

Л.А.Недоспасов*, Л.Н.Дейнеко, Влад.И.Большаков***,
А.А.Помазан*, А.В.Бекетов***, К.В.Лежнин*, А.С.Волкова****

**СОЗДАНИЕ МОЩНОСТЕЙ ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ
СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ ТРУБОПРОВОДОВ НА БАЗЕ
ГОЛОВНОГО ПРЕДПРИЯТИЯ СТРОЙТРАНСГАЗ ОАО ТРУБОДЕТАЛЬ**

^xОАО Трубодеталь, г. Челябинск,

^{xx}Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепрпетровск,

^{xxx}Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры

Проведенные исследования позволили создать параметры технологии и охлаждающее оборудование для термического упрочнения крупногабаритных изделий, в том числе и соединительных деталей трубопроводов из малоуглеродистых низколегированных сталей на уровень прочности X 70 и выше.

Начиная с 1983 года научно–производственным коллективом под руководством академика К.Ф. Стародубова на базе головного предприятия СНГ по выпуску соединительных деталей трубопроводов (СДГ) ОАО «Трубодеталь» (г. Челябинск) были начаты исследования по влиянию технологии изготовления и последующих режимов термообработки на качество деталей диаметром до 1420мм для магистральных нефтегазопроводов, насосных и компрессорных станций на давление до 12 Мпа [1]. Такие исследования требовались для разработки технического задания, проектирования и строительства новых производственных мощностей, которые предусмотрено было создать на этом предприятии Миннефтегазстроя для производства соединительных деталей магистральных трубопроводов на давление до 12,0 МПа, отвечающих требованиям мировых стандартов. Анализ перспективных направлений развития специализированных предприятий по производству труб и соединительных деталей для магистральных нефтегазопроводов подтверждает необходимость более широкого использования современных технологий и оборудования для упрочняющей термической обработки готовых изделий с целью повышения уровня эксплуатационных свойств и снижения их металлоемкости.

В мировой практике соединительные детали, являющиеся одним из самых сложных элементов магистральных нефтегазопроводов, изготавливаются различными способами в зависимости от типоразмера, условий эксплуатации и имеющейся производственной базы. При этом для изготовления труб ведущими мировыми производителями используются качественные малоуглеродистые низколегированные стали классов прочности до X100 [2,3], а прочность металла соединительных

деталей ограничивается по разным причинам (большая толщина стенки, сложная форма, воздействия технологии изготовления и т.д.) классом Х80 [4,5]. Магистральные нефтегазопроводы являются металлоемкими, дорогостоящими сооружениями ответственного назначения. С увеличением диаметра трубопровода и рабочего давления, при котором он эксплуатируется, возрастает опасность отказа такой сложной металлоконструкции. Отказы трубопроводов приводят к большим экономическим затратам, ухудшают экологию.

Для предотвращения аварийных ситуаций на магистральных нефтегазопроводах к металлу труб и соединительных деталей за последние десятилетия существенно повысились требования по основным критериям, определяющим их работоспособность. Так требования по прочностным характеристикам (пределу прочности) возросли от 480...500 Н/мм² до 600...700 Н/мм² и более, а ударная вязкость с 30 Дж/см² на образцах с надрезом радиусом 1мм до 30...120 Дж/см² на образцах с надрезом радиусом 0,25 мм. А требования к хладостойкости металла, определяемой по количеству волокна в изломах ударных образцов, возросли от 20% до 95% [6,7]. Повышение качества металла труб и соединительных деталей трубопроводов (СДТ) направлено, кроме повышения комплекса механических характеристик, и на снижение металлоемкости трубопроводов, что существенно уменьшает их себестоимость. Так, например, повышение прочности металла труб с 560 до 700 Н/мм² позволяет снизить толщину стенки и уменьшить металлоемкость конструкции примерно на 20%, что дает экономию металла на один километр трубопровода около 110 тонн [6].

Учитывая тенденцию к увеличению диаметра магистральных трубопроводов и эксплуатационного давления, а также принятие Газпромом в качестве базового диаметра 1420мм для строительства газопроводов Западная Сибирь–Европа [7], толщина стенок СДТ для таких трубопроводов будет возрастать до 60–80мм. Любая из существующих в мировой практике технологий изготовления СДТ в разной степени оказывает отрицательное влияние на нормируемые характеристики металла, снижая эксплуатационную надежность конструкций. Исходя из того, что СДТ испытывают в процессе эксплуатации при одном и том же давлении напряжения в 1,5–5 раз выше, чем трубы [8], становится ясным, что эти элементы могут являться потенциальными местами отказа трубопровода при работе в экстремальных условиях.

