

В.В.Парусов**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СОРТОВОГО ПРОКАТА:
НАУЧНОЕ НАСЛЕДИЕ АКАДЕМИКА К.Ф.СТАРОДУБОВА***Институт черной металлургии НАН Украины*

Изложены научно–технические проблемы термомеханической обработки сортового проката, которые успешно были решены в семидесятих годах XX столетия академиком К.Ф.Стародубовым и его научной школой.

Как говорится, великое видно издалека: прошло около 20 лет как ушел из жизни выдающийся ученый XX века, академик К.Ф.Стародубов, но его многогранное научное наследие продолжает жить и развиваться. В этой статье мне бы хотелось осветить один из наиболее значимых итогов научной деятельности академика К.Ф.Стародубова и созданной им научной школы, который связан с термомеханической обработкой сортового проката в потоке его производства.

Попытки упрочнить прокат с отдельного нагрева предпринимались еще в XIX веке и были реализованы в технологических процессах термического упрочнения рельсов, железнодорожных колес и бандажей [1]. При термическом упрочнении стали с прокатного нагрева необходимо учитывать специфическое воздействие на нее высокотемпературной деформации, на что одним из первых обратил внимание Я.Р.Раузин [2]. Эта специфика заключается в противоположном влиянии таких факторов, как наклеп и рекристаллизация, на кинетику превращений аустенита при охлаждении. Совмещение этих факторов, по определению М.Л.Бернштейна [3], представляет собой термомеханическую обработку (ТМО), суть которой «надо понимать как совокупность операций деформации, нагрева и охлаждения (в различной последовательности), в результате которых формирование окончательной структуры металлического сплава, а следовательно, и его свойств происходит в условиях повышенной плотности и соответствующего распределения несовершенств строения, созданных пластической деформацией».

На ранних этапах научно–технологических разработок предпочтение отдавалось двум основным схемам ТМО – высокотемпературной (ВТМО) и низкотемпературной (НТМО), которые предусматривают закалку на мартенсит после горячей или теплой деформации аустенита. Затем были разработаны схемы ТМО, предусматривающие превращение аустенита в изотермических условиях после высокотемпературной (ВТМизО) и в процессе низкотемпературной (НТМизО) деформаций. Эти схемы позволяют получить феррито–перлитную, перлитную или бейнитную структуры, кото-

рые обеспечивают более высокую вязкость стали при меньшей прочности на разрыв [3]. Аналогичный результат дает такая схема ТМО как ВТМО, при которой аустенит после высокотемпературной деформации подвергают непрерывному охлаждению со скоростью ниже критической [4], однако влияние горячей деформации на кинетику превращений аустенита при непрерывном охлаждении значительно сложнее, чем в случае изотермического распада, и зависит от скорости последеформационного охлаждения [5–7]: при больших скоростях область перлитного превращения смещается к повышенным температурам; при малых – происходит торможение распада. Последнее объясняется тем, что при малых скоростях охлаждения горячедеформированных сталей происходит статическая рекристаллизация аустенита, которая практически полностью устраняет влияние деформации на кинетику превращения [8].

В зависимости от условий проведения горячей деформации (варьирование температуры, степени и скорости деформации, времени последеформационной выдержки) может наблюдаться широкий спектр структурных состояний деформированного металла: от горяченаклепанного до статически рекристаллизованного. Эти структурные состояния, зафиксированные охлаждением, и определяют комплекс механических свойств металла при комнатной температуре, причем не только в случае отсутствия фазовых превращений, но и при их наличии. Поэтому при разработке способов регулируемого охлаждения проката после горячей деформации необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения на кинетику превращений аустенита и соотношение структурных составляющих.

Необходимость снижения прочностных и повышения пластических характеристик стали привела к разработке новых схем ТМО – контролируемой прокатки и процесса получения высокой пластичности, наведенной превращением (ПНП–эффект) [3]. В связи с относительной простотой осуществления контролируемой прокатки этот способ ТМО получил развитие ранее других способов термической обработки проката после горячей деформации [9].

