

УДК 621.771.252:621.78

Э. В. Парусов, А. Б. Сычков, И. Н. Чуйко, Л. В. Сагура

## ОБ ОСОБЕННОСТЯХ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОМ БУНТОВОМ ПРОКАТЕ

*На основании проведенных исследований показано, что в условиях металлургических предприятий представляется целесообразным применять режимы деформационно-термической обработки высокоуглеродистого бунтового проката при контролируемой температуре выхода из чистового проволочного блока, стадию водяного охлаждения исключить, а температуру виткообразования поддерживать на уровне не менее 1000 °С.*

*При разработке промышленного режима высокотемпературной деформационно-термической обработки бунтового проката в потоке проволочных станов также необходимо учитывать площадь поперечного сечения проката (масштабный фактор), так как это позволяет обеспечить высокие качественные показатели бунтового проката с использованием тепла прокатного нагрева и повысить его предельную степень деформируемости на метизном переделе за счет формирования равномерной однородной перлитной структуры, способной выдерживать холодную пластическую деформацию с высокими степенями без проведения дополнительной термической обработки-патентирования.*

**Ключевые слова:** бунтовой прокат, высокоуглеродистая сталь, структурообразование, деформационно-термическая обработка.

### Введение. Современное состояние вопроса.

#### Литобзор и постановка задачи

Металлургия является одной из базовых отраслей мировой промышленности и оказывает значительное влияние на развитие экономики в целом. За последнее время мировая металлургия добилась существенного прогресса в освоении новых видов металлопродукции и существенного повышения её качества. К таким видам металлопродукции, в частности, относится и бунтовой прокат (катанка), к качественным показателям которого предъявляются все более жесткие требования.

Вместе с тем, продолжающийся мировой финансовый кризис существенно затронул и металлургическую отрасль, где уже на протяжении последних 7 лет наблюдается спад объемов производства и усиливается конкуренция на рынках сбыта металлопродукции. Все более востребованными становятся новые технологические подходы и решения, обеспечивающие производство такого проката широкого марочного сортамента, дальнейшая переработка которого характеризовалась бы экономией энергетических и материальных ресурсов за счет возможности исключения на метизном переделе начальной и/или промежуточной термических обработок отжигом и патентированием, а, следовательно, как значительным снижением себестоимости конечной метал-

---

© Парусов Эдуард Владимирович, кандидат технических наук, и.о. заведующего отдела термической обработки металла для машиностроения Института черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины (ОТОММ ИЧМ НАНУ), 49050, г. Днепр, пл. акад. Стародубова, 1, Украина; тел. раб. +38-056-233-71-63; Сычков Александр Борисович, доктор технических наук, профессор кафедры литейного производства и материаловедения Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова, 455000, г. Магнитогорск, просп. Ленина, 38, Российская Федерация; тел. раб. +7-919-348-66-84; Чуйко Игорь Николаевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник ОТОММ ИЧМ НАНУ; тел. раб. +38-056-233-71-63; e-mail: ichuyko@mail.ru; Сагура Людмила Владимировна, кандидат технических наук, старший научный сотрудник ОТОММ ИЧМ НАНУ; тел. раб. +38-056-233-71-63; тел. моб. 095-591-77-50; e-mail: slv\_metal@mail.ru

лопродукции, так и успешным конкурированием и на внутреннем, и на внешних рынках сбыта (в наших работах [1–5] приведены результаты успешной промышленной реализации соответствующих проектов при изготовлении высокопрочной проволоки на метизных предприятиях Украины и ближнего зарубежья).

Если же говорить в целом о состоянии отечественной металлургической промышленности Украины, то следует отметить, что в настоящее время оно характеризуется значительной технологической отсталостью и высокой энерго- и ресурсоемкостью. Производственные мощности украинских металлургических предприятий Украины были спроектированы и построены еще в 1960–1970-х годах, а их дальнейшее их развитие преимущественно осуществлялось за счет увеличения загруженности существующих производственных мощностей. При этом расширение объемов производства достигалось без проведения необходимой модернизации парка технологического оборудования.