При выполнении работы был проведен анализ химических составов штрипсовых сталей, используемых мировыми производителями СДТ и перспективных, наиболее эффективных методов получения слитка, термдеформационных схем прокатки и термической обработки, используемых на заводах ведущих производителей толстолистовой стали,

а также параметров технологических схем изготовления соединительных деталей и их термической обработки [9]. С учетом этого опыта выполнялись и исследования, направленные на создание отечественных технологических схем производства высокопрочных соединительных деталей магистральных трубопроводов.

Известно, что повышение прочностных свойств при низком пороге хладноломкости и высокой ударной вязкости в штрипсовых сталях возможно достичь за счет измельчения зеренной структуры, упрочнения твердого раствора, дисперсионного твердения и создания развитой субструктуры, замены (частично или полностью) перлита на бейнит или мартенсит. В мировой практике при производстве штрипса измельчение зеренной структуры и дисперсионное твердение достигается за счет изготовления толстого листа по одному из режимов термомеханической обработки и применения холодной или теплой схемы формообразования листовых заготовок при дальнейшем изготовлении СДТ (или труб) с последующей их термообработкой (высокий отпуск или нормализация с высоким отпуском). Толстолистовой металл, изготовленный по технологии контролируемой прокатки, или ее разновидностей – SHT и др., нецелесообразно использовать при производстве СДТ с применением горячей штамповки (вальцовки) из-за разупрочнения металла при технологических нагревах, когда листовая заготовка нагревается до температур 900–950⁰С и выше. Последующая термическая обработка готовых СДТ (нормализация с высоким отпуском), изготовленных по такой схеме, не обеспечит металлу готовых деталей прироста механических свойств (предела текучести, низкотемпературной ударной вязкости и др. свойств) до уровня, получаемого в металле после контролируемой прокатки. Необходимо использовать для этого термическое упрочнение с отпуском.

Более целесообразна, с экономической точки зрения, для производства штампованных СДТ технологическая схема изготовления, которая предусматривает использование качественного горячекатаного листового металла, в котором при финишной упрочняющей термообработке готовых деталей гарантированно будет обеспечен требуемый уровень нормируемых свойств. А это возможно в случае правильного выбора марочного состава и технологии производства толстолистовых сталей, из которых изготавливаются штампованные СДТ. Обеспечение требуемого от металла СДТ нормативными документами уровня эксплуатационных свойств возможно при наличии соответствующих термических печей, закалочного оборудования, охлаждающих сред, режимов и технологий термоупрочнения. Без использования финишной упрочняющей термической обработки СДТ невозможно получить требуемый уровень механических свойств (K₆₀ и выше) в металле толщиной 20мм и выше из сталей типа 10Г2ФБ. В работе

[7] приведены данные по значениям прочностных характеристик и порогу хладноломкости (T_{90}) для базовой стали, используемой в СНГ для изготовления труб и СДТ, в зависимости от толщины листа, из которых следует, что для толщин свыше 25 мм уровень предела текучести 450 Н/мм² и выше можно достигнуть только при использовании эффективных режимов упрочняющей термообработки. Упрочняющая термическая обработка готовых элементов трубопровода необходима также и в связи с тем, что впервые в практике строительства магистральных трубопроводов вводятся требования по ударной вязкости сварных соединений, например для центра сварного шва труб $KCV^{-20} = 39$ Дж/см² при рабочем давлении 7,5...11,8 МПа [7].

Анализ технологий производства СДТ в развитых странах мира показывает, что при наличии термических мощностей в зависимости от требований Заказчика к изделиям, Потребитель имеет возможность варьировать при изготовлении СДТ марками сталей, технологией изготовления и параметрами финишной термической обработки, выбирая при этом наиболее технологичную и экономичную схему производства СДТ. При этом передовые мировые производители СДТ большое внимание уделяют выбору марочного состава сталей, способных обеспечивать металлу изделий требуемый уровень механических свойств при конкретной технологической схеме изготовления СДТ и хорошую свариваемость металла в условиях монтажа.