Благодаря работам К.Ф.Стародубова и его школы в семидесятых годах XX века была разработана технология ВТМО одного из видов сортового проката – арматурного проката, осуществление которой долгое время сдерживалось следующими факторами:

- высокой температурой окончания горячей деформации, превышающей на 200–300⁰С общепринятые температуры аустенизации сталей;
- низкой прокаливаемостью низкоуглеродистых сталей, используемых в производстве массовых видов проката для строительства;
- трудностью совмещения в едином технологическом потоке процессов закалки и отпуска проката;

– отсутствием оборудования и средств контроля для эффективного и управляемого охлаждения проката на участке между последней клетью и холодильником стана.

Высокая температура окончания горячей деформации не привела к негативному влиянию на структуру и свойства арматурного проката, что обусловлено следующим.

В процессе высокотемпературной деформации, которая многократно происходит при прокатке сортового проката, в металле также многократно протекают процессы динамической рекристаллизации. После динамической рекристаллизации, особенно если она происходила при налагающихся циклах разупрочнение–упрочнение, металл имеет повышенную плотность несовершенств кристаллического строения. Следовательно, сразу после горячей деформации так называемое рекристаллизованное состояние металла отличается от состояния статической рекристаллизации повышенной плотностью несовершенств. Если динамически рекристаллизованный металл подвергать последовательным выдержкам при температуре конца горячей деформации, то в нем протекают процессы метадинамической рекристаллизации, статической полигонизации (избыточные дислокации будут перестраиваться в субграницы) или статической (повторной) рекристаллизации (избыточная плотность дислокаций будет ликвидирована в результате миграции большеугловых границ). Повторная рекристаллизация связана с формированием новых зародышей, способных к последующему росту за счет матрицы горячедеформированного металла, в которой в той или иной степени прошли процессы динамической и метадинамической рекристаллизации, но сохранилась повышенная плотность дислокаций [3].

Таким образом, если термическое упрочнение проката осуществляется непосредственно после динамической рекристаллизации или в процессе как метадинамической, так и статической рекристаллизации на стадии, когда еще не происходит существенный рост зерен аустенита, высокая температура окончания горячей деформации не является препятствием для проведения упрочняющей термической обработки [10].

Для обоснованного выбора марки стали и разработки рациональных технологических схем термического упрочнения сортового проката необходимо было определить критические скорости охлаждения ($V_{кр}$) при закалке низкоуглеродистых и низколегированных сталей, т.к. из источника [11] следовало, что $V_{кр}$ для сталей с 0,19 % С составляет около $2000^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а для стали с 0,09 % С – существенно выше.

Исследованиями, проведенными под руководством К.Ф.Стародубова [12], было установлено, что $V_{кр}$ низкоуглеродистых сталей в 2–3 раза ниже значений, приведенных в [11], еще ниже $V_{кр}$ низколегированных сталей (табл.1).

Важной проблемой термической обработки проката в потоке его производства является необходимость последовательного обеспечения операций закалки и отпуска проката. Наиболее эффективной технологической схемой такой тер-

мической обработки является закалка с самоотпуском, которая при прерванной закалке осуществляется однократно, а при прерывистой закалке – многократно.

Таблица 1. Критические скорости охлаждения ($V_{кр}$) при закалке низкоуглеродистых и низколегированных сталей

Марка стали	Содержание углерода, %	$V_{кр}$, °C/с
10	0,13	1000
20	0,19	500
35	0,40	160
15X	0,15	750
20X	0,22	650
40X	0,39	80
15ГC	0,15	420
35ГC	0,34	100

Структура и свойства арматурного проката после прерванной закалки (закалки с самоотпуском) в потоке прокатного стана детально были исследованы в работах [1,13]. При закалке с самоотпуском прочность стали повышается в 1,5...2 и более раз без чрезмерного снижения пластических характеристик. Однако склонность стали к коррозионному растрескиванию под напряжением заметно снижается [14–16]. Отрицательное влияние упрочняющей термической обработки на стойкость к коррозии под напряжением на первом этапе работ удовлетворительно объяснилось формированием метастабильной структуры в стали. Для создания на поверхности термически упрочненного проката слоя со стабильной структурой был разработан новый способ термической обработки – прерывистая закалка (ПЗ) [17]. Процесс ПЗ предусматривает кратковременную закалку с высоким отпуском (самоотпуском) поверхности арматурного профиля и закалку и отпуск (самоотпуск) переохлажденного аустенита в сердцевине проката.

