

На правах рукописи



Маковецкий Александр Николаевич

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР НА СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Специальность 05.16.01

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Челябинск – 2016

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет) (ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ» (НИУ))

Научный руководитель:

МИРЗАЕВ ДЖАЛАЛ АМИНУЛОВИЧ

Доктор физико-математических наук, профессор

Официальные оппоненты: Попов Артемий Александрович, д.т.н., профессор, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, заведующий кафедрой «Термообработка и физика металлов».

Симонов Юрий Николаевич, д.т.н., профессор, Пермский национальный исследовательский университет, заведующий кафедрой «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов».

Ведущее предприятие: ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

Защита состоится 29.06.2016 на заседании диссертационного совета по защите диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук Д 212.298.01 при ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет» (НИУ) **по адресу:** 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76, ауд. 1001 главного учебного корпуса.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет» (НИУ). Объявление о защите, диссертация и автореферат размещены в сети Интернет по адресу:

<http://www.susu.ru/ru/dissertation/d-21229801/makoveckiy-aleksandr-nikolaevich>

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные гербовой печатью, просим направлять по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. В.И. Ленина, 76, ЮУрГУ, ученый совет. Тел. (351) 267-91-23, факс (351) 267-92-28. E-mail: nata8855@gmail.com

Автореферат разослан «__»_____2016

Ученый секретарь

диссертационного совета доцент,

к.т.н.

Н.А.Шабурова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы

Российская Федерация является одним из основных производителей нефти и газа, при этом старые месторождения находятся на завершающей стадии эксплуатации, а новые расположены в труднодоступных районах с холодным климатом. В связи с этим актуальным является разработка технологии производства труб повышенной хладостойкости и стойкости против коррозии. Отметим, что несмотря на расширяющееся производство полимерных материалов стальные трубы будут применяться ещё долгое время по причине выгодного сочетания цены, конструктивной прочности и технологичности монтажа. Трубы, в особенности для технологических трубопроводов, должны обладать сочетанием высоких прочностных и вязкопластических свойств.

Значительный вклад в разработку методов повышения ударной вязкости сталей и изучение коррозии трубопроводов внесли российские металловеды В.Д.Садовский, А.А.Попов, Н.М.Фонштейн, В.Н.Зикеев, С.А. Голованенко, В.И.Саррак, В.В. Завьялов, Т.В.Тетюева, И.Г.Родионова и другие. В их работах исследовано влияния различных технологических и эксплуатационных факторов на сопротивление хрупкому разрушению трубных сталей и развитие коррозионных повреждений. В течении ряда лет в РФ производятся трубы повышенной хладостойкости, однако единый подход к способам обеспечения вышеизложенных требований пока не выработан.

Прогнозирование микроструктуры и свойств стальных труб возможно с помощью термокинетических диаграмм распада аустенита и точно рассчитанных скоростей охлаждения. Однако для решения уравнения теплопроводности необходимо знание коэффициента интенсивности теплообмена. Между тем, в литературе отсутствуют надежные данные о величине этого коэффициента при струйном охлаждении. Определение коэффициента теплоотдачи для реальных условий производства представляет собой сложную задачу, в которой приходится учитывать ряд факторов.

Отметим, что требования по прочностным свойствам труб удовлетворить не сложно и даже с запасом. Существенно труднее обеспечить не-

обходимые ударную вязкость $KCV-60 \geq 50 \text{ Дж/см}^2$ и долю вязкого излома не менее 50%. Одним из перспективных методов повышения комплекса свойств является применение термической обработки из межкритического интервала (МКИ) температур. Однако многие вопросы межкритической закалки, такие как влияние исходной микроструктуры и технологических параметров обработки (температура, длительность) на получаемый комплекс свойств еще не достаточно изучены. Не для всех сталей подтверждается концепция увеличения ударной вязкости при отрицательных температурах вследствие перехода фосфора в феррит при выдержке стали в МКИ. В целом оптимальные режимы обработки из МКИ для низколегированных трубных сталей еще недостаточно выяснены. Основной **целью** работы является разработка научно-обоснованных принципов термической обработки, обеспечивающей повышение $KCV-60$ низколегированных трубных сталей за счет применения нагрева и охлаждения из МКИ; другая цель работы заключалась в разработке методов расчета коэффициента теплообмена при обычном и спрейерном охлаждении труб и достигаемых скоростей охлаждения. Для достижения указанных целей были поставлены следующие **задачи**:

- произвести тепловые расчеты скоростей охлаждения при спрейерной и обычной закалке труб водой;
- определить коэффициенты теплоотдачи при спрейерной закалке на промышленном оборудовании;
- изучить кинетику образования и распада аустенита трубных сталей после термической обработки из МКИ температур;
- изучить влияние исходной микроструктуры на свойства закаленных из МКИ и отпущенных трубных сталей;
- изучить особенности проявления обратимой отпускной хрупкости сталей после закалки от температур МКИ.