Все это в нынешних условиях обуславливает необходимость и разработки новых, и совершенствования существующих технологических процессов изготовления традиционно используемого метизными предприятиями бунтового проката (с, зачастую, просто уникальным комплексом свойств), который условно можно сгруппировать как прокаты:

- 1) низкоуглеродистый общего назначения (стали типа «SAE1005...1010», аналог – «Ст.1...2» всех степеней раскисления);
- 2) низкоуглеродистый с пониженным содержанием кремния (сталь типа «SAE1005...1008» с  $Si \leq 0,03...0,05 \%$ );
- 3) сварочного сортамента (стали типов «Св-08Г2С», «S2Mo», «Св-10НМА», «Св-08Г1НМА», «Св-08ХГ2СМФ» и др.);
- 4) высокоуглеродистый (стали марок «55...90»).

И если производство и переработка проката упомянутых групп №№ 1 и 2 достаточно хорошо освоены металлургическими и метизными предприятиями Украины, то по группам №№ 3 и 4 имеются предпосылки для дальнейшего значительного улучшения качественных показателей, а это, в конечном итоге, позволит повысить предельную степень деформируемости на метизном переделе и улучшить технико-экономические показатели производственного процесса в целом.

При этом качественные характеристики бунтового проката определяются целым комплексом показателей, к которым относятся: химический состав стали; степень чистоты металла по неметаллическим включениям; макро- и микроструктуры; состояние поверхности проката (дефекты, обезуглероживание, окалина) и ряд других. И также в этом контексте следует учитывать, что хотя, как было отмечено ранее, в металлургической отрасли и произошли значительные изменения в конструкциях оборудования и технологических подходах к изготовлению бунтового проката широкого марочного сортамента и назначения [1, 6–8], но проблемы, связанные с переработкой высокоуглеродистых марок стали, остаются актуальными и сегодня.

Так, микроструктура высокоуглеродистого бунтового проката представляет собой естественный композит, а именно состоящий из двух монокристаллов феррита и цементита перлит. Деформация такой стали в процессе холодного волочения преимущественно осуществляется за счет ферритной фазы, а степень деформации цементита невелика – что, в свою очередь, снижает пластические характеристики не только высоко-, но и низкоуглеродистых сталей, причем автор работы [9] также указывает на то, что, как установили *Мак Магон* и *Коэн*, даже в весьма чистых сталях (с содержанием углерода

0,007...0,0035 %) располагающийся по границам ферритных зерен цементит способствует зарождению микротрещин скола и что более 90 % источников возникновения микротрещин связаны с цементитной фазой, а Вебб и Фогонг экспериментально показали, что кристаллы цементита толщиной 1...2 мкм могут быть изогнуты на 2...5 %, прежде чем наступит стадия разрушения [9].

Следует также помнить, что в структуре сталей эвтектоидных составов соотношение толщин пластин феррит/цементит как правило, составляет 7:1 и что если проанализировать это соотношение с вышеизложенных позиций, то можно сделать вывод: пластины цементита являются источниками опасного развития преждевременного хрупкого разрушения при больших степенях холодной пластической деформации сталей упомянутых выше составов (вместе с тем, Флюгге в своих работах высказал мнение, что вязкость перлитной структуры зависит не столько от соотношения толщин пластин феррита и цементита, сколько от их абсолютных значений) [9].

И, кроме того, Лангфорд, оценивая поведение цементита при пластической деформации, в ходе соответствующих исследований установил, что существенное влияние на способность цементита к деформации оказывает именно его толщина: пластины цементита с толщиной более 0,1 мкм, как правило, разрушаются, хрупко, а те, которые тоньше 0,01 мкм, – способны выдерживать значительную пластическую деформацию [9].

В целом процессы холодной деформации высокоуглеродистых сталей, и, в частности, бунтового проката, имеют весьма сложный характер и преимущественно приводят к ориентированию пластин феррита и цементита вдоль направления оси волочения, а в результате утончения этих пластин соответствующим образом снижается межпластинчатое расстояние, прочностные же характеристики – улучшаются. При этом цементит деформируется скольжением в границах тех перлитных колоний, которые благоприятно ориентированы вдоль оси деформации, тогда как в противном случае могут наблюдаться участки изгиба или дробления его пластин.

