

Структурообразование и формирование свойств при термомеханической обработке низкоуглеродистой стали

Аннотация. В статье исследовано структурообразование и формирование свойств стержневой арматуры диаметром 12 мм из низкоуглеродистой стали Ст.5сп при термомеханической обработке. Установлено влияние паузы между концом горячей прокатки и началом интенсивного охлаждения при деформационно-термической обработке стержневой арматуры на уровень ее механических свойств. Показано формирование неоднородной структуры по сечению стержневой арматуры, упрочненной методом прерванной закалки с последующим самоотпуском. Отмечено, что формирование смешанно-слоистой структуры определяется различным механизмом фазового ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращения в сечении арматурных стержней при прерванной закалке с интенсивным охлаждением и последующим самоотпуском. В поверхностной зоне распад переохлажденного аустенита происходит по бездиффузионному мартенситному механизму, в переходной зоне реализуется промежуточный механизм с доминированием аустенитно-перлитного превращения, в центральной зоне $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение протекает по диффузионному механизму с образованием типичной феррито-перлитной структуры, дисперсность которой на 2 балла выше, чем в горячекатаном состоянии. Исследования особенностей структурообразования и формирования механических свойств сталей при термомеханической обработке являются одной из важных задач современного материаловедения, поскольку лежат в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик изделий [1,2].

Ключевые слова: структурообразование, аустенит, мартенсит, ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение, бездиффузионный механизм, слоисто-градиентная структура, термокинетическая диаграмма.

DOI: <https://doi.org/10.32523/2616-68-36-2020-133-4-117-128>

Введение. В настоящее время при производстве стержневой арматуры для железобетонных конструкций все шире применяются технологии совмещенного деформационно-термического упрочнения. При совмещении горячей прокатки с последующей термической обработкой производится интенсивное и регулируемое охлаждение горячедеформированного аустенита непосредственно на выходе из чистовой клетки прокатного стана, которое приводит к сильному измельчению структуры, и, следовательно, обеспечению более высоких механических свойств материала, чем при охлаждении на воздухе, как это имело место на многих действующих прокатных станах. Такое комплексное воздействие на сталь (горячий наклеп совмещается с фазовым наклепом) кардинально меняет ее зеренную и субзеренную структуру, физико-механические и эксплуатационные свойства конечных изделий. Следует при этом отметить, что научную значимость имеют исследования специфичности процессов изнашивания и разрушения поверхностного слоя, которые существенно отличаются от объемного разрушения по следующим признакам.

При объемном нагружении процессы пластической деформации по самой ее дислокационной природе локализуются в определенной части объема материала, где и происходят накопление дефектов структуры, концентрация напряжений и зарождение очага разрушения.

При поверхностном нагружении процессы пластической деформации и разрушения поверхностных слоев, сохраняя свою дислокационную природу, отличаются, в первую очередь, сложным распределением напряжений по всей зоне контакта. По всему поверхностному слою, в любой его точке, равновероятно участие всех находящихся в зоне контакта слоев металла в

пластической деформации и разрушении.

Другой особенностью является то, что при изнашивании происходит непрерывное наложение циклов пластического деформирования и разрушения, когда вслед за уносом продуктов износа наступает следующий цикл. Такой динамический характер процесса предусматривает и динамический характер структурных изменений в поверхностном слое. Эти резкие изменения тонкого строения и структуры поверхностного слоя с внешней средой и образование при этом продуктов износа в виде пленок, высокая концентрация напряжений при сложной схеме их взаимодействия показывают специфичность процессов поверхностного изнашивания. В результате воздействия этих факторов тонкое строение и структура поверхностного слоя могут оказаться в процессе изнашивания совершенно иными, чем исходная структура и строение металла в объеме [3,4].

Постановка задачи. Показать структурообразование и формирование свойств стержневой арматуры диаметром 12 мм из низкоуглеродистой стали Ст.5сп при термомеханической обработке.

