

УДК.669.017:669.15–194.018.26:621.771:621.785

И.Г.Узлов, И.П.Федорова, В.Г.Раздобреев, М.Д.Куцыгин*
В.А.Шеремет, А.В.Кекух, Н.П.Белый, А.В. Мамаев**

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
СОРТОВОГО ПРОКАТА ИЗ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ И
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ
ДЕФОРМАЦИОННО–ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТКАХ**

** Институт черной металлургии НАН Украины, ** КГГМК «Криворожсталь»*

Показана целесообразность и приведены результаты опытно–промышленного опробования производства стержневой арматуры при пониженных температурах конца деформационной обработки и последующего термомеханического упрочнения на различные классы прочности.

Тенденция к экономии легирующих элементов и снижению энергозатрат [1–4] в последние годы при производстве сортовых профилей проката потребовала особо пристального внимания к разработке способов деформационно–термического упрочнения стали в потоке прокатки при пониженных температурах. Информация по данному вопросу весьма ограничена и особенно применительно к малоуглеродистым и низколегированным сталям [5,6]. Имеющиеся материалы часто противоречивы, поэтому представилось целесообразным провести исследование и опробование деформационно–термической обработки (ДТО) этих сталей после нагрева до разных температур, в том числе и до температур межкритического интервала.

В настоящей работе на примере рядовых конструкционных сталях промышленного производства исследованы возможности их упрочнения (в результате активизации дислокационных процессов, измельчения зерна и создания устойчивых полигонально–ячеистых субструктур) при одновременном сохранении высоких пластических и вязких характеристик. В работе проведено аналитическое и экспериментальное исследование параметров прокатки при различных температурах и ускоренного охлаждения образцов опытных сталей.

ДТО образцов сечением 16х16 мм и длиной 350 мм сталей марок 3сп и 20ГС промышленного производства в интервале температур 1200–725⁰С проведена на полупромышленном стане ДУО–300 лабораторной базы ИЧМ НАНУ, оснащенной установкой для ускоренного охлаждения непосредственно после прокатки. Исследованы три степени одноразовой деформации (15, 35 и 50 %) и три варианта охлаждения полос после прокатки: на воздухе, в установке ускоренного охлаждения до температуры самоотпуска 550⁰С и после непрерывного ускоренного

охлаждения до комнатной температуры сплошным потоком воды на этой же установке. В табл.1 представлены полученные расчетные значения среднего коэффициента напряженного состояния для исследуемых температурно–деформационных режимов прокатки (от 1200 до 800⁰С).

Таблица 1. Расчетные значения K_c в зависимости от температуры и степени деформации

Степень деформации, %	Температура нагрева металла, ⁰ С				
	800	900	1000	1100	1200
10	1,214	1,198	1,182	1,166	1,150
15	1,256	1,236	1,216	1,196	1,176
20	1,288	1,265	1,242	1,218	1,196
30	1,334	1,305	1,275	1,245	1,215
40	1,359	1,325	1,289	1,254	1,218
50	1,365	1,325	1,284	1,242	1,200
60	1,346	1,300	1,254	1,207	1,158

Выполненный анализ показывает, что снижение степени деформации при прочих равных условиях приводит к уменьшению средних значений сопротивления деформации и коэффициента напряженного состояния, что, в конечном счете, понижает величину энергосиловых параметров. Поэтому при понижении температуры нагрева стали под деформационную обработку логична рекомендация о понижении частных обжатий в рабочих клетях прокатного стана.

В работе проведен расчет параметров процесса прокатки опытных образцов из исследуемых сталей. В табл.2 в качестве примера представлены также расчетные параметры для стали 3 при прокатке опытных образцов сечением 16х16 мм до толщины 8 мм за один (вариант I) и два (вариант II) прохода при температурах 900⁰С (знаменатель) и 1100⁰С (числитель).