На основании вышеизложенного можно сделать вывод о том, что деформация пластин цементита путем дробления характерна, в основном, для участков микроструктуры с грубопластинчатым перлитом, в местах раздробления которого может наблюдаться повышенная плотность дислокаций. Следовательно, уменьшение толщины цементитных пластин и, соответственно, межпластинчатого расстояния в перлите способствует повышению предельной степени деформируемости на метизном переделе таких сталей при холодном волочении.

Кроме того, предъявляемые требования к качественным показателям высокоуглеродистого бунтового проката указывают на то, что для их достижения необходимо внедрение таких новых технологических режимов, которые могли бы обеспечить необходимый комплекс из микроструктуры и, соответственно, свойств металла. Так, микроструктура проката, наряду с другими показателями качества, определяет, в конечном итоге, его способность к волочению с высокой (более 90 %) степенью деформируемости, а также комплекс потребительских свойств готовой проволоки и изделий из нее, и, следовательно, логично будет предположить, что именно количественное соотношение структурных составляющих и равномерность их распределения по сечению металлопроката как раз и определяют величину предельной степени его деформируемости на метизном переделе.

И также, наряду с соотношением структурных составляющих, на деформируемость бунтового проката оказывают влияние размер действительного зерна и уровень развития ликвационных процессов [10], а отсутствие, в част-

ности, в высокоуглеродистой группе этого проката и таких образующихся по сдвиговому и промежуточному механизмам структур, как мартенсит и бейнит, и избыточных фаз (в виде структурно-свободного феррита или цементита) в целом может быть обеспечено благодаря правильному подбору рациональных режимов деформационно-термической обработки [11].

Следует, кроме того, учитывать, что, как правило, при производстве проката того или иного соответствующего назначения необходимо одновременно обеспечить получение нескольких показателей качества, однако в большинстве случаев улучшение одного из них может привести к ухудшению другого, а, следовательно, необходимо определение приоритетности и степени значимости показателей относительно друг к другу. Так, к примеру, в высокоуглеродистой стали повышение дисперсности перлита приоритетнее, чем увеличение массы вторичной поверхностной окалины –однако, вместе с тем, при наличии грубых поверхностных дефектов, закалочных структур и разнородного характера микроструктур по сечениям проката обеспечение требуемой дисперсности перлита является бесполезным, а переработка такой металлопродукции в проволоку будет характеризоваться повышенной обрывностью при волочении [1, 4].

В любом случае, на сегодняшний день проволока из высокоуглеродистых марок стали применяется при изготовлении различных видов конструкций, канатов, пружин и арматуры для предварительно-напряженных железобетонных конструкций, а также металлокорда и ряда других видов изделий соответствующего назначения. При этом одной из актуальных проблем, связанных с изготовлением высокопрочной проволоки, остается необходимость одновременного обеспечения требуемой пластичности и повышения, по сравнению с исходным состоянием, прочностных показателей бунтового проката.

Непосредственно свойства проката формируются в очаге деформации при прокатке на проволочном стане в калибре, тогда как проволоки – при волочении в фильере-волоке, но в обоих случаях они зависят от степени деформации и ее температурно-скоростных условий (которые, в свою очередь, определяют энергетические затраты на осуществление этого процесса). Зависимости эти многофакторные, причем действие тех или иных факторов на качественные показатели и затраты на изготовление зачастую противоположны. Так или иначе, но в любом случае при выборе технологических схем изготовления проволоки прежде всего необходимо гарантировать получение высококачественной металлопродукции и, выполнив это условие, минимизировать энергозатраты – а это предопределяет сложность управления технологическим процессом изготовления высокопрочной проволоки и подбора рациональных режимов, обеспечивающих получение требуемого уровня качества готовой металлопродукции при одновременном снижении затрат на ее изготовление. При этом следует помнить, что именно деформация обуславливает формирование того или иного типа микроструктуры металла и, соответственно, уровней механических свойств проката и проволоки, а, следовательно, направленное термическое и/или деформационно-термическое воздействие являются первостепенными и в конечном итоге предопределяют формирование требуемой микроструктуры и целостного комплекса механических показателей металла.