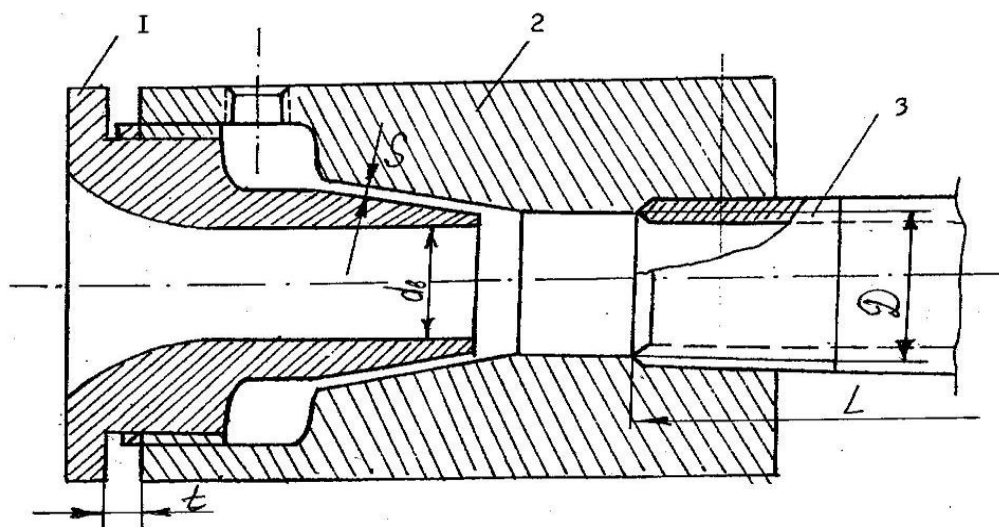
Цели. Установить влияние паузы между концом горячей прокатки и началом интенсивного охлаждения при деформационно-термической обработке стержневой арматуры на уровень ее механических свойств путем ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращения.

История. Посредством многочисленных исследований показано, что процессы структурообразования в результате совместного влияния пластической деформации и фазовых превращений на сплав отличны от формирования структуры при обычной термической обработке и обеспечивают высокий комплекс механических свойств, который не может быть достигнут обычными способами термической обработки или сложного легирования.

Методы исследования. В качестве объекта исследования была выбрана углеродистая сталь Ст.5, которая подвергалась термическому упрочнению на полупромышленной экспериментальной установке ускоренного охлаждения, исследованы структурные изменения и соответствующие механические свойства в образцах из стали Ст.5сп, обработанных по различным режимам.

Для деформационно-термической обработки движущихся стержневых арматурных профилей в сплошном потоке воды использовали охлаждающее устройство, основным элементом которого является нагнетающая форсунка с кольцевым соплом со встроенной трубчатой камерой охлаждения (рис.1).

Принцип работы устройства заключается в том, что охлаждающая вода под высоким давлением через кольцевую щель форсунки поступает в камеру охлаждения, а движущийся арматурный профиль, проходя через камеру охлаждения, взаимодействует с водой и подвергается деформационно-термическому упрочнению. Скорость охлаждения профиля при этом зависит от расхода воды и ее давления в камере охлаждения. В свою очередь, давление и расход воды в камере охлаждения зависит от соотношения размеров кольцевой щели форсунки и кольцевого сечения камеры охлаждения, изменяющегося в зависимости от диаметра упрочняемого профиля и внутреннего диаметра трубчатой камеры при постоянной ее длине.

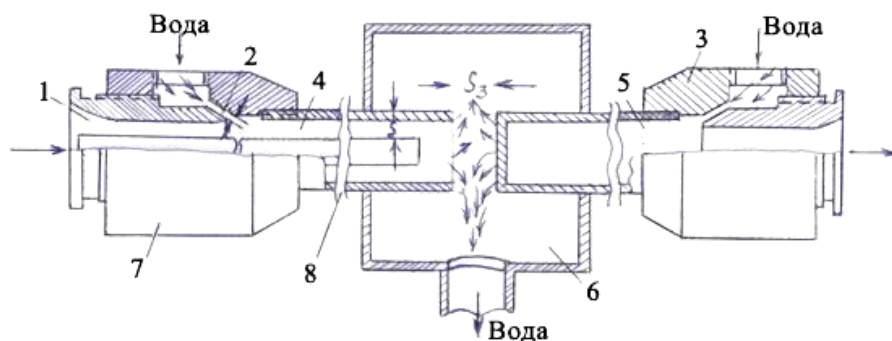


1-приемная воронка; 2 – корпус форсунки;
3 – направляющая труба камеры охлаждения

Рисунок 1 - Конструкция нагнетающей форсунки для деформационно-термической обработки движущихся арматурных профилей

Конструкция форсунки позволяет легко регулировать величину щели S . Внутренний диаметр камеры охлаждения (D) обычно выбирается равным 2,0 – 2,5 диаметра упрочняемого профиля (d).

Форсунка с камерой охлаждения устанавливается в двух позициях относительно движения металла: в попутном и встречном направлениях. При этом в охлаждающем устройстве создается противодавление и интенсифицируется процесс охлаждения движущегося проката. Такая схема подачи воды позволяет исключить отсечку воды при прохождении концов раската и обеспечить постоянство ее по всей длине профилей (рис.2).