Результаты исследований [10] свариваемости трубных сталей показывают, что чем выше класс прочности металла труб и СДТ, диаметр изделия и толщина стенки, тем более низким должен быть углеродный эквивалент. Для труб класса прочности X70 с толщиной стенки 25,4 мм требуются стали с $C_{ЭКВ} < 0,34$ [11]. Исходя из современных требований, предъявляемых к толстолистовым штрипсам по прочности, низкотемпературной вязкости и свариваемости наибольший интерес из применяемых и перспективных составов представляют стали, содержащие низкое количество углерода (менее 0,1%), обеспечивающие порог хладноломкости (T_{50}) не ниже минус 40⁰С и класс прочности не ниже X70. Так, например, в соответствии с ASTM A707 стали для эксплуатации при температуре не ниже минус 62⁰С должны подвергаться закалке и отпуску, а для эксплуатации при температурах не ниже минус 40⁰С нормализации и при этом содержание углерода в них должно быть ниже 0,1%. Модифицированный состав одной из сталей класса L5 – **IN-787** (с повышенным содержанием марганца, ниобия, никеля, меди) со структурой игольчатого феррита после закалки и отпуска обеспечивает примерно такую прочность: $\sigma_b = 730$ Н/мм² и $\sigma_T = 630$ Н/мм² [4,12,5].

В последние десятилетия интенсивно ведутся работы, направленные на создание сталей со структурой игольчатого феррита за счет подбора химического состава, позволяющего регламентировать температуру

превращения аустенита при ТМО, либо за счет ускоренного охлаждения листов после ТМО в области температур металла 800–650⁰С. Обычно такие стали имеют низкое содержание углерода (менее 0,06%), марганца до 2%, молибдена до 0,5%, ниобия до 0,1%. Имеется уже большой опыт в производстве толстого листа из таких сталей для высокопрочных хладостойких труб [13,14,6,15].

Перспективным направлением в области создания хорошо свариваемых толстолистовых высокопрочных сталей с низким порогом хладноломкости для изготовления СДТ является разработка сверхнизкоуглеродистых бейнитных сталей (СНУБ – сталей). В этой концепции создания сталей бейнитного класса определяющая роль отводится бору, который в концентрации $\approx 0,002\%$ задерживает образование полигонального феррита, а в совокупности с молибденом (примерно 0,5%) позволяет получить структуру бейнита (игольчатого феррита) в сечении до 50 мм при охлаждении даже на воздухе. Двухфазные трубные стали с Ф+Б или Ф+М обеспечивают при прочности Х100 порог хладноломкости металла (T_{50}) при минус 80⁰С [3,6,16,2,17].

Одним из наиболее эффективных способов достижения требуемого уровня свойств в металле СДТ является создание условий для образования при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении неполигонального или игольчатого феррита. Игольчатый феррит представляет собой структуру, состоящую из колоний параллельных реек, при этом многие исследователи указывают на то, что свойства сталей с такой структурой определяются размером колоний, а не размером реек [18]. В практике производства штрипса известно, что структуру игольчатого феррита наиболее просто получить при соответствующем легировании сталей с использованием режимов контролируемой прокатки, а вот в толстолистовом металле готовых СДТ такую структуру наиболее вероятно получить при соответствующем подборе химического состава стали и режима термического упрочнения готовых деталей. Известно, что при переохлаждении аустенита и образовании феррита скорость его зарождения возрастает и, соответственно, размер зерна феррита уменьшается [18,19]. А форма выделяющегося феррита зависит от степени переохлаждения аустенита. При переохлаждении аустенита (относительно A_3) примерно на 50⁰К зерна феррита имеют округлую форму, а при переохлаждении металла на $\geq 70^0$ К происходит переход от округлой к иглообразной (пластинчатой) форме феррита. При увеличении переохлаждения аустенита размер образующихся игольчатых зерен феррита уменьшается [20].

Применительно к производству СДТ перспективными марками сталей, способными обеспечить требуемый уровень свойств и хорошую свариваемость металла можно считать толстолистовые стали типа 08–10Г2ФБ, из которых в настоящее время изготавливается большая часть

нефтегазопроводных труб большого диаметра. Для целенаправленного проведения упрочняющей термической обработки стальных металлоизделий наиболее целесообразно использовать комплексный подход к изучению процессов структурообразования в металле, заключающийся в получении достоверной информации за счет построения изотермической, термокинетической (ТКД) и структурной диаграмм распада переохлажденного аустенита (рис.1 а,б,в). При этом следует отметить, что сотрудниками Национальной металлургической академии (кафедра термообработки) в н.в. создаются ТКД распада переохлажденного аустенита сталей, на которых четко определяются температурно–временные области разновидностей бейнита.