К негативным же металлургическим факторам, снижающим технологичность переработки проката на метизном переделе, можно отнести наличие участков грубодисперсного перлита (вплоть до балла 10 по ГОСТ 8233-56), а также со структурами закалки и выделением избыточных фаз феррита и цементита, неравномерность распределения структурных составляющих по се-

чениям проката, недеформирующиеся неметаллические включения и поверхностные дефекты.

Также, завершая анализ литературных источников, следует отметить, что, в частности, работы [1, 4, 6, 7] дают общее представление о технологических режимах двустадийного охлаждения бунтового проката различного назначения на линии типа «Стелмор», предлагаемых зарубежными компаниями-изготовителями технологического оборудования (Таблица):

Таблица

**Рекомендуемые технологические режимы двустадийного охлаждения проката широкого марочного сортамента на линии типа «Стелмор»**

Группа марок стали <sup>1</sup>	$T_{пр}$ , °C	$T_{впр}$ , °C	$T_{во}$ , °C	Режим воздушного охлаждения на линии типа «Стелмор» ( $L = 100...120$ м)
1; 2	1000...1020	1050...1080	900...920	$\tau = 450...600$ с; $V_{тр} = 0,18...0,26$ м/с; $V_{охл} = 0,5...0,8$ °C/с
3	< 1020	< 1080	800...820	$\tau = 900...1200$ с; $V_{тр} = 0,06...0,20$ м/с; $V_{охл}$ – до 0,2 °C/с
4	< 1000	≤ 1080	880...900	$\tau = 240...400$ с; $V_{тр} = 0,3...1,0$ м/с; $V_{охл}$ – до 30 °C/с

*Примечание:* <sup>1</sup> – вышеприведенное в статье условное разделение проката на 4 группы;  $T_{пр}$  – температура металла перед проволочным блоком;  $T_{впр}$  – температура металла на выходе из проволочного блока;  $T_{во}$  – температура виткообразования;  $L$  – длина участка воздушного охлаждения линии типа «Стелмор»;  $\tau$  – время пребывания витков катанки под теплоизолирующими крышками линии типа «Стелмор»;  $V_{тр}$  – скорость перемещения витков проката по роликовому транспортеру линии типа «Стелмор»;  $V_{охл}$  – средняя скорость охлаждения металла на участке воздушного охлаждения

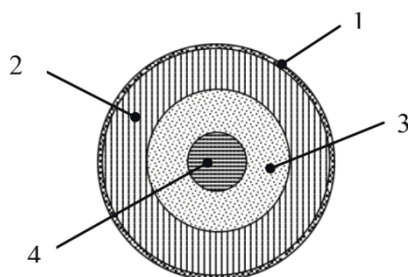
Вместе с тем, хотя в работах [1, 3, 4, 12] и рассмотрено влияние температуры виткообразования (аустенитизации) металла на особенности структурообразования в высокоуглеродистых сталях, но в целом в литературе недостаточно освещены вопросы влияния параметров двустадийного охлаждения на линии типа «Стелмор» на формирование структурного состояния металлопроката из высокоуглеродистых сталей по его сечениям.

Исходя из вышеизложенного, целью данной нашей работы являлось исследование влияния температуры аустенитизации (моделирования температуры виткообразования) проката, с его последующим регулируемым охлаждением, на распределение дисперсности перлита по площади его поперечного сечения.

### Материалы и методики экспериментов

В качестве исходного материала для проведения исследований нами были использованы образцы бунтового проката диаметром 6,5 мм из микролегированной 0,0018 % бора, согласно EN 16120-2, стали марки C80D2 (с 0,82 % C, 0,58 % Mn и 0,18 % Si). Для каждого из режимов нагрева использовали по три образца длиной 4 мм. Нагрев образцов до температур от 750 до 1000 °C проводили в муфельной печи «МП 2000», последующее регулируемое охлаждение (со средней скоростью 15 °C/с) осуществляли на воздухе с применением вентилятора, а требуемых режимов нагрева и охлаждения достигали, используя программные и тиристорные регуляторы.