1- приемная воронка; 2 - кольцевая щель нагнетающей форсунки; 3 - противоточная форсунка;
4,5 - приемные трубы; 6 – узел слива отработанной воды; 7 – корпус прямоточной форсунки;
8 – трубчатая камера охлаждения

Рисунок 2 - Схема охлаждающей секции установки ускоренного охлаждения

Результаты. Режимы обработки образцов и полученные при этом механические свойства представлены в табл. 1. По каждому из режимов обработки прокатаны и упрочнены по 5 образцов. Температура нагрева заготовок под прокатку была принята одинаковой для всех исследуемых образцов и составила (при одинаковом режиме нагрева) 850оС. Соответственно степень относительной деформации в чистой клетке прокатного стана также была принята одинаковой и для прутков диаметром 12 мм составила -20%.

Низкая устойчивость переохлажденного аустенита в низкоуглеродистых сталях для получения мартенситной структуры требует применения скоростей охлаждения выше критической и небольших по длительности интервалов выдержки от конца прокатки до начала интенсивного охлаждения. Применяемый для образца 1 режим охлаждения повлек за собой вместо бездиффузионного мартенситного превращения, диффузионное перлитное превращение, вызывая довольно значительную рекристаллизацию аустенита. При этом аустенит практически однородный по концентрации углерода распадается с образованием феррита и цементита.

Таблица 1 - Режимы обработки и соответствующие механические свойства образцов стали Ст.5сп

Номер образца (режим обработки)	Температура прокатки, t, °С	Время паузы, с	Длительность интенсивного охлаждения, с	σ_b , МПа	δ_5 , %
1	850	50	2	870	0,67
2	850	50	4	860	2,31
3	850	10	2	875	7,69
4	850	10	4	700	0,92

Результаты экспериментов показывают, что данный режим охлаждения неблагоприятен с точки зрения получения необходимого уровня механических свойств и, в первую очередь, пластических. Наличие значительной зональной гетерогенности является основной причиной низких пластических свойств у данных образцов ($\delta_5=0,67\%$).

Увеличение длительности охлаждения по режиму 2 при той же длительности выдержки от конца прокатки до начала интенсивного охлаждения привело к некоторому уменьшению разности зернистости по слоям образцов, но также не вызвало мартенситного превращения. Структура данных образцов феррито-перлитная, термически неупрочненная, о чем свидетельствует невысокий уровень механических свойств. Следовательно, большая величина паузы перед началом интенсивного охлаждения неприемлема с точки зрения получения оптимальной структуры и механических свойств.

По сравнению с вышеприведенными режимами обработки время паузы перед началом интенсивного охлаждения образцов, охлажденных по режиму 3, в пять раз короче. Как уже отмечалось выше, оптимальные результаты достигаются тогда, когда пауза достаточна, чтобы прошла частичная рекристаллизация, в данном случае полигонизация, о протекании которой говорит значительное измельчение структуры.

Выдержки сверх той, которая необходима для протекания первичной рекристаллизации приводит к росту зерен аустенита, увеличению разности зернистости структуры и ухудшению свойств. При данном же способе обработки получена мелкодисперсная мартенситная структура. В центральной зоне наблюдаются отдельные выделения структурно-свободного феррита. Это свидетельствует о несколько недостаточной степени переохлаждения центральных слоев, что связано с неглубокой прокаливаемостью по сечению слабопрокаливаемых сталей. Наличие структурно-свободного феррита зависит, в первую очередь, от скорости охлаждения при закалке: чем она выше, тем меньше его процентное содержание. Поэтому, учитывая относительно малое

количество структурно-свободного феррита в общем объеме образца, данная структура (отпущенного мартенсита) должна способствовать получению более благоприятного комплекса механических свойств, чем феррито-перлитное состояние.

Испытание механических свойств подтвердило наличие удовлетворительной пластичности у данных образцов (относительное удлинение достигает почти 8%) и предела прочности $\sigma_b = 875$ МПа. Полученные для данных образцов механические свойства отвечают требованиям, предъявляемым к термоупрочненной стали.

Увеличение длительности интенсивного охлаждения при той же паузе (режим 4) привело к значительному изменению условий протекания мартенситного превращения. Структура крупнозольчатого мартенсита закалки в поверхностных слоях вызвана чрезмерным переохлаждением образца в результате закалки без самоотпуска. В результате увеличения длительности интенсивного охлаждения в центральной зоне практически отсутствуют существенные выделения структурно-свободного феррита. В целом для данного режима охлаждения получена ярко выраженная разница в структуре поверхностных и центральных слоев. Необходимо отметить, что гетерогенность стали по характеру структурных составляющих, как правило, сопровождается снижением пластических свойств ($\delta=0,95\%$). Кроме того известно, что в процессе отпуска происходит снятие внутренних напряжений, возникающих в образцах при закалке на мартенсит. Основные изменения объема при отпуске происходят при нагреве до 350°C , в этом интервале снимается и основная доля внутренних напряжений [5]. Поэтому необходимо, чтобы распад аустенита при первичном охлаждении происходил до 350°C , что благоприятно для уменьшения доли внутренних напряжений при отсутствии дополнительного отпуска.