На приведенных диаграммах [21–23] видны наиболее характерные особенности кинетик распада переохлажденного аустенита. Критические точки стали 10Г2ФБ данного химического состава имеют значения: $A_{с1}=730\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{с3}=875\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$. Анализ изотермической диаграммы (рис. 1 а) показал, что при переохлаждении аустенита из однородного состояния его распад происходит уже в межкритическом интервале температур от $A_{г3}$ до $A_{г1}$. При температуре металла выше 800°C аустенит устойчив в течении 1×10^4 секунд. В интервале температур $800\text{--}550^{\circ}\text{C}$ распад переохлажденного аустенита начинается с зарождения и роста зерен феррита по диффузионной кинетике. После этого оставшийся переохлажденный аустенит распадается на перлит, минимальная устойчивость которого наблюдается при температуре 600°C .

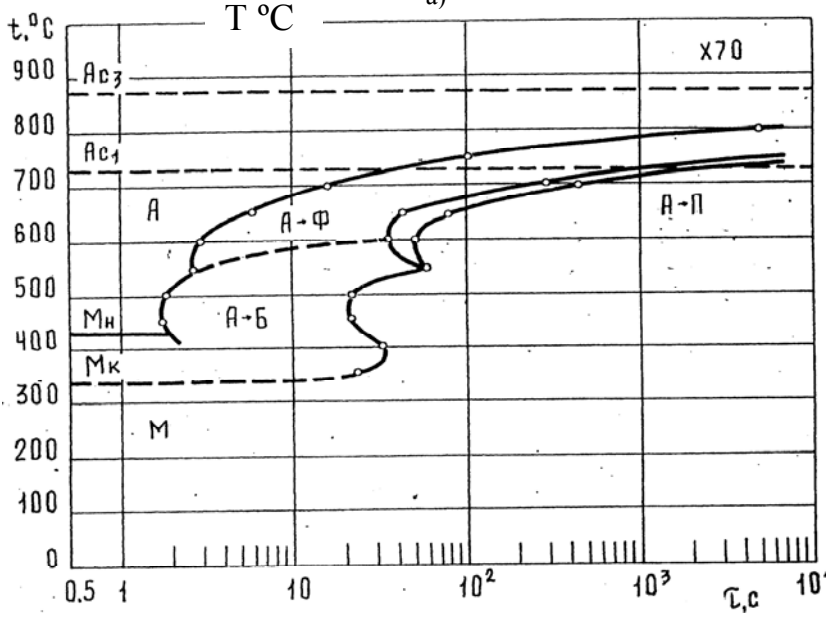
Продукты распада переохлажденного аустенита игольчатой формы начинают появляться впервые при температуре 600°C и ниже. В интервале температур $550^{\circ}\text{C}\dots 430^{\circ}\text{C}$ аустенит распадается с образованием бейнита, а максимальная скорость промежуточного превращения наблюдается при температурах 500°C и 450°C . При температурах изотермической выдержки несколько ниже M_n , равной 430°C , переохлажденный аустенит распадается на бейнит, а затем непревратившийся аустенит в процессе дальнейшего охлаждения распадается на мартенсит.

Результаты исследования кинетики распада аустенита стали 10Г2ФБ при непрерывном охлаждении в интервале скоростей от $600^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $0,04^{\circ}\text{C}/\text{с}$ представлены в виде термокинетической диаграммы (рис. 1 б).

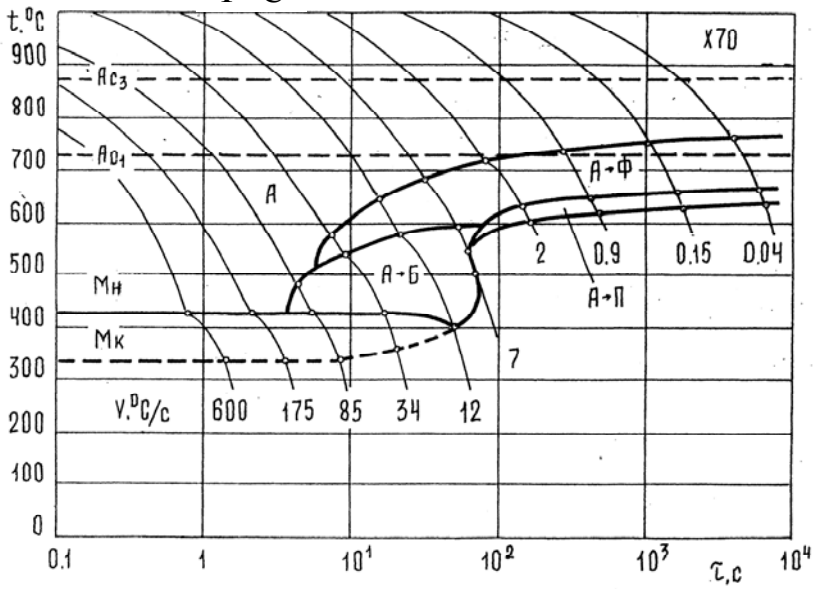
Анализ термокинетической диаграммы показал следующие. Максимальное количество феррита зафиксировано при распаде аустенита, переохлаждаемого со скоростью $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Бейнитные структуры в исследуемой стали при термоупрочнении образуются при температурах $600\text{--}430^{\circ}\text{C}$ в интервале скоростей охлаждения от $4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $154^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При этом максимальное количество бейнита, равное 60–70%, образуется в исследуемой стали в интервале скоростей охлаждения от 12 до $34^{\circ}\text{C}/\text{с}$. После охлаждения стали со скоростями выше $154^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в интервале