Таблица 2. Расчетные параметры прокатки опытных образцов при дроблении обжатия

Вариант прокатки	Номер прохода	Степень деформации, %	Обжатие, мм	K_c	σ_T , Н/мм ²	P_c , Н/мм ²
I	1	50	8	$\frac{1,266}{1,355}$	$\frac{105}{170}$	$\frac{133}{230}$
II	1	25	4	$\frac{1,19}{1,236}$	$\frac{87}{163}$	$\frac{104}{201}$
	2	33,3	4	$\frac{1,271}{1,337}$	$\frac{85}{159}$	$\frac{108}{213}$

Анализ этих данных показывает, что снижение среднего контактного давления P_c из-за дробления суммарного обжатия происходит в основном за счет уменьшения предела текучести и в меньшей степени из-за понижения коэффициента напряженного состояния. При пониженной до 900°C температуре прокатки дробление обжатий приводит к уменьшению контактного давления в среднем на 10 %, причем σ_T в этом случае снизился на 5 %. Это позволяет предположить, что при прокатке в области пониженных температур дробление пластической деформации в меньшей степени влияет на формирование микроструктуры проката.

Для оценки порядка количественного приращения удельного расхода энергии на прокатку при понижении температуры нагрева стали от 1100°C до 900°C выполнен вычислительный эксперимент с использованием известной формулы В.Ф. Баякова [7] в качестве расчетной модели. Показано, что снижение температуры нагрева стали от 1100°C до 900°C при прокатке в один пропуск приводит к повышению удельного расхода энергии на 66,3 %. Если же при переходе к прокатке с пониженной температурой раздробить деформацию (на 2 пропуска), то расчетное повышение удельного расхода энергии составит всего 19 %.

Объем информации, полученный при прокатке опытных полос из Ст3 и 20ГС, позволил выполнить вероятностно-математический анализ результатов исследований, на основании которого определены качественные и количественные зависимости показателей механических свойств и структуры проката от условий температурно-деформационной обработки.

Заметно отличаются показатели свойств проката, подвергавшегося ускоренному охлаждению до комнатной температуры. Если для Ст3 прочностные и пластические свойства тонкого проката показывают устойчивую корреляционную связь с температурой начала охлаждения, то для стали 20ГС лишь пластические характеристики ψ показали наличие такой связи при сравнительно небольших коэффициентах корреляции. Величины σ_T и σ_B для стали 20ГС практически не зависят от температуры начала охлаждения, что объясняется большей устойчивостью аустенита этой стали в сравнении со сталью марки 3.

Определенное влияние на формирование комплекса свойств оказывает величина действительного зерна аустенита и фактического зерна феррита. Установлено, что с повышением температуры аустенитизации стали 20ГС от 800 до 1200°C средний условный диаметр аустенитного зерна возрастает от 55 до 170 мкм. Последующая деформация такого аустенита измельчает зерно, в результате чего в горячекатаном прокате формируется ферритное зерно величиной 10–50 мкм.

Уровень механических свойств в горячекатаном состоянии определяется величиной действительного зерна аустенита (а значит и феррита) и соотношением перлита и феррита. Ускоренное охлаждение образцов стали 3 до комнатной температуры в опытном охлаждающем устройстве не обеспечило полной закалки, поэтому повышение температуры прокатки привело к повышенному выделению структурно свободного феррита в виде сетки по границам аустенитных зерен. Наличие отдельных участков мартенсита в структуре обнаружено лишь после закалки от температур деформации 1000 и 1100⁰С, причем в первом случае только после малых степеней деформации.

Аналогичное охлаждение стали 20ГС приводит к образованию полностью мартенситной структуры при любой температуре окончания прокатки в аустенитной области.

Ускоренное охлаждение полос стали марки 3 до заданной температуры самоотпуска приводит к формированию широкой гаммы смешанных структур от Ф–Б–М до Ф–П–Б при охлаждении соответственно от температур 1100 и 900⁰С.

При такой же температурно–деформационной обработке полос стали 20ГС преобладают структуры отпущенного мартенсита и тонкодисперсного бейнита (при охлаждении от 1100–1000 до 900⁰С соответственно). Указанные структуры в основном и определяют механические свойства ускоренно охлажденного проката (табл.3).