Проведены макро- и микроскопические исследования структуры отдельных слоев 3-го образца, обработанного по режиму: температура конца прокатки - 850°C , пауза между концом прокатки и началом интенсивного охлаждения - 10с. и длительность интенсивного охлаждения 2с. Этим экспериментом подтверждено формирование неоднородной макро- и микроструктуры по сечению стержней.

Как видно из представленного снимка (рис.3б), макроструктура термоупрочненных стержней по сечению имеет четко выраженные зоны: внешнее кольцо толщиной ~2мм и внутренний круг с переходным участком к центральной зоне. Неоднородная макроструктура формируется вследствие различных механизмов распада аустенита. При деформационно-термическом упрочнении стержней по режиму прерванной закалки с последующим самоотпуском в поверхностных зонах образца распад переохлажденного аустенита происходит по бездиффузионному мартенситному механизму в отличие от внутренних зон, где распад аустенита протекает по диффузионному перлитному механизму [6]. На стержнях горячекатаной стали макроструктура однородная (рис. 3а). Соотношение между ферритом и перлитом, по данным микроскопического анализа, по всей длине стержня составляет 70/30.

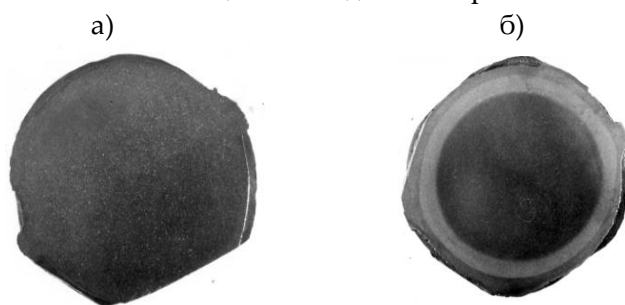


Рисунок 3 - Макроструктура горячекатаных (а) и упрочненных (б) арматурных стержней диаметром 12 мм

Микроскопические исследования подтверждают формирование неоднородной структуры по сечению стержневой арматуры, упрочненной методом прерванной закалки с последующим самоотпуском.

Структура поверхностной зоны имеет смешанный слоистый характер, поэтому может быть отнесена к разряду естественных композитов в виде чередующихся слоев, имеющих различный структурно-фазовый состав и, соответственно, механические характеристики. Формирование градиентно-слоистой структуры определяется различным механизмом фазового ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращения в сечении арматурных стержней при прерванной закалке.

Структура центральной (осевой) зоны образуется в результате перлитного диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Совмещение диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения с процессами динамической рекристаллизации приводит к существенному измельчению ферритного зерна данной зоны и замещению пластинчатого перлита псевдоперлитом. Электронно-микроскопические исследования показывают, что по мере удаления от осевой зоны увеличивается плотность дислокаций, сосредоточенных в структуре псевдоперлита (от 10^{10} см^{-2} в центре до $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ на расстоянии $\sim 5 \text{ мм}$ от поверхности охлаждения).

Структура переходного слоя формируется в два этапа. На стадии распада переохлажденного аустенита образуется двухфазная смесь, состоящая из частиц цементита игольчатой (пластинчатой) морфологии, расположенных в аустенитной матрице. На стадии самоотпуска, под действием тепла осевого объема стержней, наблюдается диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с выделением частиц цементитасферической (глобулярной) морфологии.

Структура поверхностного слоя (толщиной $\sim 2 \text{ мм}$) на стадии охлаждения формируется в результате мартенситного бездиффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. В результате быстрого снижения температуры поверхностного слоя происходит переохлаждение аустенита ниже точки начала мартенситного превращения, что способствует $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению по сдвиговому механизму с образованием пакетного мартенсита. Под действием остаточного тепла, сохранившегося в объеме материала протекает процесс самоотпуска, который вызывает распад пересыщенного твердого раствора, преобразование дислокационной субструктуры, фрагментацию кристаллов мартенсита и интенсивное протекание процесса карбидообразования.