Высокоотпущенный поверхностный слой наблюдали при определенных режимах охлаждения. Глубина этого слоя при прочих равных условиях определяется длительностью первичного охлаждения, что согласуется с данными [18], полученными в лабораторных условиях. Следовательно, регулируя длительность первичного охлаждения проката как длиннотой охлаждающих секций, так и скоростью прокатки, можно менять глубину высокоотпущенного поверхностного слоя.

Характерные морфологические особенности структуры поверхности и центра арматурной стали 20ГCР диаметром 18 мм после ПЗ приведены на рис.1. Количество глобулей в высокоотпущенном слое и, следовательно, их дисперсность, зависят от температуры самоотпуска и длительности паузы, в течение которой самоотпуск воздействовал на структуру мартенситного слоя. Структура центральной зоны формируется при вторичном

охлаждении проката и представляют собой продукты превращения аустенита по бейнитному механизму, которые в зависимости от режима охлаждения имеют различную морфологию и дисперсность, что определяет степень упрочнения арматурной стали. На стыке двух структурных зон, который иногда трактуется как переходной слой [19], вследствие распада мартенсита и превращения аустенита образуется конгломерат структур.

Образование при ПЗ феррита с глобулярными карбидами в поверхностном слое и мелкоигольчатой бейнитной структуры в центре арматурного профиля обеспечивает достижение высокого комплекса прочностных и пластических характеристик, а также повышает стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением.

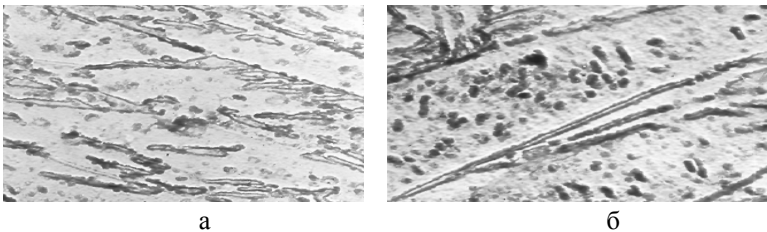


Рис.1. Микроструктура (x700) высокоотпущенного поверхностного слоя (а) и сердцевины (б) арматурного проката диаметром 18 мм из стали 20ГСП после ПЗ

На кривых изменения микротвердости по сечению профиля после ПЗ, рис.2, четко различаются два участка: первый – с минимальной твердостью, определяемый глубиной высокоотпущенного поверхностного слоя, и второй – с максимальной твердостью, соответствующий центральной зоне.

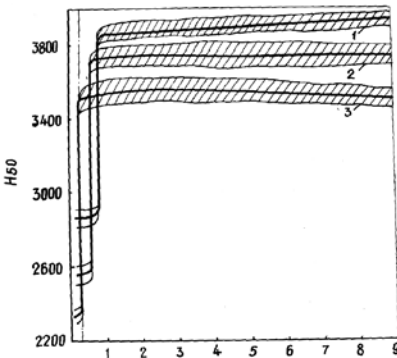


Рис.2. Изменение микротвердости по сечению арматурного проката диаметром 18 мм из стали 20ГСП после различных режимов (1, 2, 3) ПЗ; штрихпунктирная линия – нормируемая глубина высокоотпущенного слоя – 0,3 мм; заштрихованные полосы – разброс значений микротвердости; 1 – длительность первичного охлаждения – 1,0с, вторичного – 4,3с; 2 – длительность первичного охлаждения – 1,3с, вторичного – 3,2с; 3 – длительность первичного охлаждения – 1,7с, вторичного – 4,3с;

Между этими участками наблюдается скачок твердости, свидетельствующий о резком изменении характера структуры в переходном слое. Уровни твердости на участках кривых зависят от длительности первичного и вторичного охлаждения: чем продолжительнее охлаждения, тем более высоким уровням твердости соответствуют оба участка (режим 1), и чем они короче, тем ниже уровни твердости (режим 3).