В свою очередь, металлографические исследования выполняли на оптическом световом микроскопе «Axiovert 200 M MAT» (при тысячекратном увеличении) после травления 4%-м ниталем, а с целью оценивания микроструктуры поперечного сечения исследуемых образцов при исключении поверхностного обезуглероженного слоя осуществляли условное разделение поперечного сечения образцов на поверхностную, промежуточную и осевую зоны (рис. 1):



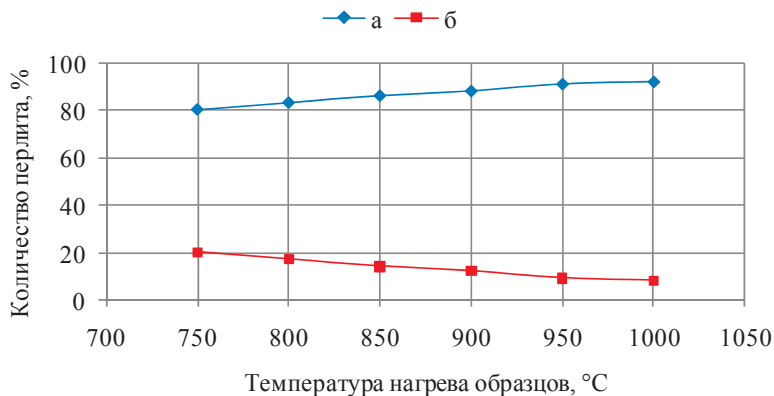
1 – поверхностный обезуглероженный слой; 2 – поверхностная зона; 3 – промежуточная зона (½ радиуса образца); 4 – осевая зона

Рис. 1. Условное разделение площади поперечного сечения исследуемых образцов диаметром 6,5 мм из стали марки С82D

Оценку дисперсности перлита проводили по ГОСТ 8233-56 (шкала I), а его количество оценивали точечным методом в соответствии с изложенной в Приложении «Б» ТУ У 27.1-4-519-2002 методикой.

### Результаты исследований и их обсуждение

Установленные в ходе наших исследований средневзвешенные значения распределения перлита по исследуемым зонам (в зависимости от температуры аустенитизации) приведены на рис. 2–4:

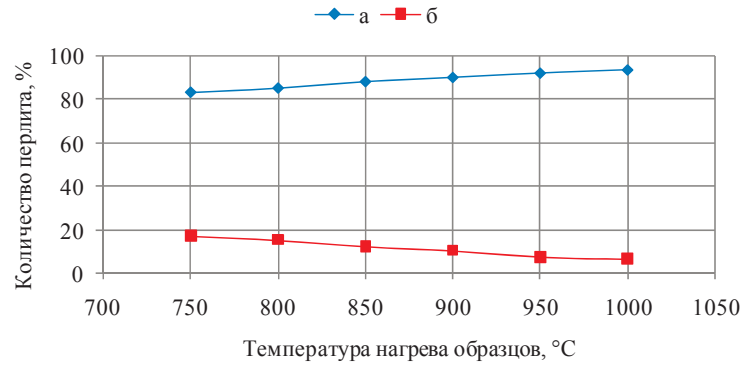


а – сорбитообразный перлит 1 балла; б – перлит 2–3 баллоВ

Рис. 2. Влияние температуры аустенитизации на количественное распределение перлита в поверхностной зоне исследуемых образцов