температур $430\text{--}340^{\circ}\text{C}$ структура состоит из мартенсита. Бейнито–мартенситная структура образуется в интервале скоростей охлаждения от 60 до $154^{\circ}\text{C}/\text{с}$, при этом количество бейнита в структуре стали 10Г2ФБ может достигать 20–25%.

a)



б)



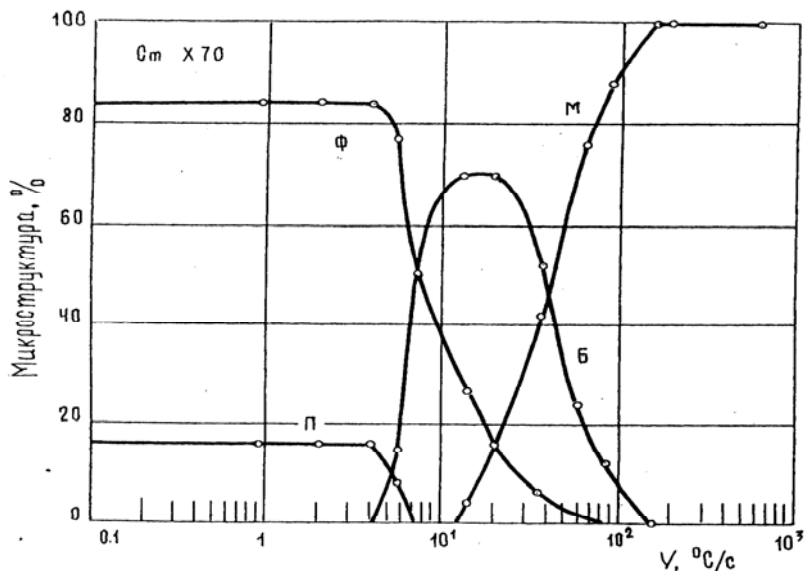


Рис. 1. Изотермическая (а) термокинетическая (б) и структурная (в) диаграммы распада переохлажденного аустенита стали 10Г2ФБ

Результаты проведенных дилатометрических и микроструктурных исследований были обобщены в виде структурной диаграммы (рис. 1 в), позволившей оценить количественное содержание микроструктур при различных скоростях охлаждения с учетом химического состава стали и температурно-временных условий нагрева. Анализ структурной диаграммы показал, что при скоростях охлаждения $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и ниже микроструктура стали 10Г2ФБ состоит из 84% феррита и 16% перлита. При скорости охлаждения $7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ микроструктура термоупрочняемого металла состоит уже из 50% бейнита и 50% феррита. С увеличением скорости охлаждения до $12^{\circ}\text{C}/\text{с}$ количество бейнита в структуре металла увеличивается до 70%, а количество феррита уменьшается до 30%. При скорости охлаждения $34^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в структуре выделяется не более 6% феррита, количество бейнита при этом уменьшается до 52%, а оставшийся аустенит распадается с образованием 42% мартенсита. Максимальное содержание бейнита, равное 70%, образуется в структуре при охлаждении металла в интервале скоростей охлаждения от $12^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При скоростях охлаждения стали 10Г2ФБ выше $150^{\circ}\text{C}/\text{с}$ микроструктура состоит из 100% мартенсита.