Термическая обработка проката в потоке непрерывных сортовых стан- нов характеризуется быстротечностью процессов, что определяется большой скоростью прокатки. Поэтому охлаждающие устройства должны обеспечить требуемый теплосъем с поверхности проката без нарушения обычного темпа прокатки. Вначале было разработано устройство, охлаждающее прокат водовоздушной смесью [20], а затем – сплошным потоком воды [21]. Важным требованием к охлаждающим устройствам было обеспечение высокой скорости охлаждения, что необходимо для достижения требуемой прокаливаемости проката из низкоуглеродистых и низколегированных сталей.

Сравнение охлаждающего устройства [21] и известных охлаждающих устройств [22–24] показало, что базовое охлаждающее устройство конструкции ИЧМ обладает более высокими гидродинамическими и теплотехническими характеристиками, рис.3, что позволяет наряду с эффективным охлаждением осуществлять гидротранспортирование проката [25]. Внедрение таких устройств на ряде металлургических предприятий позволило получить фактическую скорость охлаждения сортового проката до $1100^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [12], что превышает $V_{\text{кр}}$ приведенные выше, и обеспечивает формирование в прокате оптимального структурного состояния и требуемого комплекса механических свойств.

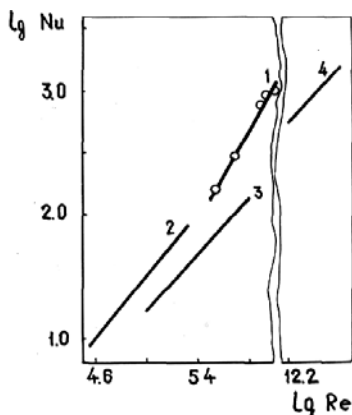


Рис.3. Зависимость критерия Нуссельта (Nu) от критерия Рейнольдса (Re) для устройств различной конструкции: 1–3 – проточные; 4 – противоточное; 1 – [21]; 2 – [22]; 3 – [23]; 4 – [24]

Быстротечность процессов прерванной закалки сортового проката, в том числе арматурного, обуславливает необходимость автоматического управления этими процессами. Поскольку традиционные средства и мето-

ды оказались для указанных целей неприемлемы, то был разработан новый метод контроля и управления процессами прерванной закалки проката после горячей деформации.

Физические основы нового метода заключаются в следующем. В процессе прерванной закалки поверхностные объемы проката охлаждаются со скоростью больше критической и в этих объемах происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Так как выделение α -фазы происходит в некотором интервале температур, физическая граница между аустенитом и α -фазой имеет довольно сложную конфигурацию и температурные условия на различных ее участках неодинаковы. Далее вводится понятие "условная граница", под которым подразумевается температура начала образования α -фазы. В общем случае температура условной границы раздела фаз зависит от химического состава стали и скорости охлаждения. Если химический состав и сечение стального изделия обеспечивают образование α -фазы в виде мартенсита, то эта температура будет вполне определенной (равной температуре начала мартенситного превращения) и не зависящей от скорости охлаждения.

Таким образом, если прекратить закалку при конкретной условной глубине закаленного слоя, то в этом слое будет наблюдаться вполне определенное распределение температур. Очевидно, что оно будет закономерным образом влиять и на температурный градиент центральных слоев металла. В свою очередь градиент температур в прокате, зависящий от глубины превращенного слоя, обусловит после окончания охлаждения в воде некоторую температуру самоотпуска (среднемассовую температуру) также зависящую от глубины слоя, в котором произошло $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Логично предположить, что определенной температуре самоотпуска будут соответствовать вполне определенные свойства стали.