Изменения микроструктуры упрочненной зоны арматурного стержня диаметром 12 мм , совмещенной деформационно-термической обработке, приведено на рисунке 4. По глубине упрочнения отчетливо наблюдается образование нескольких структурных зон различной микротвердости ($800\text{-}400 \text{ HV02}$). На поверхности находится зона, химический состав которой соответствует составу стали с содержанием углерода $\sim 0,20\%$. При резком охлаждении происходит ее превращение в пакетный мартенсит с дисперсностью $5\text{-}15 \text{ мкм}$. За ней следует зона превращенного аустенита в троосто-мартенсит. В микроструктуре этих слоев наблюдается присутствие небольшого количества остаточного аустенита, количество которого колеблется и зависит от глубины закаленного слоя.

Далее следует слой троостита, где микротвердость снижается и зависит от объемного содержания присутствующих фаз, затем в структуре появляется сорбит. Область расположения появляющегося сорбита определяется центральными участками бывших аустенитных зерен, характеризуется меньшей дисперсностью ферритных и цементитных составляющих в них по сравнению с трооститом и обладает меньшей микротвердостью. Микротвердость в этой области также зависит от объемного количества присутствующих фаз. Далее, по мере углубления внутрь образца, на стыке границ бывших аустенитных зерен появляется феррит и его количество постепенно возрастает. Структура остается феррито-сорбитной и затем плавно переходит в исходную феррито-перлитную. Суммарная микротвердость снижается до исходной. Исходная структура представляет собой смесь ферритных и перлитных зерен с объемной долей каждой фазы соответственно $30\text{-}70 \%$.



Рисунок 4 - Градиентно-слоистая микроструктура упрочненной зоны арматурного стержня диаметром 12мм

Следует подчеркнуть, что при непрерывном охлаждении не удастся разграничить процессы образования чистого троостита, сорбита или перлита, так как скорость изменения температуры по сечению охлаждаемого изделия не остается постоянной, она переменна и меняется по определенному закону, зависящему от теплофизических свойств стали. В действительности процессы превращения могут накладываться один на другой по температуре и времени своего развития, что ведет к формированию, как правило, смешанных структур в виде мартенсит + троостит, троостит + сорбит или сорбит + перлит.

С этих позиций рассмотрим кинетику и закономерности формирования градиентно-слоистой структуры на основе типичной схемы термокинетической диаграммы доэвтектоидной углеродистой стали. Сплошные линии соответствуют распаду аустенита при непрерывном охлаждении (термокинетические), пунктирные – распаду аустенита при постоянной температуре (изотермические).

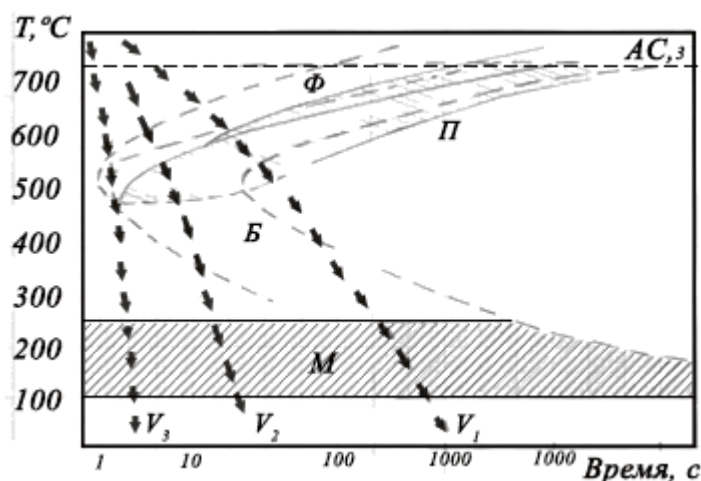
Видно, что термокинетическая диаграмма при температурах выше мартенситной точки M_n (~2600С) характеризуется только одним кинетическим максимумом, что означает отсутствие промежуточного механизма распада аустенита (незаштрихованная часть диаграммы). При температурах выше этого максимума распад аустенита протекает диффузионным путем и сопровождается образованием феррито-карбидной смеси различной степени дисперсности.

В зависимости от степени дисперсности феррито-карбидную смесь называют перлитом, сорбитом или трооститом или соответственно грубо-, средне- и тонкодисперсным перлитом.

Из рисунка 5 следует, что при охлаждении аустенита со скоростью V_3 (критическая скорость закалки) и выше образуется пакетный мартенсит, при меньшей скорости охлаждения V_2 переохлажденный аустенит превращается в троосто-мартенсит частично по перлитному (диффузионному), частично по мартенситному (бездиффузионному) механизму. При еще меньших скоростях охлаждения V_1 превращение развивается по диффузионному механизму с образованием троостита и сорбита.

В то же время, термокинетическая диаграмма наглядно показывает, промежуточный механизм превращения аустенита с образованием бейнитных структур не может быть реализован, поскольку превращение в данном случае развивается либо по перлитному механизму (скорости охлаждения V_1 и ниже), либо по смешанному перлитно-мартенситному (скорости охлаждения между V_1 и V_2), либо по мартенситному механизму (скорости охлаждения V_3 и выше).