В работе [24] показано, что в малоуглеродистых низколегированных сталях при термическом упрочнении развитие ферритного превращения

начинается из малого числа центров и зарождение носит исключительно зернограничный характер, причем большую роль в этом играют тройные стыки зерен. В связи с этим представляют интерес все режимы термической или термомеханической обработки, предшествующие финишной термообработке, направленно использовать для измельчения аустенитного зерна. Чем мельче будет аустенитное зерно и больше вероятных мест зарождения феррита при финишной термообработке, тем мельче будет зеренная структура ферритной матрицы в металле готового изделия. Поэтому целесообразно использовать и оптимизированные технологические нагревы листовых заготовок при изготовлении СДТ для измельчения аустенитного зерна. А это возможно за счет ограничения температуры нагрева листовых заготовок до $\leq 900-930^{\circ}\text{C}$ или использования более низких температур нагрева для формообразования (например, до температур межкритического интервала), ускоренного охлаждения металла заготовок после формообразования, а также за счет применения сталей, микролегированных сильными карбидообразующими. При этом предпочтение следует отдать сталям, микролегированным ниобием и ванадием, т.к. известно, что ниобий, находясь в твердом растворе, тормозит выделение феррита (это важно особенно в высокотемпературной области), а ванадий ускоряет [25]. Поэтому при реализации ускоренного охлаждения такого металла с температур аустенитизации возможно получать феррито-бейнитную или феррито-перлитную структуру с размером зерна, соответствующем 11–12 номеру. При этом следует отметить, что в случае использования высокотемпературной аустенитизации происходит растворение частиц вторичной фазы и рост зерна аустенита (для стали с 0,03% Nb это происходит при $\geq 1200^{\circ}\text{C}$, а с V при $\geq 1100^{\circ}\text{C}$), которые приводят к снижению температуры начала ферритной реакции [26]. В случае ускоренного охлаждения избыточный феррит пересыщен углеродом и азотом, а перед фронтом превращения углерод накапливается в аустените. Поэтому для реализации как можно большего количества центров зарождения ферритных зерен целесообразно создать условия для перераспределения углерода в аустените перед превращением. Это возможно в том случае если из однородного аустенитного состояния металл ускоренно переохладить до температуры минимальной устойчивости аустенита в ферритной области и дать изотермическую выдержку или охлаждать замедленно в этом интервале температур.

К основным вопросам, потребовавшим глубокого изучения с целью комплексной разработки теоретических и технологических основ процесса термического упрочнения изделий типа СДТ, относятся:

- оптимальные параметры аустенитизации, способствующие максимальному использованию уровня легирования сталей (с точки

зрения твердорастворного упрочнения и упрочнения за счет выделения дисперсных частиц вторичной фазы при последующем отпуске):

- оптимальные температурно–временные параметры процесса охлаждения указанных сталей из однородного аустенитного состояния для обеспечения максимально возможного пересыщения феррита (структурно свободного, а также и феррита в структурных составляющих) атомами внедрения:

- наиболее эффективные температурно–временные параметры отпуска термоупрочненного металла с двухфазными структурами с целью достижения оптимального уровня механических свойств в металле готовых СДТ:

- приемлемые степени переохлаждения металла при термоупрочнении СДТ, обеспечивающие минимальный уровень остаточных напряжений (определяющих степень коробления торцов деталей) и уменьшающие вероятность образования флокенов.

Исследования показали, что для наиболее эффективного использования уровня легирования сталей за счет более полной реализации твердорастворного упрочнения, целесообразно металл нагревать под окончательные режимы термического упрочнения до температур, обеспечивающих максимально возможное растворение частиц вторичной фазы, но при этом не допускающих интенсивного и аномального роста аустенитного зерна. Повышение однородности аустенита приводит к увеличению его устойчивости в перлитной области и к расширению промежуточной области превращения аустенита в сторону меньших скоростей охлаждения [27,28,29]. Температура аустенитизации и время выдержки при ней влияют на количество α –фазы, выделяющейся при последующем охлаждении доэвтектоидной стали. Варьируя температурой аустенитизации возможно также изменять и степень разупрочнения термически упрочненной стали при последующем отпуске. Это связано с равномерностью распределения углерода и легирующих элементов в твердом растворе и с повышением температуры начала перераспределения этих элементов между α –фазой и цементитом при отпуске [30].

Для повышения комплекса механических свойств металла больших толщин (или металлоизделий из него) требуется применять ускоренное охлаждение для предотвращения выделения углерода и легирующих элементов в виде частиц вторичной фазы в процессе охлаждения с температур аустенитизации и использовать последующий отпуск для равномерного выделения дисперсных частиц в матрице. В связи с тем, что толщины стенок соединительных деталей (а в перспективе толстостенных труб и обечаек) могут достигать 60–80 мм и более, в процессе реализации режимов термического упрочнения таких изделий необходимо использовать объемное охлаждение в жидких средах.