Таким образом, между количеством мартенсита (условной глубиной закаленного слоя) и температурным полем (средней температурой по сечению) существует однозначная связь. Это впервые было показано в работах [26–28]. Из условия однозначности следует возможность управлять процессами упрочнения стали путем прекращения закалки в воде, когда достигается определенное соотношение между количеством превращенного аустенита в наружных слоях и нераспавшегося аустенита в центральных зонах.

Согласно предложенному способу контроля процессов прерванной закалки, прежде всего, необходимо установить взаимосвязь между средней температурой (температурой самоотпуска) и количеством образующегося мартенсита, после чего по требуемому температурному уровню (требуемым механическим свойствам) определяют количество мартенсита, при котором нужно прерывать закалку стали при термическом упрочнении.

Так как магнитная проницаемость мартенсита значительно больше, чем аустенита, контролировать образование мартенсита целесообразно электромагнитными методами, например методом вихревых токов [28]. Исходя из закона распределения переменного тока в металлическом проводнике, можно ожидать, что по мере увеличения глубины превращенного аустенита чувствительность метода будет сильно уменьшаться.

Для выяснения этого вопроса провели теплотехнический расчет, связывающий глубину закаленного слоя (точка M_H принята равной 300°C) со средней температурой стального цилиндра бесконечной длины. Средняя температура цилиндра представляет собой не что иное, как температуру самоотпуска, следовательно, зависимость, приведенная на рис.4, отражает связь между температурой самоотпуска и глубиной закаленного слоя.

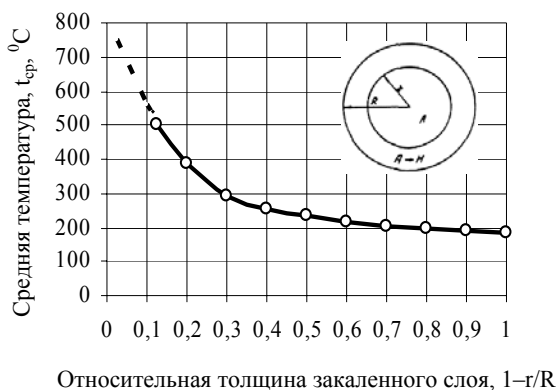


Рис.4. Зависимость средней температуры ($t_{ср}$), или температуры самоотпуска, от относительной глубины закаленного слоя ($1 - r/R$); А – аустенит, М – мартенсит

Температура самоотпуска существенно зависит от относительной толщины закаленного слоя только в начальный период закалки. Начиная с относительной толщины 0,3 и до полной закалки температура самоотпуска изменяется лишь на 100°C . Таким образом, следует ожидать, что погрешность измерения, возникающая при увеличении глубины закаленного слоя, в значительной степени уменьшается из-за ослабления зависимости температуры самоотпуска от глубины закалки.

Последующими экспериментами было установлено, что после достижения глубины закалки, которая является предельной для проникновения вихревых токов, чувствительность разработанного метода не исчерпывается. Это объясняется тем, что одновременно с увеличением глубины закаленного слоя (первый контролируемый вихревыми токами параметр) изменяется также средняя температура, а следовательно, и намагниченность этого слоя (второй контролируемый параметр).

Таким образом, методом вихревых токов можно контролировать процесс закалки проката вплоть до полного его охлаждения в воде.

Экспериментальную проверку разработанного способа управления процессами прерванной закалки проводили по методике, изложенной в работе [27]. В качестве материала была выбрана арматурная сталь 35ГС (C – 0,38; Mn – 1,14; Si – 0,70 %) диаметром 18 мм. Стержни длиной до 1,5 м нагревали до 1000°C и выдерживали при этой температуре 1,5 мин. Подстуженные до $900 \pm 10^{\circ}\text{C}$ стержни подвергали управляемой закалке.

Исследовали три режима прерванной закалки, для каждого из которых требуемую глубину $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения задавали в электрическую схему сравнения в виде эталонных напряжений, моделирующих намагниченность стали при требуемой глубине закаленного слоя.