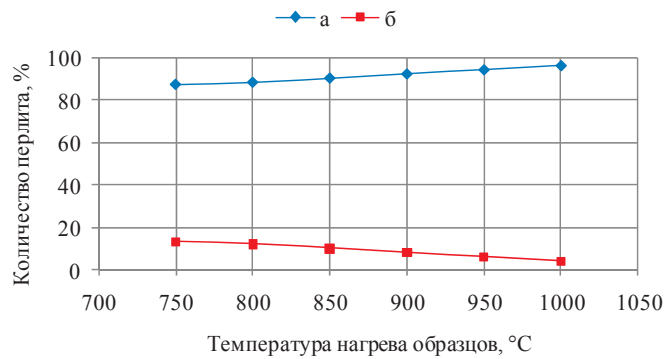
Из результатов металлографических исследований видно, что мартенситных и бейнитных участков структурно-свободных феррита и цементита в микроструктурах образцов нет, пластинчатого перлита 3–5 баллов по сечениям исследуемых образцов – не более 1 % (при температурах аустенитизации 750...900 °C), а пластинчатый перлит свыше 5 балла вообще не обнаружен.





*a* – сорбитообразный перлит 1 балла; *б* – перлит 2–3 баллов

Рис. 3. Влияние температуры аустенитизации на количественное распределение перлита в промежуточных зонах исследуемых образцов



*a* – сорбитообразный перлит 1 балла; *б* – перлит 2–3 баллов

Рис. 4. Влияние температуры аустенитизации на количественное распределение перлита в осевых зонах исследуемых образцов

В свою очередь, распределения, в зависимости от температуры аустенитизации, средневзвешенных значений как сорбитообразного перлита 1 балла (при межпластинчатом расстоянии  $\leq 0,20$  мкм), так и перлита 2–3 балла по сечениям исследуемых образцов приведены на рис. 5 и 6.

Как видим, повышение температуры аустенитизации (нагрева) образцов от 750 до 1000 °C приводит к увеличению средневзвешенного количества перлита 1 балла в среднем на 12–13 % (рис. 5), а количество перлита 2–3 баллов при таком повышении и последующем регулируемом охлаждении в среднем уменьшается, в зависимости от той или иной исследуемой зоны образцов, в 1,50–1,75 раза и достигает максимума при температуре 1000 °C (рис. 6).

Также проведенные нами лабораторные исследования однозначно свидетельствуют о том, что повышение температуры аустенитизации при моделировании температуры виткообразования способствует росту количества сорбитообразного перлита 1 балла и, кроме того, о том, что равномерность распределения перлитной структуры в поперечных сечениях исследуемых образцов достигает своего максимума при температуре нагрева  $\sim 1000$  °C – а, следовательно, повышение температуры аустенитизации еще *перед* виткообразованием (в отличие от рекомендуемой мировыми производителями практики; см. Таблицу выше) будет способствовать улучшению качественных характеристик обрабатываемого с использованием тепла прокатного нагрева бунтового проката.

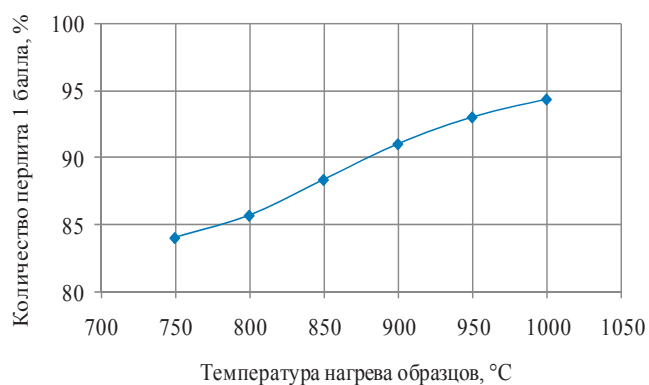
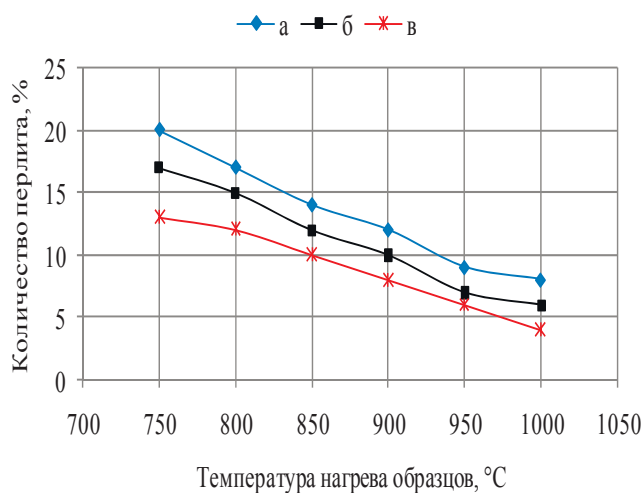