Для реализации эффективных способов термического упрочнения СДТ различных типоразмеров требуется соответствующее печное и закалочное оборудование, которое бы отвечало современному уровню развития науки и техники.

Возрастающие требования к качеству выпускаемой продукции и снижению ее стоимости определяют и требования к более эффективному использованию энергоносителей в термических цехах, что предопределяет и основные пути [31] совершенствования оборудования для нагрева и охлаждения деталей:

- создание организованных рециркуляционных потоков в рабочем пространстве печей для обеспечения равномерного теплового поля;
- создание печей с небольшой тепловой инерцией;
- оснащение печей современными топливо–сжигающими устройствами;
- создание автоматических систем управления тепловым режимом печи;
- поддержание заданного теплового режима с высокой точностью;
- обеспечение минимальной стоимости и габаритных размеров основного оборудования.

В современных печах большое распространение получила тепловая схема, обеспечивающая интенсивную циркуляцию продуктов сгорания в рабочем пространстве печи и, следовательно, равномерность температурного поля в камере. Интенсивная циркуляция продуктов сгорания в рабочем пространстве печи создается за счет энергии струй факела или за счет энергии струй дополнительно вдуваемого к корню факела воздуха – воздушно–факельный способ сжигания топлива. Для обеспечения равномерности температурного поля используют реверсирование пламени горелок, применяются скоростные горелки, обеспечивающие скорость выхода продуктов сгорания из горелочного камня до 100–150 м/с (вместо 30–40 м/с в обычных). Одним из наиболее эффективных способов обеспечения равномерности и точности нагрева изделий в печи является импульсный способ сжигания топлива.

В связи с тем, что одним из наиболее важных этапов технологии упрочняющей термобработки металлоизделий является процесс закалки, ведется комплекс работ по созданию механизированных охлаждающих устройств, в которых процесс охлаждения деталей в водных закалочных средах будет максимально автоматизирован.

Выполненный комплекс исследований позволяет в условиях ПО Трубодеталь производить термоупрочненные соединительные детали любых типоразмеров с уровнем прочности от К60 и выше, отвечающие всем требованиям международных стандартов.

1. *А.с. 1073302 СССР*, С12 Д, 1/62. Устройство для охлаждения изделий / К.Ф.Стародубов, И.Е.Долженков, Л.Н.Дейнеко и др. – №3464356; Заявлено 5 июля 1982. Опубликовано 15.02.84. Бюл. № 6.
2. *Разработка высокопрочных сталей для труб классов Х 70 – Х 100.* / Х.Отани, Т.Хашимото, А.Икеда и др. //В кн. Стали для газопроводных труб и фиттингов. Труды конф. Пер. с англ. Под ред. А.В. Рудченко. – М.:Металлургия, 1985. – С.153–169.
3. *Келлер М., Хилленбранд Х.–Г. Клостер Г. и др.* Магистральные стальные трубы для транспортировки ископаемых энергоносителей.// Черные металлы. Пер. с нем. – Октябрь 2002.– С.43–50.
4. *Высокопрочные стали для трубных фиттингов.* / Т.Вада, Д.Е.Дисбург, П.Буссель и др. //Там же. –С.295–307
5. *Роджерсон П., Джонс К.Л.* Разработка сталей для фиттингов газопроводных труб.// Там же. –С.330–340
6. *Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А.* Сталь для магистральных газопроводов. –М.: Metallurgy, 1989. –282 с.
7. *Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И.* Перспективы развития трубных сталей в ХХ1 веке.//Бюллетень «Черная металлургия» АО Черметинформация, № 2, 2002.– С.23–30
8. *Айнбиндер А.Б., Камерштейн А.Г.* Расчет магистральных трубопроводов на прочность и устойчивость. Справ. пособие.– М.: Недра, 1982. – С.280–297.
9. *Дейнеко Л.Н., Большаков В.И.* Термическое упрочнение соединительных деталей магистральных нефтегазопроводов. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2000. –120 с.
10. *Проззер К, Кашье Б.А.* Сварка в полевых условиях и обслуживание магистральных газопроводов. //В кн. Стали для газопроводных труб и фиттингов. Труды конф.– Пер. с англ.. Под ред. Рудченко А.В. – М.: Metallurgy, 1985. – С.420–434
11. *Мелкозернистая феррито–бейнитная сталь классов Х70–Х80 для газопроводов, эксплуатируемых при низких температурах.*/ Шига С., Аmano К., Хатомура Т. и др. //Там же. – С.140–153
12. *Семчишин М, Вада Т.* Термическая обработка сталей для магистральных трубопроводов и арматуры //Металловедение и термическая обработка металлов.– 1977.– №7. – С.53–55
13. *Контролируемая прокатка.* (Межиздательская серия «Надежность и качество»)/Погорельский В.И., Литвиненко Д.А., Матросов Ю.И., Иваницкий А.В. – М.: Metallurgy, 1979. – 184с.
14. *Большаков В.И.* Упрочнение строительных сталей. – Днепропетровск: Сич,1992. – 232 с.
15. *Сэйдж А.М.* Металлофизический обзор высокопрочных низколегированных сталей для труб и фиттингов. //В кн. Стали для газопроводных труб и фиттингов. Труды конф.– Пер. с англ. Под ред. Рудченко А.В. – М.: Metallurgy, 1985. – С.38–61.
16. *Накасуги Х.,Матсуда Х., Тамехиро Х.* Сверхнизкоуглеродистые бейнитные стали для трубопроводов. / Там же. – С.108–117.
17. *Голованенко С.А., Фоништейн Н.М.* Двухфазные низколегированные стали. – М.: Metallurgy, 1986. – 207 с.