Заметим, что в основе как перлитного, так и мартенситного превращений лежит полиморфный переход гранцентрированной кристаллической решетки аустенита в объемно-центрированную решетку равновесного или пересыщенного феррита ($\gamma \rightarrow \alpha$).



Примечание. Штриховые линии соответствуют изотермическому превращению аустенита, сплошные линии превращению при непрерывном охлаждении (термокинетическая диаграмма)

Рисунок 5 - Схема диаграммы распада переохлажденного аустенита доэвтектоидных конструкционных сталей.

Сопоставление кинетики превращения аустенита в изотермических условиях и в процессе непрерывного охлаждения показывает, что соответствующие линии на термокинетических диаграммах расположены правее и ниже аналогичных линии изотермической диаграммы. Это свидетельствует о том, что устойчивость переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении несколько больше и превращение протекает при более низких температурах, чем в случае изотермического распада переохлажденного аустенита.

На практике это отражается на величине межпластиночного расстояния, являющегося важнейшей структурной характеристикой конструкционных сталей.

Межпластиночное расстояние представляет собой усредненную сумму толщин двух соседних пластин феррита и цементита перлитных структур. Чем больше скорость охлаждения, тем меньше межпластиночное расстояние и тем дисперснее получающаяся феррито-карбидная смесь, тем выше микротвердость (твердость) стали.

Заметим, что при анализе структурных превращений необходимо иметь в виду, что разделение феррито-цементитных структур на перлит, сорбит или троостит носит условный характер и между этими структурами, как правило, нет четкой границы. Это объясняется тем, что на практике не удастся разграничить процессы образования чистого троостита, сорбита или перлита, так как скорость изменения температуры по сечению охлаждаемого изделия в процессе непрерывного охлаждения не остается постоянной, как выше отмечалось, она переменна и меняется по определенному закону, зависящему от теплофизических свойств стали.

Кроме того, в отличие от перлита сорбит и троостит не являются равновесными структурами, так как в реальных производственных условиях охлаждение, как правило, бывает неравномерным, и это приводит к определенному пресыщению сорбитного и трооститного феррита углеродом, что сказывается, естественно, на механических свойствах. В частности, механические свойства стали со структурами перлит, сорбит или троостит прямо пропорционально площади поверхности раздела между ферритом и цементитом. Поэтому с понижением температуры распада аустенита и соответствующим измельчением структуры (усиления степени дисперсности) ферритные пластинки несколько пересыщаются углеродом, прочностные характеристики (прочность – σ_в твердость - НВ) возрастают, а пластические характеристики (относительное удлинение - δ и сужение –ψ) уменьшаются.

Микроструктуры, приведенные на рисунке 4, иллюстрируют наложение мартенситного превращения на перлитное. Так, при скорости охлаждения V₂ в температурном интервале ~ 550 - 460 0С часть аустенита диффузионным механизмом превращается в троостит, оставшаяся часть ниже точки Мн (~260 0С) бездиффузионно переходит в мартенсит. Эти и другие подобные примеры показывают, что экспериментальное исследование процессов структурообразования при охлаждении с переменной скоростью представляет сложную задачу, поскольку в зависимости от ряда факторов и, в первую очередь, от скорости охлаждения кинетика и температурные условия развития того или иного превращения могут меняться в определенных пределах. Поэтому далеко не всегда удастся наметить температурные границы, в которых превращение протекает только по одному какому-нибудь механизму (перлитно-диффузионному, промежуточному или мартенситно-бездиффузионному) и четко разграничить структурные зоны образования троостита, сорбита или перлита. В действительности процессы превращения переохлажденного аустенита могут накладываться один на другой по температуре и времени своего развития, что приводит к формированию смешанно-слоистых структур различной морфологии.

Выводы

1. Проведено исследование влияния паузы между концом горячей прокатки и началом интенсивного охлаждения при деформационно-термической обработке стержневой арматуры на уровень ее механических свойств. Из исследованных режимов деформационно-термического упрочнения наиболее благоприятными с точки зрения структуры и свойств являются: температура прокатки 850°С, время выдержки перед интенсивным охлаждением 10с, длительность интенсивного охлаждения 2с. Этому режиму соответствует структура мелкодисперсного отпущенного мартенсита, обеспечивающая высокий уровень прочности (σ_в=875МПа) при удовлетворительной