Рис. 5. Влияние температуры аустенитизации на распределение средневзвешенных значений перлита 1 балла по сечениям исследуемых образцов



a – поверхностная зона; б – промежуточная зона; в – осевая зона

Рис. 6. Влияние температуры аустенитизации на распределение средневзвешенных значений перлита 2–3 баллов по сечениям исследуемых образцов

Вместе с тем, в данном случае необходимо учитывать некоторое различие в процессах формирования величины (номера) аустенитного зерна при прокатном и отдельном нагревах [10, 13], а также что во время двустадийного охлаждения на линии типа «Стелмор» после выхода бунтового проката из проволочного блока при температуре от 1100 до 1150 °C имеет место стадия интенсивного водяного охлаждения до температур 880–900 °C – вследствие чего возникает значительный (до ~280 °C) перепад температур между поверхностной и осевой зонами проката.

Наибольшая же полнота процессов рекристаллизации наблюдаются в горячекатаном прокате на участке конец водяного охлаждения→начало ускоренного воздушного охлаждения, и также следует отметить, что – в силу возникающего градиента температур между поверхностной и осевой зонами – эти процессы проходят с разной интенсивностью (замедляясь в поверхностной зоне проката и интенсифицируясь в его центральной зоне), причем такая особенность характерна и для исследуемых нами образцов, охлажденных после



отдельного нагрева (рис. 2–4): в центральной зоне образуется максимальное количество перлита 1 балла и минимальное количество – 2–3 баллов.

В свою очередь, увеличение температуры виткообразования проката до 1000 °С способствует росту аустенитного зерна, вследствие которого в процессе непрерывного охлаждения также повышается устойчивость аустенита, а линия начала диффузионного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения  $A_{T1}$  смещается в область более низких температур – тем самым обеспечивая термодинамический стимул для формирования, во время ускоренного воздушного охлаждения, дисперснейших и однороднейших перлитных структур [11].

И, напротив, снижение температуры виткообразования до 880...900 °С тормозит развитие процессов рекристаллизации в условных зонах поперечного сечения проката, причем величина аустенитного зерна в стали уменьшается и увеличивается протяженность границ – а, следовательно, повышается термодинамический потенциал системы и при дальнейшем прохождении процесса непрерывного охлаждения снижается устойчивость метастабильного аустенита (в этом случае  $A_{T1}$  сдвигается в область более высоких температур, а дисперсность перлита снижается) [11].

### Выводы

На основании проведенных авторских исследований представляется целесообразным рекомендовать применение на металлургических предприятиях режимов деформационно-термической обработки высокоуглеродистого бунтового проката (при контролируемой температуре выхода из чистового проволочного блока), стадию водяного охлаждения исключить, а температуру виткообразования поддерживать на уровне не менее 1000 °С.

В связи с этим нами установлено, что при разработке промышленного режима высокотемпературной деформационно-термической обработки бунтового проката в потоке проволочных станов одной из главных задач является выбор рационального температурно-скоростного регламента его охлаждения, а также что на стадии ускоренного воздушного охлаждения необходимо учитывать площадь поперечного сечения проката (масштабный фактор).

По нашему мнению, применение именно этого подхода позволит обеспечить высокие качественные показатели обработанного с использованием тепла прокатного нагрева бунтового проката и повысить его деформируемость на метизном переделе за счет формирования такой равномерной однородной перлитной структуры, которая способна выдерживать холодную пластическую деформацию с высокими степенями без проведения дополнительной термической обработки-патентирования.