Таблица 3. Показатели механических свойств сталей марок 3 и 20ГС, ускоренно охлажденных до разных температур самоотпуска

Температура самоотпуска, °C	Показатели механических свойств, не менее				
	σ _Т	σ _В	δ ₅	Ψ	a _к , Дж/см ²
	Н/мм ²		%		
400	<u>950*</u>	<u>1050</u>	<u>7,7</u>	<u>47,5</u>	<u>67,9</u>
	441	570	23	72	154
450	<u>860</u>	<u>990</u>	<u>11,9</u>	<u>52,7</u>	<u>79,9</u>
	430	555	24,0	71,0	157,0
500	<u>780</u>	<u>900</u>	<u>16,1</u>	<u>60,7</u>	<u>92,0</u>
	415	540	25,0	71,0	157,0
550	<u>690</u>	<u>830</u>	<u>20,3</u>	<u>63,0</u>	<u>104,0</u>
	397	572	26,0	69,0	158,0
600	<u>535</u>	<u>710</u>	<u>22,6</u>	<u>68,0</u>	<u>114,0</u>
	380	500	27,0	69,0	158,0

Примечание: *В числителе для стали 20ГС, в знаменателе – для стали марки 3.

Деформационно–термическая обработка в межкритическом интервале температур характеризуется определенными отличиями процессов

структурообразования по сравнению с обработкой в однофазной аустенитной области:

- наличие в структуре стали перед деформацией различных фаз: структурно свободного феррита и аустенита, пересыщенного углеродом;

- повышенным адиабатическим изменением температуры обрабатываемой стали вследствие выделения тепла деформации, которое может влиять на равновесие фаз и инициировать фазовые превращения. Расчеты показывают, что среднее приращение температуры стали из-за выделения тепла деформации для условий проводимых экспериментов при температуре обработки 800°C составляет от 5 до 27°C в зависимости от степени деформации;

- пониженными значениями коэффициента температуропроводности стали, который в межкритическом интервале температур в 1,4–2,0 раза меньше, чем при температурах аустенитной области, что может влиять на характер распределения внутреннего тепла в начальный момент ускоренного охлаждения и кинетику структурообразования по сечению образца.

Особенности деформации малоуглеродистой стали при таких температурах характеризуются результатами исследований изменения предела прочности углеродистой стали с 0,15–0,55 % С в зависимости от температуры [8], которые указывают на отклонение характера изменения предела прочности стали между критическими линиями A_{C_3} и A_{C_1} от экспоненциального закона. При этом для малоуглеродистой стали с массовой долей углерода 0,15 % в довольно широком интервале температур между A_{C_3} и A_{C_1} наблюдается некоторое понижение предела прочности по сравнению с его максимальными значениями в аустенитной области.

В первом приближении эти результаты могут быть распространены на характер изменения сопротивления деформации в межкритическом интервале температур, которое является основной составляющей усилия при прокатке.

В работе получены экспериментальные зависимости усилия прокатки от температуры деформационной обработки полос из сталей 3сп и 20ГС со степенями обжатия за один проход 15, 30 и 50 %. Опыты показали, что при снижении температуры прокатки от 900 до 800°C не происходит существенного повышения усилия прокатки. Лишь при относительных одноразовых обжатиях свыше 35 % наблюдается некоторый рост усилия прокатки. При меньших степенях деформации усилие прокатки почти не изменяется или даже уменьшается (для стали марки Ст3сп при $\varepsilon = 15\%$) со снижением температуры деформационной обработки от 900 до 800°C .

Ускоренное охлаждение с последующим самоотпуском после деформации при $800\text{--}780^{\circ}\text{C}$ резко снижает долю феррита в конечной

структуре, смещая превращение участков переохлажденного аустенита в мартенсито–бейнитную область.