Механические свойства и температура самоотпуска для всех исследованных режимов управляемой закалки характеризовались малым разбросом (табл.2) и незначительно отличались от соответствующих характеристик горячекатаного проката (ГК).

Таблица 2. Средние квадратические отклонения механических свойств ($\Delta\sigma_B$; $\Delta\sigma_T$; $\Delta\delta_5$) после управляемой закалки (ТМО)

Относительная намагниченность	$\Delta\sigma_B$, Н/мм ²	$\Delta\sigma_T$, Н/мм ²	$\Delta\delta_5$, %
0,47 – ТМО	1,17	1,45	0,72
0,8 – ТМО	1,70	1,31	0,56
1,0 – ТМО	2,10	2,76	0,65
1,0 – ГК	1,25	0,84	0,96

При управлении прерванной закалкой по количеству мартенситной фазы одновременно регистрировали время нахождения стержней в воде. Это позволило провести сравнительную оценку тесноты связи между количеством мартенситной фазы (условной глубиной закаленного слоя) и конечными механическими свойствами, а также временем закалки и механическими свойствами. Применительно к пределу прочности коэффициент корреляции был соответственно равен 0,74 и 0,58. Эти данные показывают, что разработанный способ управления прерванной закалкой обеспечивает более высокое качество проката после термического упрочнения по сравнению с технологией, регулируемой по времени закалки.

С целью измерения в производственных условиях средней температуры проката, выходящего из установок ускоренного охлаждения, разработан специальный магнитометр [28], позволяющий контролировать в процессе закалки количественный прирост намагниченности насыщения ферромагнитной α -фазы (мартенсита), а, следовательно, и однозначно связанную с ней среднюю температуру проката.

Разработанные академиком К.Ф.Стародубовым и его школой технологические процессы термомеханической обработки сортового проката широко применяются на металлургических предприятиях Украины, Российской Федерации и Молдовы. С момента освоения новых технологий на предприятиях стран СНГ произведены десятки миллионов тонн высокопрочного арматурного проката, соответствующего требованиям национальных и международных стандартов.

В настоящей статье освещена лишь одна из сторон многогранной деятельности академика К.Ф.Стародубова, но и она является ярким подтверждением научного гения К.Ф.Стародубова.

1. *Термическое упрочнение проката*/К.Ф.Стародубов, И.Г.Узлов, В.Я.Савенков и др.//М.:Металлургия, 1970.–368с.
2. *Раузин Я.Р.* Влияние горячей деформации на распад твердого раствора и образование структуры в стали//Термическая обработка материалов.Тез.докл.научн.–техн.конф.–М.–Свердловск:Машгиз, 1950.–С.81
3. *Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. М.:Металлургия, 1983.–480с.
4. *Тушинский Л.И.* Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск:Наука.Сиб.отд–ние, 1990.–306с.
5. *Структура горячедеформированного аустенита и ее изменение при выдержке после деформации*/М.Л.Бернштейн, Л.М.Капуткина, С.Д.Прокошкин и др.//ФММЮ–1976.Т.42.–Вып.4.–С.804–813.
6. *Влияние горячей деформации на кинетику превращений аустенита в условиях непрерывного охлаждения*/М.Л.Бернштейн, В.А.Займовский, Н.В.Кисте и др.//Иzv.вузов.Черная металлургия.–1979.–№9.–С.101–105.
7. *Абэ Т.* Исследование механизма измельчения зерна феррита при ускоренном охлаждении//Тэцу то хаганэ.–1984.–V.70.–№13.–P.1492.
8. *Хлестов В.М., Фролова Э.В., Энтин Р.И.* Изменение кинетики превращений аустенита под воздействием горячей прокатки//Иzv.вузов. Черная металлургия.–1984.–№2.–С.67–71.
9. *Контролируемая прокатка.* В.И.Погоржельский, Д.А.Литвиненко, Ю.А.Матросов и др.–М.:Металлургия, 1979.–184с.
10. *Стародубов К.Ф.*Перспективы организации производства проката с упрочняющей термомеханической и термической обработкой//Упрочняющая термическая и термомеханическая обработка проката.–К.:УкрНИИНТИ, 1968.–С.3–7.
11. *Wever F., Engel N., Mitt K.*//W.Inst.Eisenforsch.–1930.–№12.С.93–114.
12. *Критическая скорость охлаждения при закалке и технология термического упрочнения низкоуглеродистых и низколегированных сталей*/К.Ф.Стародубов, В.В.Парусов, В.Н.Прокофьев и др.//Термическая обработка металлов.–М.:Металлургия, 1977.–№5.–С.40–42.
13. *Высокопрочная арматурная сталь*/А.А.Кугушин, И.Г.Узлов, В.В.Калмыков и др.–М.:Металлургия, 1986.–272с.
14. *Алексеев В.Н.* Коррозия и защита арматуры в бетоне.–М.:Стройиздат, 1968.–232с.