- пластичности ($\delta_5=8\%$).
2. Макро и микроскопические исследования показывают формирование неоднородной структуры по сечению стержневой арматуры, упрочненной методом прерванной закалки с последующим самоотпуском. Структура поверхностной зоны имеет смешанно-слоистый характер, состоящий из продуктов отпуска мартенсита. Структура промежуточной зоны представлена трооститом и отдельными зернами игольчатого феррита, эти две зоны могут быть отнесены к разряду структурных композитов. Структура центральной (осевой) зоны сформирована из перлита и сетчатого феррита, встречаются и отдельные кристаллы игольчатого феррита.
 3. Формирование смешанно-слоистой структуры определяется различным механизмом фазового ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращения в сечении арматурных стержней при прерванной закалке с интенсивным охлаждением и последующим самоотпуском. В поверхностной зоне распад переохлажденного аустенита происходит по бездиффузионному мартенситному механизму, в переходной зоне реализуется промежуточный механизм с доминированием аустенитно-перлитного превращения, в центральной зоне $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение протекает по диффузионному механизму с образованием типичной феррито-перлитной структуры, дисперсность которой на 2 балла выше, чем в горячекатаном состоянии.
 4. Исследования структуры и механических свойств образцов стержневой арматуры из углеродистой стали Ст.5сп, деформационно-термически обработанных по различным режимам, подтверждают центральный принцип прикладного материаловедения, согласно которому свойства сталей и сплавов всегда определяются их структурой, включая микро и мезоуровни.

Список литературы

1. Узлов И.Г. Развитие теории и технологии термического и термомеханического упрочнения конструкционных сталей // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сборник научных трудов.* – Днепропетровск: Институт черной металлургии Национальной академии Некрасова, 2004. - С. 250-260.
2. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний в арматуре из малоуглеродистой стали // *Известия вузов. Черная металлургия.* - 2005. Т.48. №8. - С. 23-25
3. Сафьян А.М. Новые инновационные технологии производства сортового проката // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сборник научных трудов.* - Днепропетровск: ИЧМ НАН Украины, 2006. - С. 175–178.
4. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. – СПб.: Издательство политехнического университета. – 2013. – 403 с.
5. Канаев А.Т. Интегрированная деформационно-термическая обработка сортового проката - Астана: ТОО «Мастер-ПО». - 2012. - 207с.
6. Коваленко В.В., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах. - Новокузнецк: Академия. - 2009. –557 с.

М.А. Джаксымбетова, А.Т. Канаев

С. Сейфуллин атындағы Қазақ агротехникалық университеті,
Нұр-Сұлтан, Қазақстан

Төмен көміртекті болатты термомеханикалық өңдеу кезінде қасиеттердің құрылымы және қалыптасуы

Аңдатпа. Мақалада термомеханикалық өңдеу кезінде төмен көміртекті Ст.5сп болаттан диаметрі 12 мм өзек арматурасының құрылымын қалыптастыру және қасиеттерін қалыптастыру зерттеледі. Ыстық илектеу ұшы мен өзекті арматураны механикалық қасиеттерінің деңгейіне деформациялық-термиялық өңдеу кезінде қарқынды салқындатудың басталуы арасындағы кідірістің әсері анықталды. Үзілген шыңдау әдісімен нығыздалған өзекті арматураның қимасы бойынша біртекті емес құрылымды кейіннен өздігінен түсірумен қалыптастыру көрсетілген. Аралас-қабатты құрылымның қалыптасуы қарқынды салқындатумен және кейіннен өздігінен түсірумен үзілген шыңдау кезінде арматуралық өзекшелердің қимасында фазалық ($\gamma \rightarrow \alpha$) айналуының түрлі механизмімен анықталады. Аса салқындатылған аустенит ыдырауының үстіңгі аймағында диффузионсыз мартенситті механизм бойынша жүреді, өтпелі аймақта аустенитті-перлитті түрленудің басымдылығы бар аралық механизм іске асырылады, орталық аймақта $\gamma \rightarrow \alpha$ түрленуі диффузиялық механизм бойынша өтеді, оның дисперсиялығы ыстық күйінде қарағанда 2 балға жоғары типтік феррито-перлитті құрылым пайда болады. Термомеханикалық өңдеу кезінде болаттардың құрылымын қалыптастыру және механикалық қасиеттерін қалыптастыру ерекшеліктерін зерттеу қазіргі заманғы материалтанудың маңызды міндеттерінің бірі болып табылады, өйткені олар өнімнің қызметтік сипаттамаларын арттырудың тиімді әдістерін жасауға және құруға негізделген [1,2].

Түйін сөздер: құрылымын қалыптастыру, аустенит, мартенсит, ($\gamma \rightarrow \alpha$) айналу, диффузионсыз механизм, қабатты-градиентті құрылым, термокинетикалық диаграмма.