С повышением степени деформации усиливается тенденция к формированию абнормального перлита и частичной рекристаллизации феррита. Зерно феррита измельчается до 10–20 мкм с повышением степени деформации. Снижение температуры деформации до 740–725⁰С увеличивает долю феррита в структуре до 35–40 %, стабилизирует зерно феррита на уровне 25–40 мкм, увеличивает долю абнормального перлита. Во всех случаях отмечается появление ”рельефного” феррита. Разная травимость двух видов феррита (горячим щелочным раствором пикрата натрия) свидетельствует о наличии ликвации элементов, в первую очередь, кремния, которая является следствием диффузионного перераспределения элементов при $\alpha \leftrightarrow \gamma$ переходах. Доля ”рельефного” феррита снижается с понижением температуры деформации от 30 до 15 % по отношению к ферриту, сохранившемуся при $\alpha \rightarrow \gamma$ переходе.

Закалка после деформации в МКИТ приводит к уменьшению на 10–15 % доли структурно свободного феррита в конечной структуре. При этом переохлажденный аустенит распадается преимущественно на мартенсит двух типов – реечный и пластинчатый, причем с понижением температуры деформации доля последнего возрастает. Повышение степени деформации облегчает перлитное (диффузионное) превращение, поэтому участки мартенсита практически во всех случаях окаймлены тонкодисперсным перлитом, а после 50 % деформации в осевой зоне при всех исследованных температурах деформации формируются участки абнормального перлита.

Величина зерна феррита после закалки близка к 30–40 мкм, однако при повышенных степенях и температурах деформации происходит частичная рекристаллизация исходного горячедеформированного феррита в пограничных зонах его с образованием более мелких (10–20 мкм) равноосных зерен.

В стали марки 20ГС по мере снижения температуры ДТО от 800 до 725⁰С доля аустенита уменьшается от 77 до 33 %.

После деформации с последующим охлаждением на воздухе формируется феррито–перлитная структура с соотношением, близким к 75/25–65/35. В случае высокой степени деформации при 800–740⁰С в поверхностных зонах перлита повышается до 50 %. Сталь даже после охлаждения на воздухе имеет мелкое зерно феррита (6,9–19,6 мкм). Развитие рекристаллизации феррита с повышением степени и температуры деформации способствует развитию существенной разнотерности (после деформации 50 % при 800–780⁰С относительная доля зерен минимального размера составляет 70–80 % по сравнению с 15–20 % при 725⁰С).

С понижением температуры деформации ниже 740°C повышается доля абнормального перлита.

После всех исследованных режимов ДТО в конечной структуре стали марки 20ГС присутствует феррит двух видов, но общая доля его ниже (10–15 %), чем в Ст3 и меньше зависит от температуры деформации. Ускоренное охлаждение проката в установке до температуры самоотпуска $500\text{--}550^{\circ}\text{C}$ приводит к формированию феррито–перлито–бейнитной структуры при всех исследованных температурах ДТО с преобладанием зернистого бейнита. Величина зерна феррита не превышает 5–7 мкм. Закалка после деформации в МКИТ способствует образованию феррито–мартенситной структуры, причем с понижением температуры обработки повышается склонность к образованию мартенсита без четко выраженного игольчатого строения.

Прочностные свойства охлажденного на спокойном воздухе проката практически не зависят от температуры деформационной обработки в МКИТ. Изменение степени деформации в пределах 30–50 % также слабо влияет на величину прочностных и пластических показателей, оказывая лишь некоторое влияние на ударную вязкость. Однако при степенях деформаций 11–15 % наблюдается повышение прочностных характеристик на 20 %, что можно объяснить снижением интенсивности процессов динамической полигонизации и рекристаллизации феррита вследствие уменьшения длительности пребывания стали в очаге деформации в 2,2–3,6 раза по сравнению с исследованными повышенными степенями одноразового обжата. Величина показателя ударной вязкости при 50 % деформации в среднем на 12–14 % ниже, чем при более низких степенях, однако во всех случаях достаточно высока ($a_{k+20} = 130\text{--}170 \text{ Дж/см}^2$ для образцов с острым надрезом).

Для ускоренно охлажденных до комнатной температуры образцов стали марки Ст3 отмечается повышение прочностных характеристик в среднем на 25–30 % (по сравнению с охлажденными на спокойном воздухе), что позволяет использовать такой режим охлаждения для получения арматуры класса прочности А400. При этом пластические свойства сохраняются на достаточно высоком уровне ($\delta_5 > 20\%$; $\psi > 55\%$).