15. *Производство* высокопрочной арматуры, стойкой против коррозионного разрушения под напряжением/Ю.З.Борковский, Л.П.Стычинский, И.Е.Васильева и др.//Термическая обработка металлов.–М.:Металлургия, 1975.–№4.–С.62–66.
16. *Упрочнение* проката с прокатного нагрева по режимам с прерывистым охлаждением/В.М.Иващенко, Л.П.Стычинский, А.А.Когадеев и др.//Сталь.–1974.–№3.–С.262–265.
17. *А.С. 329 227, СССР.* Способ термической обработки изделий/В.В.Парусов, К.Ф.Стародубов, Н.М.Мулин и др.//Открытия.Изобретения.–1972.–С.112.
18. *Борковский Ю.З., Парусов В.В.* О выборе химического состава стали для конструкционного проката, подлежащего термическому упрочнению//Металлургическая и горнорудная промышленность.–1967.–№3.–С.42–43.
19. *Некоторые* особенности строения структуры низкоуглеродистой стали при термическом упрочнении ее в потоке стана/Ю.И.Пилипченко, В.В.Парусов, Н.Г.Бочков и др.//Металлофизика.–1977.–Вып.68.–С.120–127.
20. *Узлов И.Г., Савенков В.Я., Поляков С.Н.* Термическая обработка проката.–К.:Техніка, 1981.–160с.
21. *Разработка* устройств для ускоренного охлаждения катанки из углеродистых и легированных сталей/К.Ф.Стародубов, Ю.Т.Худик, В.Т.Худик, В.В.Парусов и др.//Металлургическая и горнорудная промышленность.–1973.–№2.–С.28–30.
22. *Гайтц В.* Новый способ охлаждения катанки//Черные металлы.–1968.–№1–2.–С.13–20.
23. *Получение* сорбитной структуры в катанке/А.Д.Филатов, О.Н.Щербаков, Н.В.Литовченко и др.//Черная металлургия:Бюл.НТИ.–1971.–№15.–С.46–48.
24. *Губинский В.И., Минаев А.Н., Тайц Н.Ю.* Исследование процесса охлаждения проволоки после прокатки на непрерывном стане//Изв.вузов. Черная металлургия.–1962.–№11.–С.128–132.
25. *Парусов В.В., Прокофьев В.Н., Черненко В.Т.* Интенсивность охлаждения катанки при различных способах подачи охладителя//Термическая обработка металлов.–М.:Металлургия, 1977.–№5.–С.49–51.
26. *А.С. 231 588, СССР.* Способ контроля качества закалки с самоотпуском/К.Ф.Стародубов, Ю.З.Борковский, В.В.Парусов//Открытия.Изобретения.–1968.–№36.–С.37.
27. *Парусов В.В., Гвоздев Р.В.* Управление процессами прерванной закалки по количеству мартенситной фазы//Сталь.–1975.–№10.–С.932–933.
28. *Управляемое* термическое упрочнение проката/И.Г.Узлов, В.В.Парусов, Р.В.Гвоздев и др.–Киев:Техніка, 1989.–118с.