Научная новизна:

- разработана математическая модель, достаточно точно описывающая температурное поле трубы при спрейерном охлаждении и в спокойной воде и воздухе, что позволяет определить и устанавливать необходимую скорость охлаждения, регулируя расход воды;

- основными процессами, определяющими уровень ударной вязкости и прочности низкоуглеродистых, малофосфористых трубных сталей с ис-

ходной бейнито-мартенситной структурой после закалки из МКИ и отпуска являются: разупрочнение (отпуск) исходной структуры в результате нагрева и выдержки выше A_{c1} ; закалки образовавшегося аустенита и окончательного отпуска мартенсита или бейнита. Максимальная ударная вязкость наблюдается после аустенитизации в МКИ на температуру на $15—20^{\circ}\text{C}$ превышающую A_{c1} , тогда как максимальная прочность ($\sigma_{\text{в}}, \sigma_{\text{т}}$) в верхней части МКИ;

- низкий уровень KCV после закалки из МКИ сталей, прошедших нормализацию или отжиг объясняет образование пленки высокоуглеродистого аустенита по границам исходного ферритного зерна;

- представлены дилатограммы нагрева и охлаждения с указанием точек начала превращения и диаграмм распада аустенита по разным ступеням;

- на основании электронных микроскопических исследований показано, что образование γ -фазы в МКИ в случае исходно ориентированной структуры происходит как по упорядоченному механизму, особенно в первой половине МКИ, так и неупорядоченному, во второй половине МКИ;

- у сталей, содержащих менее $0,009\%P$ отпускная хрупкость не проявляется, однако в случае высокого отпуска может наблюдаться снижение KCV, обусловленная либо образованием специального карбида, либо сохранением в α -фазе повышенного содержания углерода, упрочняющего стали;

- однако повышенный углерод может выделяться на карбидах Fe_3C , появившихся при отпуске. В этом случае ударная вязкость повышена.

Практическая значимость заключается, в теоретическом плане:

1. В разработке теплофизической модели спрейерной закалки труб, рассчитаны значения коэффициента теплоотдачи, позволяющие вести практические расчеты скоростей охлаждения труб;
2. В анализе влияния исходной микроструктуры сталей 13ХФА, 20ФА, 20ХГ2Б на свойства после закалки из МКИ, изучении кинетики распада аустенита в зависимости от исходной микроструктуры до аустенитизации в МКИ;

3. Установлен характер процессов, протекающих при аустенитизации в МКИ и последующей закалки для различных исходных структур стали.

С практической стороны – в разработке методов закалки из МКИ, позволяющих обеспечивать высокую ударную вязкость и учитывать влияние исходной микроструктуры. В результате проведения исследований получен экономический эффект в размере 20 млн руб/год.

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты

- теоретические и экспериментальные результаты определения коэффициента теплообмена при спрейерной закалке; анализ и критика результатов, приведенных в современной литературе, программы и результаты расчетов скоростей охлаждения при спрейерной закалке труб различных размеров;

- в деталях представлен механизм образования аустенита при выдержке в МКИ температур у сталей с исходной феррито-перлитной и бейнито-мартенситной структурами. и показаны условия формирования и взаимодействия упорядоченного, т.е. ориентационно-связанного с исходным, и неупорядоченного аустенита.

- закономерность влияния закалки от температур МКИ на ударную вязкость КСV-60 сталей с исходной феррито-перлитной и бейнито-мартенситной структурами. Возможность управления свойствами в вариантах направленного изменения температуры аустенитизации в МКИ и исходной микроструктуры.

Апробация работы

Основные результаты исследований были представлены и обсуждены на следующих конференциях и семинарах: XVI- «ТРУБЫ-2008» (Челябинск, 2008 г.), XVII- «ТРУБЫ-2009» (Челябинск, 2009 г.) и XXI «ТРУБЫ-2014» (Челябинск, 2014 г.), VII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (Черноголовка, 2012г.).