Прерванное ускоренное охлаждение проката из марки Ст3 до температур самоотпуска $550\text{--}600^{\circ}\text{C}$ позволяет довести показатели ударной вязкости до 150 Дж/см^2 , при этом уровень прочностных свойств соответствует классу прочности А300, пластических повышается до $\delta_5 = 20\text{--}35\%$; $\psi > 65\%$.

Отпуск ускоренно охлажденного проката при 550°C приводит к стабилизации показателей механических свойств, практически устраняя их зависимость от температуры и степени деформации в МКИТ, незначительно понижая прочностные характеристики.

Показатели механических свойств образцов стали марки 20ГС, охлажденных на воздухе после деформации, практически не зависят от температуры обработки в МКИТ. Поскольку у этой стали температурный порог рекристаллизации феррита выше, чем у стали марки Ст3, влияние степени деформации на предел текучести соответствует характеру деформационного наклепа: при всех температурах обработки с понижением относительного обжатия наблюдается уменьшение σ_T . Таким образом, прокат класса прочности А420–А460 можно получить выбором определенных температурно–деформационных параметров для стали марки 20ГС в МКИТ без применения термоупрочнения. При этом формируются показатели пластичности и вязкости $\delta_5 > 25 \%$; $\psi > 65 \%$ и $a_{K+20} > 75 \text{ Дж/см}^2$.

Формирование показателей механических свойств проката из стали марки 20ГС, подвергнутого непрерывному охлаждению в установке до комнатной температуры, сопровождается большим разбросом опытных данных, чем охлажденного на воздухе. Окончание деформационно–термической обработки прокатки из этой стали в МКИТ позволяет получить класс прочности А600 и выше, но для получения удовлетворительных показателей пластичности и вязкости заканчивать обработку целесообразно при температурах не ниже 780°C.

Ускоренное охлаждение проката из стали 20ГС до температур самоотпуска 550–600°C позволяет улучшить вязкие и пластические показатели. Однако получение проката класса выше А600 в этом случае представляется весьма проблематичным.

Отпуск такого проката при 350°C привел к некоторой стабилизации механических свойств с повышением прочностных характеристик.

Установлено, что применение ДТО в МКИТ позволяет получать достаточно высокие прочностные, пластические и вязкие характеристики проката из исследованных сталей, предотвращая их слоистое разрушение в результате формирования специфической текстуры с минимальной долей неблагоприятной ориентировки типа {100}.

Показано, что для Ст3 при всех исследованных температурно–деформационных параметрах прокатки с последующим прерванным ускоренным охлаждением достигается более высокая коррозионная стойкость, чем в неупрочненном состоянии. При снижении температуры деформации до 800°C ($\alpha+\gamma$ -область) со степенями обжатия за один проход не выше 35 % с последующим ускоренным охлаждением проката до температур самоотпуска 550–600°C четко приводит к повышению коррозионной стойкости стали марки 20ГС по сравнению с горячекатаным состоянием этой стали при тех же степенях деформации.

Результаты выше приведенных исследований послужили основанием для проведения совместно с меткомбинатом "Криворожсталь" промышленного опробования новых параметров деформационно–

термической обработки арматурных сталей марок СтЗТРпс и 20ГС, упрочненных в потоке прокатки стана МС 250–1 от различных температур конца деформации на классы прочности А500 и А800. Понижение температур конца прокатки достигали за счет понижения температуры нагрева исходной заготовки, что, как известно [9–11], обеспечивает суммарную экономию энергии на 15 %, практически исключается обезуглероживание поверхности проката, снижается угар металла в печи с 1,3–1,6 до 0,93 % и т.д.

Данные результатов механических испытаний опытно–промышленной прокатки арматуры диаметром 12 мм из стали марки 20ГС на плавке текущего производства приведены в табл.4.

