сравнительно низкой себестоимости (меньших производственных затратах). Термомеханически упрочненная арматура имеет повышенную свариваемость – обеспечивает отсутствие охрупчивания в районе сварного шва, вследствие более низкого содержания углерода и легирующих элементов. Также процесс термомеханического упрочнения приводит к снижению количества окалины на поверхности катанки после прокатки. Наличие в поверхностном слое арматурной стали мартенситной структуры обеспечивает высокую стойкость металла в условиях циклических нагрузок, что позволяет применять данную арматуру в конструкциях испытывающих динамические нагрузки. Наибольший эффект применения термоупрочненной арматуры класса А500С малых диаметров показан на рисунке 4. Из приведенных диаграмм видно, что использование данного проката вместо горячекатаной арматуры больших номеров (№10-12) позволяет при тех же нагрузках в железобетонных изделиях значительно снижать металлоемкость конструкций, что, в свою очередь, приводит к снижению общих нагрузок.

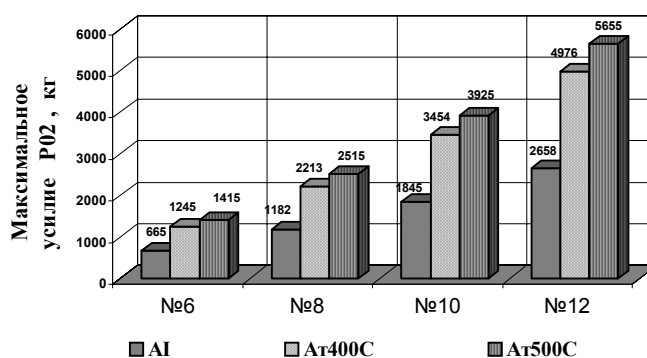


Рис. 4. Сравнительный анализ прочностных свойств горячекатаной и термомеханически упрочненной арматуры №6, №8 класса А400С и А500С с арматурой №10, №12 класса А1 из стали марки Ст3пс

Однако при этом технология прокатки и дальнейшего процесса термоупрочнения должна обеспечивать такую температуру в центральных слоях катанки, при которой сохраняется аустенитная структура во время охлаждения. Этот процесс можно выделить во второй этап, который позволит при дальнейшем её охлаждении со скоростью меньшей критической скорости получить в сердцевине катанки феррито-перлитную структуру, что обеспечит высокую пластичность полученной арматуры (рис. 4).

На третьем этапе высокая температура центральных слоев катанки после окончания операции интенсивного охлаждения будет способствовать протеканию процесса самоотпуска закаленного поверхностного слоя. Данный процесс, в свою очередь, также позволяет повысить пластичность поверхностного слоя при сохранении его высокой прочности.

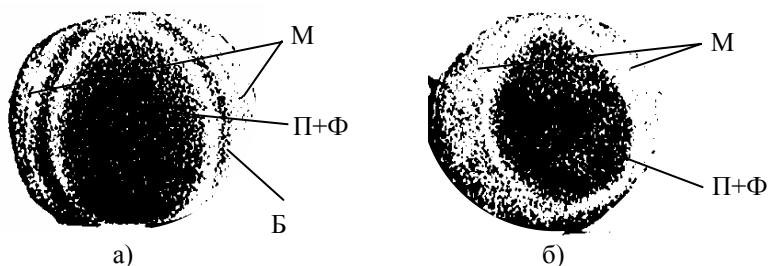


Рис. 5. Поперечное сечение термомеханически упрочненной катанки Ø8,0мм из стали марки Св08ГА(а) и Ø6,5мм из стали марки Ст1сп(б), прокатанной на стане 250№2 М – мартенситная структура; П+Ф – перлитно-ферритная структура; Б – бейнитная структура.

Металл, расположенный между поверхностным и центральным слоем имеет промежуточную скорость охлаждения, которая приводит к получению слоя с бейнитной структурой. В результате такого охлаждения получается, что катанка в поперечном сечении представляет собой две зоны в виде кольца: с мартенситной и бейнитной структурой и феррито-перлитной в центральной части. В результате опытных прокаток на стане 250№2 была получена катанка с указанной структурой (рис. 6).

Такая структура в катанке из рядовых низкоуглеродистых марок стали, позволяет получить уникальный комплекс механических свойств: высокий предел текучести при хорошей пластичности, что не всегда можно получить даже на катанке из некоторых низколегированных марок стали при стандартной прокатке и охлаждении на воздухе (рис.7.).