18. *Эмбьюри Дж.Д., Ивенсен Дж.Д., Филиповик А.* Механические свойства высокопрочных низколегированных сталей. //В кн. Проблемы разработки конструкционных сплавов. Под ред. Джаффи., Нью-Йорк, 1977. Пер. с англ. – М.:Металлургия, 1980.– С.86–112.
19. *Новиков И.И.* Теория термической обработки металлов. Учебник. 3-е изд.–М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
20. *Салли И.В., Финагина Е.В., Фалькевич Э.С.* Некоторые вопросы роста и формирования кристаллов. // В кн. Рост и несовершенства металлических кристаллов. – К.: Наукова думка, 1966. – С.88–97.
21. *Исследование* фазовых превращений стали 10Г2ФБ при охлаждении с различными скоростями. // В.И. Большаков, А.В. Бекетов, Л.Н. Дейнеко, М.Ф. Евсюков, А.Е. Бардах. Сб. науч. трудов «Строительство, Материаловедение, Машиностроение», вып. 15, часть 1. – Днепропетровск. – 2002. – С. 250–255.
22. *Исследование* процессов структурообразования в штрипсовых V–Nb–Ti содержащих сталях // В.И. Большаков, Л.Н. Дейнеко, А.В. Бекетов, М.Ф. Евсюков – Металознавство та термічна обробка металів № 3. – Днепропетровск.– 2001. – С. 62–76
23. *Особенности* структурообразования в нижнем температурном интервале бейнитной области стали 10Г2ФБ. /В.И.Большаков, Л.Н.Дейнеко, А.Н.Бекетов и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научн. трудов. Вып. 22, часть 1.–Днепропетровск, ПГАСА, 2003.–С.107–113
24. *Сорокин Л.П.* Особенности распада деформированного аустенита по диффузионному механизму и их использование для регулирования структуры сталей. Автореф. дис. канд. техн. наук, – М.: МИСиС, 1984. – 23 с.
25. *Оуэн У.С.* Рекристаллизация аустенита и выделение феррита в процессе и после горячей прокатки некоторых микролегированных сталей. //В кн. Стали для газопроводных труб и фиттингов. Труды конф.– Пер. с англ. Под ред. Рудченко А.В. –М.: Металлургия,1985. – С.420–434.
26. *Гладиштейн Л.И., Литвиненко Д.А., Онучин Л.Г.* Структура аустенита и свойства горячекатаной стали. –М.: Металлургия, 1983. – 112 с.
27. *Блантер М.Е.* Фазовые превращения при термической обработке стали. –М.: Металлургиздат, 1962. – 268 с.
28. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
29. *Влияние* закалки с отпуском на структуру и свойства стали 15ХСНД. Долженков И.Е., Верболоз В.Д., Ковалюк В.В. и др. / Темат. отрасл. сб. Термическая обработка металлов.– М.: Металлургия.– 1972.– №1. – С.85–89.
30. *Кириллов Ю.В., Анаев Б.А., Мадянов С.А.* Влияние аустенитизации на разупрочнение при отпуске хромистой и марганцовистой сталей// Металловедение и термическая обработка металлов. – 1978. – №7. – С.54–55.
31. *Пашистов М.А.* Состояние и перспективы развития пламенных термических печей: //Обзор. Серия С–4. Литейное машиностроение. Современные конструкции пламенных термических печей. – М.: НИИМАШ, 1982. – 48 с.