*На підставі проведених досліджень показано, що в умовах металургійних підприємств видається доцільним застосовувати режими деформаційно-термічної обробки високовуглецевого бунтового прокату за контрольованої температури виходу з чистового дотяного блоку, стадію водяного охолодження виключити, а температуру виткоутворення підтримувати на рівні не менше 1000 °С.*

*При розробці промислового режиму высокотемпературної деформаційно-термічної обробки бунтового прокату в потоці дотяних станів також необхідно враховувати площу поперечного перерізу прокату (масштабний чинник), оскільки це дозволяє забезпечити високі якісні показники бунтового прокату з використанням тепла прокатного нагріву і підвищити його граничний ступінь деформованості на метизному переділі за рахунок формування рівномірної однорідної перлитної структури, здатної витримувати холодну пластичну деформацію з високими ступенями без проведення додаткової термічної обробки-патентування.*

**Ключові слова:** бунтовий прокат, високовуглецева сталь, структуроутворення, деформаційно-термічна обробка.

*As a result of realized investigations it was shown that in the conditions of metallurgical plants to be of interest to carry out the deformation-heat treatment of high-carbon rolled steel under controlled temperature release from wire finishing block, and the step of water cooling to eliminate. The temperature of turn coil for rolled steel should be maintained for at least 1000 °C.*

*On development of the industrial mode of high-temperature deformation treatment of rolled steel in a stream wire mills should take into account the cross-sectional area of the rental (the scale factor). This will ensure high quality indicators of rolled steel with using heat rolling heating and increase its limited deformability on hardware redistribution due to formation of a uniform homogeneous pearlite structure, able to withstand cold plastic deformation with high degrees without additional heat treatment-patenting.*

**Keywords:** rolled steel, high-carbon steel, formation of structure, deformation-heat treatment.

1. Парусов В. В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, Э. В. Парусов. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2012. – 376 с.
2. Парусов Э. В. Особенности производства и оценка технологичности переработки на метизном переделе высокоуглеродистой катанки из стали, микролегированной ванадием / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 5. – С. 53–55.
3. Парусов Э. В. Разработка энерго- и ресурсосберегающей технологии производства высокопрочных прядей / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура и др. // Там же. – 2015. – № 1. – С. 157–160.
4. Сычков А. Б. *Металлургические и металловедческие аспекты производства высокоуглеродистой катанки* / А. Б. Сычков, М. А. Жигарев, А. Ю. Столяров и др. – Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет (МГТУ) им. Г. И. Носова, 2014. – 257 с.
5. Парусов В. В. Формирование оптимальной микроструктуры в высокоуглеродистой катанке / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, М. А. Жигарев, А. В. Перчаткин // *Сталь*. – 2005. – № 1. – С. 82–85.
6. Иводитов А. Н. *Разработка и освоение технологии производства высококачественной катанки* / А. Н. Иводитов, А. А. Горбанев. – М.: *Металлургия*, 1989. – 256 с.
7. Бочков Н. Г. *Производство качественного металла на современных сортовых станах* / Н. Г. Бочков. – М.: *Металлургия*, 1988. – 312 с.
8. Тищенко В. А. *Современное состояние и тенденция развития производства катанки* / В. А. Тищенко // *Сталь*. – 2002. – № 10. – С. 46–50.
9. Тушинский Л. И. *Структура перлита и конструктивная прочность стали* / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск: *Наука*, 1993. – 280 с.
10. Парусов Э. В. Влияние величины зерна и других факторов на дисперсность перлита углеродистых сталей / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура и др. // *Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. – Днепропетровск : Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры (ПГАСА)*, 2014. – Вып. 73. – С. 186–190.
11. Парусов Э. В. Разработка режима термомеханической обработки катанки из стали 85, микролегированной бором, на основе закономерностей превращений аустенита при непрерывном охлаждении / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2015. – № 3. – С. 54–58.
12. Парусов Э. В. Влияние температуры аустенитизации на дисперсность перлита углеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура // *Металловедения и термическая обработка металлов (МиТОМ)*. – 2015. – № 2. – С. 14–18.
13. Парусов Э. В. Влияние вида обработки на величину аустенитного зерна высокоуглеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура и др. // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. научн. тр. – Днепропетровск: Визюн*, 2014. – Вып. 28. – С. 296–299.