М.А. Jaxymbetova, A.T. Kanayev

S.Seifullin Kazakh AgroTechnical university, Nur-Sultan, Kazakhstan

Structure formation and formation of properties during thermomechanical processing of low-carbon steel

Abstract. The article investigates structure formation and formation of properties of rod fittings with a diameter of 12 mm made of low-carbon steel St.5sp during thermomechanical processing. There is established the effect of the pause between the end of hot rolling and the beginning of intensive cooling during deformation and heat treatment of rod fittings on the level of its mechanical properties. The authors consider the formation of an inhomogeneous structure along the cross-section of a rod reinforcement reinforced by interrupted quenching followed by self-discharge. It is noted that the formation of a mixed-layered structure is determined by a different mechanism of phase ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation in the cross section of reinforcing bars during interrupted quenching with intensive cooling and subsequent self-release. In surface area the collapse of the supercooled austenite martensite occurs by diffusion-less mechanism, in the transition zone is also an interim mechanism with the dominance of the austenite-pearlite transformation in the Central zone of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation proceeds by diffusion mechanism with the formation of typical ferrite-pearlite structure, the dispersion of which is about 2 points higher than in hot-rolled condition. Research into the structure formation and formation of mechanical properties of steels during thermomechanical processing is one of the important tasks of modern materials science, since they are the basis for the development and creation of effective ways to improve the service characteristics of products [1,2].

Key words: structure formation, austenite, martensite, ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation, diffusion-free mechanism, layered-gradient structure, thermokinetic diagram.

References

1. Uzlov I.G. Razvitie teorii i tekhnologii termicheskogo i termomekhanicheskogo uprochneniya konstruktsionnykh staley [The development of the theory system is accompanied by the demand for technology degrees of thermal as well as goods thermomechanical only hardening of commercial structural commercial steels], Fundamentalnye i prikladnye problem chernoi metallurgii. Sbornik nauchnykh trudov [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. Collection of scientific papers], Dnepropetrovsk: Institut Chernoi Metallurgii Natsionalnoi Akademii Nekrasova [Institute Of Ferrous Metallurgy Of The National Academy Of Nekrasov], 2004. P. 250-260.
2. Ivanov U.F., Urev A.B. Formirovanie gradientnykh strukturno – fazovykh sostoyanii v armature iz malouglerodistoi stali [Formation of gradient structural-phase states in low-carbon steel reinforcement], Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya [Proceedings of the universities. Ferrous metallurgy], 489(8), 23-25(2005).m
3. Safyan A.M. Novye innovatsionnye tekhnologii proizvodstva sortovogo prokata [New innovative technologies for the production of long products], Fundamentalnye i prikladnye problem chernoi metallurgii. Sbornik nauchnykh trudov [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. Collection of scientific papers], Dnepropetrovsk: Institut Chernoi Metallurgii Natsionalnoi Akademii Nekrasova [Institute Of Ferrous Metallurgy Of The National Academy Of Nekrasov], 2006. P. 175– 178.
4. Sosnin N.A. Yermakov N.A., Topolyanskiy P.A. Plazmennye tekhnologii [Plasma technology] (Izdatelstvo politekhnicheskogo universiteta, SPb, 2013, 403 p).
5. Kanayev A.T. Integrirovannaya deformatsionno – termicheskaya obrabotka sortovogo prokata [Integrated more deformation and heat treatment of long steel products] (TOO «Master-PO», Astana, 2012, 207 p).
6. Kovalenko V.V., Kozlov E.V., Ivanov U.F., Gromov V.Ye. Fizicheskaya priroda formirovaniya i evolutsii gradientnykh strukturno – fazovykh sostoyanii v stalyakh i splavakh [Physical nature of formation and evolution of gradient structural-phase states in steels and alloys] (Akademiya, Novokuznetsk, 2009, 557 p).

Сведения об авторах:

Джаксымбетова М.А. – автор для корреспонденции, докторант PhD кафедры «Стандартизация, метрология и сертификация», Казахский агротехнический университет им. С.Сейфуллина, Нур-Султан, Казахстан.

Канаев А.Т. – доктор технических наук, профессор кафедры «Стандартизация, метрология и сертификация», Казахский агротехнический университет им. С.Сейфуллина, Нур-Султан, Казахстан.

Жакымбетова М.А. –corresponding author, Ph.D. student of the Department of Standardization, metrology and certification, S.Seifullin Kazakh Agro Technical University, Nur-Sultan, Kazakhstan.

Канайев А.Т. - Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Standardization, metrology and certification, S.Seifullin Kazakh agrotechnical University, Nur- Sultan, Kazakhstan.