Получение вышеуказанной катанки требует точного соблюдения технологии термоупрочнения. Настройка линии водяного охлаждения зависит от множества факторов: марки стали, необходимых механических свойств, диаметра катанки, состава оборудования линии охлаждения, на-

стройки форсунки высокого давления, скорости прокатки, расхода и давления воды.

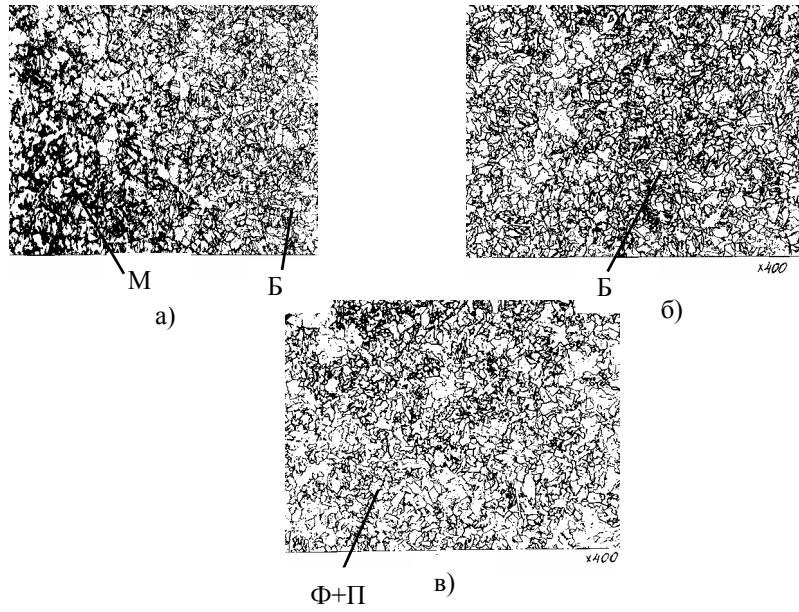


Рис. 6. Структура термомеханически упрочненной катанки Ø8,0мм из стали марки Св08ГА в поверхностном (а) и переходном (б) слое и в центральной части катанки (в)

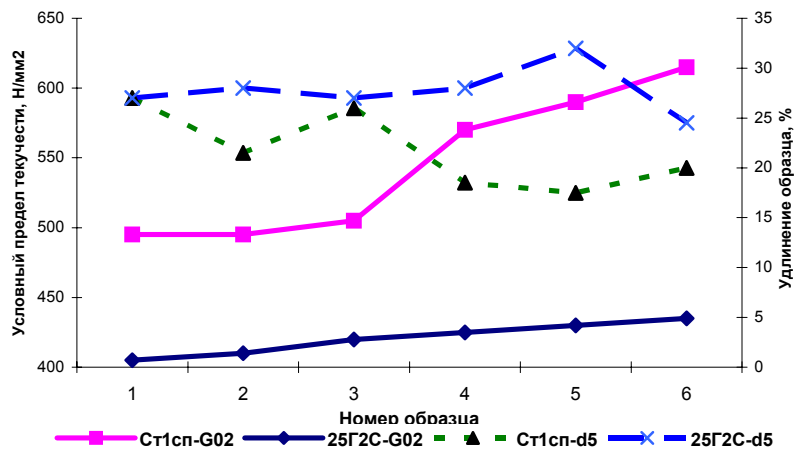


Рис. 7. Взаимосвязь пластических и прочностных свойств термомеханически упрочненной арматуры Ø6,5мм из стали марки Ст1сп и горячекатаной арматуры №12 из стали марки 25Г2С

Проведенные исследования позволили определить основные параметры процесса термомеханического упрочнения катанки малых диаметров. Впоследствии при пуске на ОАО «ММК» стана 170 после адаптации полученных результатов к условиям прокатки на новом стане позволит освоить данный сортament при массовом производстве.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ:

1. Рассмотрены процессы, происходящие при деформации металла в горячем состоянии. Определены факторы, наиболее влияющие на формирование структуры металла после деформации.

2. Показана перспективность развития процесса ТМО при производстве катанки с учетом ее геометрических размеров и особенностей производства: особо малое сечение и высокие скорости деформации в отличие от других видов металлопродукции получаемых путем горячей прокатки.