Из анализа табл.4 следует, что понижение температуры конца прокатки до 950 и 850⁰С с последующим его термическим упрочнением по режиму охлаждения на класс прочности А800 согласно технологической инструкции в потоке стана обеспечивает повышение прочности в среднем на 200 Н/мм² (σ_b) и 130 Н/мм² ($\sigma_{0,2}$) с одновременным возрастанием пластичности в среднем на 20 % и вязкости в среднем на 15 % по сравнению с прокатом, упрочненным по базовой технологии от температуры конца прокатки 1100⁰С. Проведенные исследования служебных свойств сравниваемого проката показало, что усталостная долговечность арматурных стержней, упрочненных от пониженных температур деформаций в среднем в 1,5 раза выше, а коррозионная стойкость в среднем на 20 % больше, чем прокат, охлажденный от температуры 1100⁰С.

Таблица 4. Данные механических испытаний термомеханическом упрочненной арматурой стали 20ГС на класс прочности А800 диаметром 12 мм, полученные при пониженных температурах конца прокатки

Температура конца деформации, °С	Механические свойства проката				KCU ₊₂₀ °С
	σ _в	σ _{0,2}	δ ₅	δ _{равн.}	
	Н/мм ²		%		
1100 (по действующей технологии)	1100	960	14,5	3,2	85,0
950	1250	1030	17,5	5,8	93,0
850	1350	1150	15,5	6,4	102,0
Требования ДСТУ 3760–98 и ГОСТ 10884–94, не менее	≥1000	≥800	≥12,0	≥2,0	не регламентировано

В табл.5 представлены результаты механических испытаний термоупрочненной по одному и тому же режиму охлаждения арматурной стали марки СтЗТРпс на плавках текущего производства на класс

прочности А500С диаметром 12 мм от различных температур конца прокатки в потоке стана МС 250–1.

Анализ данных табл.5 показывает, что понижение температуры конца прокатки и последующее термомеханическое упрочнение арматурного проката приводит к закономерному росту прочностных свойств и некоторому снижению пластических характеристик, но удовлетворяющие как отечественным, так и зарубежным стандартам. Вместе с тем необходимо отметить, что ряд зарубежных нормативно–технических документов требуют ограничение прочностных свойств, в частности ГОСТ 10884–84 σ_b не более 800 Н/мм² (для класса прочности А500С). Поэтому с целью ограничения верхнего предела прочности был скорректирован режим охлаждения при опытно–промышленной прокатке арматуры № 12 класса А500С. В результате этих мер (была выведена одна из секций охлаждения) были получены достаточно высокие прочностные и пластические свойства (см. табл.5, отмеченные звездочкой) и одновременно достигнута экономия расхода охлаждающей воды примерно на 30 %.

Таблица 5

Данные механических свойств после проведения опытно–промышленных прокаток термоупрочненной арматурной стали марки СтЗТРпс диаметром 12 мм в потоке МС 250–1 комбината ”Криворожсталь”

Температура конца деформации, °С	Механические свойства проката					
	σ _в	σ _{0,2}	δ ₅	δ _{max}	Испытание на изгиб 90° в холодном состоянии	Испытание на изгиб 90° остари-вание при 100°С и разгиб на 20°
	Н/мм ²		%			
1080 (по действующей технологии)	670	605	19,3	7,3	удовлет.	удовлет.
1000	748	678	17,5	4,4	удовлет.	удовлет.
940	817	787	17,0	4,5	удовлет.	удовлет.
940	705*	620	18,5	7,0	удовлет.	удовлет.
900	885	797,5	15,5	6,5	удовлет.	удовлет.
Требования ДСТУ 3760–98,ГОСТ10884–94 и др. зарубежных НТД, не менее	≥600	≥500	≥14,0	≥2,5	удовлет.	удовлет.