3. Разработана температурно-кинематическая математическая модель проволочного стана, позволяющая рассчитать необходимый температурный режим прокатки в зависимости от влияния всех основных составляющих теплообмена. Также модель позволяет прогнозировать температурный градиент по сечению раската, что в последствии позволяет оказывать влияние на снижение неравномерности структуры в готовой продукции.

4. Определены инструменты получения необходимых механических свойств катанки при горячей прокатке с учетом существующих технологических возможностей стана с точки зрения влияния горячей пластической деформации и химического состава на структуру.

5. Показано, что в процессах производства катанки имеются особые условия высокоскоростной деформации и охлаждения, которые недостаточно изучены и, поэтому, не всегда могут быть использованы для целенаправленного получения структуры и свойств готового проката.

6. Разработана технология получения в структуре высокоуглеродистой катанки мелкодисперсного сорбитообразного перлита в линии прокатного стана, что является одним из перспективных направлений в производстве данного вида продукции. Получение мелкодисперсного сорбита в структуре катанки позволяет избежать при последующем переделе (волочении) достичь более высокой суммарной деформации без проведения процесса патентирования, который приводит к значительному повышению себестоимости получаемой проволоки.

7. В результате проведенной исследовательской работы был разработан и внедрен в производство наиболее оптимальный режим прокатки и охлаждения катанки для последующей переработки ее на кордовую проволоку. Внедрение разработанного режима охлаждения позволяет получить на мелкосортно-проволочном стане 300 №3 ОАО «ММК» высокосорбитизированную катанку класса ВК с содержанием дисперсности перлита в высокоуглеродистой катанке до 85%.

8. Проведенные исследования позволили определить основные параметры процесса термомеханического упрочнения катанки малых диаметров. Впоследствии при пуске на ОАО «ММК» стана 170 после адаптации полученных результатов к условиям прокатки на новом стане позволит освоить данный сортамент при массовом производстве

Основные положения диссертации опубликованы в работах:

1. Тулупов О.Н., Моллер А.Б., Поляков М.Г., Логинов А.В., Симаков Ю.В., Колясов Д.В., Левандовский С.А. Новые решения в моделировании процессов сортовой прокатки на основе структурно-матричного подхода и его приложений. // Производство проката. 2004. №7. С. 19-26. (рецензируемое издание)
2. Тулупов О.Н., Моллер А.Б., Симаков Ю.В., Поляков М.Г. Принципы моделирования ТМО с использованием структурно-матричного подхода. // Вестник МГТУ, 2002 №2. С.
3. Симаков Ю.В., Моллер А.Б., Поляков М.Г. Основные принципы исследования особенностей контролируемой прокатки при производстве катанки. // Деп. в ВИНТИ 09.07.03, №1314-В2003. УДК 621.771.225. МГТУ, 2003. 26с.
4. Симаков Ю.В., Моллер А.Б., Поляков М.Г. Конвективная составляющая температурного режима при прокатке катанки и метод ее расчета. // IV Международная научно-практическая конференция "Участие молодых ученых, инженеров и педагогов в разработке и реализации инновационных технологий". Сборник научных докладов. Москва. 2003. С. 269-271.
5. Гасилин А.В., Симаков Ю.В., Селезнев И.В., Пономарев А.Ф., Логинов В.Г., Радюкевич К.Л. Разработка и освоение технологии производства высокосорбитизированной катанки в условиях Магнитогорского металлургического комбината. // Черная металлургия, бюллетень НТИ.-2004.№1.-С.14-16.
6. Симаков Ю.В., Моллер А.Б., Тулупов О.Н., Поляков М.Г. Моделирование контролируемой прокатки при производстве катанки // Труды Пятого конгресса прокатчиков (Череповец, 21-24 октября 2003 г.) .-М.: ОАО "Черметинформация", 2004.-С.249-251.
7. Никифоров Б.А., Тулупов О.Н., Моллер А.Б., Левандовский С.А., Симаков Ю.В. Логинов В.Г., Гасилин А.В. Разработка баз данных калибровки и технологических режимов для эффективной модернизации сортопрокатного производства. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова, 2004, №4,
8. Свидетельство №2006620136 РФ. База данных технологических параметров сортовых станков. // О.Н. Тулупов, А.Б. Моллер, Ю.В. Симаков и др. 18.05.2006. (рецензируемое издание)
9. Райков Ю.Н., Сивак Б.А., Симаков Ю.В., А.Б. Моллер. Новые технологии прокатного производства. // Оборудование. 2006, №3. С.40-44.