В ходе проведения исследований комплекса механических свойств и служебных характеристик установлено, что сравниваемый прокат, охлажденный от разных температур конца прокатки полностью

удовлетворяет требованиям отечественных и зарубежных стандартов на данный вид металлопродукции. В частности все испытываемые образцы имеют удовлетворительную свариваемость, коррозионную стойкость к кислой среде и усталостную прочность. Предел выносливости натуральных образцов, упрочненных от температур конца прокатки 900–950⁰С, составляет $\sigma_{\max} = 400 \text{ Н/мм}^2$, а от температуры конца деформационной обработки 1080⁰С $\sigma_{\max} = 363 \text{ Н/мм}^2$ (для класса А500С нормируемый $\sigma_{\max} = 300 \text{ Н/мм}^2$ на базе испытаний $2 \cdot 10^6$ циклов). Таким образом, долговечность образцов в первом случае выше в среднем на 40%, чем во втором.

В ходе макро– и микроструктурных исследований (в том числе электронно–микроскопических) установлено, что понижение температуры конца прокатки до 900–950⁰С по сравнению с температурой конца прокатки 1080–1100⁰С приводит к существенному измельчению зерна, как на поверхности, так и в центре изучаемого проката. Например, величина действительного зерна на поверхности соответствует № 11–10 и в центре № 10–9 ($T_{\text{к.п.}} = 900\text{--}950^{\circ}\text{C}$), а для $T_{\text{к.п.}} = 1080\text{--}1100^{\circ}\text{C}$ на поверхности № 8–9 и в центре № 7–8 соответственно. При этом обнаруженная глубина обезуглероженного слоя составляла в первом случае 0,04–0,05 мм, а во втором 0,1–0,15 мм. Т.е. толщина обезуглероженного слоя у образцов, упрочненных от температур 900–950⁰С в 2,5–3 раза меньше, чем в образцах, упрочненных от температур 1080–1100⁰С.

Таким образом, повышенный комплекс физико–механических и служебных характеристик термомеханически упрочненной арматуры от пониженных температур конца прокатки обусловлен формированием благоприятной высокодисперсной структуры и субструктуры унаследованного от мелкозернистого аустенита. К преимуществам такого проката можно отнести снижение окалинообразования и обезуглероживания поверхности заготовки, повышения усталостной долговечности и коррозионной стойкости, а также экономию энергозатрат на нагрев и охлаждение арматурного проката по сравнению с действующей технологией производства арматурного проката различных классов прочности.

1. *Лякишев Н.П., Щербединский Г.В.* Повышение прочности низкоуглеродистой стали (Ст3) массового назначения // Изв. АН СССР. Металлы. – 1990. – №1. – С.5–13.
2. *Эфрон Л.И., Литвиненко Д.А.* Микролегирование и термомеханическая обработка малоуглеродистой стали массового назначения // Сталь. – 1992. – №3. – С.60–64.
3. *Термическое упрочнение проката* / Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В.Я., Поляков С.Н., Калмыков В.В. – М.: Металлургия. 1970.– 368 с.

4. *Бернштейн М.Л.* Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Ч.1.2. – М.: Металлургия, 1968. – 1172 с.
5. *Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей / Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д.* – М.:Металлургия, 1989. –544 с.
6. *Бигус К., Эверц Т., Даль В.* Термомеханическая обработка конструкционных сталей // Черные металлы. 1994. – № 1. – С.29–35.
7. *Целиков А.И.* Теория расчета усилий в прокатных станах. – М.: Металлургиздат, 1962. – 494 с.
8. *Вроцкий Н., Францевич И.* Временное сопротивление доэвтектоидных сталей при высоких температурах // Сталь. – 1932. – №7–8.
9. *Глуховский Е.С.* Новые технологические решения в проектах сортопрокатных цехов. // Черная металлургия: Бюл. ин-та "Черметинформация". М.–1999. – № 7–8. – С.36–39.
10. *Никитина Л.А., Матвеев Б.Н.* Перспективные технологии, используемые в производстве прутков и катанки за рубежом // Черная металлургия: Бюл. ин-та "Черметинформация". М.: 2003. – № 3. – С.36–44.
11. *Kawall R., Lehnert W.* Prozess-, Anlagen- und Produktentwicklungen Bein Walzen von Stabstahl und Draht // Metalurgija (Zagreb). 2002. Bd.41. №3. S. 171–182.