Публикации По материалам работы опубликовано 8 печатных работ, из них 7 в изданиях, рекомендованных ВАК РФ.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, 8 глав, общих выводов и списка литературы из 112 наименований, содержит 27 таблиц, 188 рисунков и 1 приложение. Работа изложена на 353 страницах.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность диссертационной работы, дано общее направление исследований. В **первой главе** приведен аналитический обзор литературы по исследуемой проблеме. Систематизированы данные о современных требованиях, предъявляемых к нефтегазопроводным трубам, способах их термической обработки. Рассмотрены теплотехнические особенности спрейерного охлаждения и приведены данные о влиянии расхода воды на величину коэффициента теплоотдачи при спрейерной закалке труб. Показана необходимость учитывать при обработке стали из МКИ влияние величины зерна и исходной микроструктуры на ударную вязкость. Рассмотрен вопрос об оптимальной с позиции повышения ударной вязкости температуре закалки из МКИ, кинетике образования аустенита в МКИ и его распада при последующем охлаждении. Поставлена цель работы и сформулированы конкретные задачи исследования.

Во второй главе представлены химический состав исследованных сталей и методики механических и теплофизических исследований, дилатометрии, металлографии и электронной микроскопии.

В третьей главе для оценки эффектов охлаждения после горячей прокатки, нормализации и закалки в водяном спрейере были проведены расчеты температурных полей в трубах. Согласно литературным данным, в зависимости от конструкции спрейера, температуры и конфигурации охлаждаемой поверхности, скорости и расхода воды, а также толщины окисленного слоя на поверхности величина коэффициента теплоотдачи α в интервале температур 900-600°С при одинаковом удельном расходе воды может варьироваться в широких пределах [3].

Для постоянных по сечению трубы начальной температуры и коэффициенте теплоотдачи (граничные условия третьего рода) уравнение теплопроводности решалось двумя способами – с использованием известного аналитического решения [8] и путем применения метода конечных разно-

стей по явной схеме [9]. Для решения уравнения теплопроводности и вычисления корней характеристического уравнения были разработаны специальные программы в среде Mathcad.

Определение коэффициента теплоотдачи также осуществлялось двумя методами. Первый - с использованием теории регулярного режима [10], второй метод предусматривал подбор значений α и подстановку их в уравнение

$$T(r, \tau) = f(Bi, Fo) \quad (1)$$

до тех пор, пока теоретические кривые охлаждения не станут близки к экспериментальным. Здесь T – температура; τ – время; $Bi = \frac{\alpha}{\lambda} r_2$ критерий

Био; $Fo = \frac{a\tau}{r_2^2}$ критерий Фурье; λ – теплопроводность; r_2 – радиус трубы;

$a = \frac{\lambda}{c\rho}$ – коэффициент температуропроводности; c – теплоемкость; ρ –

удельная масса стали. С этой целью в цеховых условиях был поставлен эксперимент, в ходе которого измерялась температура трубы, предварительно нагретой в индукционной установке и охлаждаемой спрейером. Рассчитанный по формуле (1) усредненный в интервале 800-500°C коэф-

фициент теплоотдачи составляет $1800 \frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \cdot \text{ч} \cdot \text{К}}$ ($2093 \frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}}$). Расчет для об-

ласти регулярного режима (750-500°C) дал близкий к первому результат:

$\alpha = 2000 \frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \cdot \text{ч} \cdot \text{К}}$ ($2326 \frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}}$). Выяснилось, что расчеты (по формулам

многочисленных статей) и собственные экспериментальные данные совпадают при удельном расходе воды приблизительно в 3,2-4,9 раз меньшем, чем имелся в действительности. Можно предположить, что существенная часть воды уносится отраженным потоком, вообще не достигая поверхности. Подобное явление отмечено в литературе [11-13].

Разработанные программы позволили рассчитать кривые охлаждения для всех основных видов термической обработки труб: нормализации, закалки в спрейере, закалки в водяном баке с двухсторонним охлаждением, а также определить предельно достижимые скорости охлаждения при $Bi \rightarrow \infty$.

На рисунке 1 приведены усредненные значения скоростей охлаждения в интервале 900-500°C при $Vi \rightarrow \infty$ (а) и $\alpha = 2000 \frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \text{часК}}$ (б) для труб различных диаметров (D) и толщин стенок при охлаждении только наружной поверхности и двухстороннем охлаждении (в).

Сопоставление полученных скоростей охлаждения с имеющимися в литературе ТКД [14] сталей близкого химического состава позволяет сделать вывод о невозможности подавить выделения феррита и перлита при закалке с односторонним наружным охлаждением труб с толщиной стенки ≥ 14 мм даже при $Vi \rightarrow \infty$ для стали 20ФА, а для стали 13ХФА возможно подавить выделения перлита, но закалить на мартенсит нельзя.

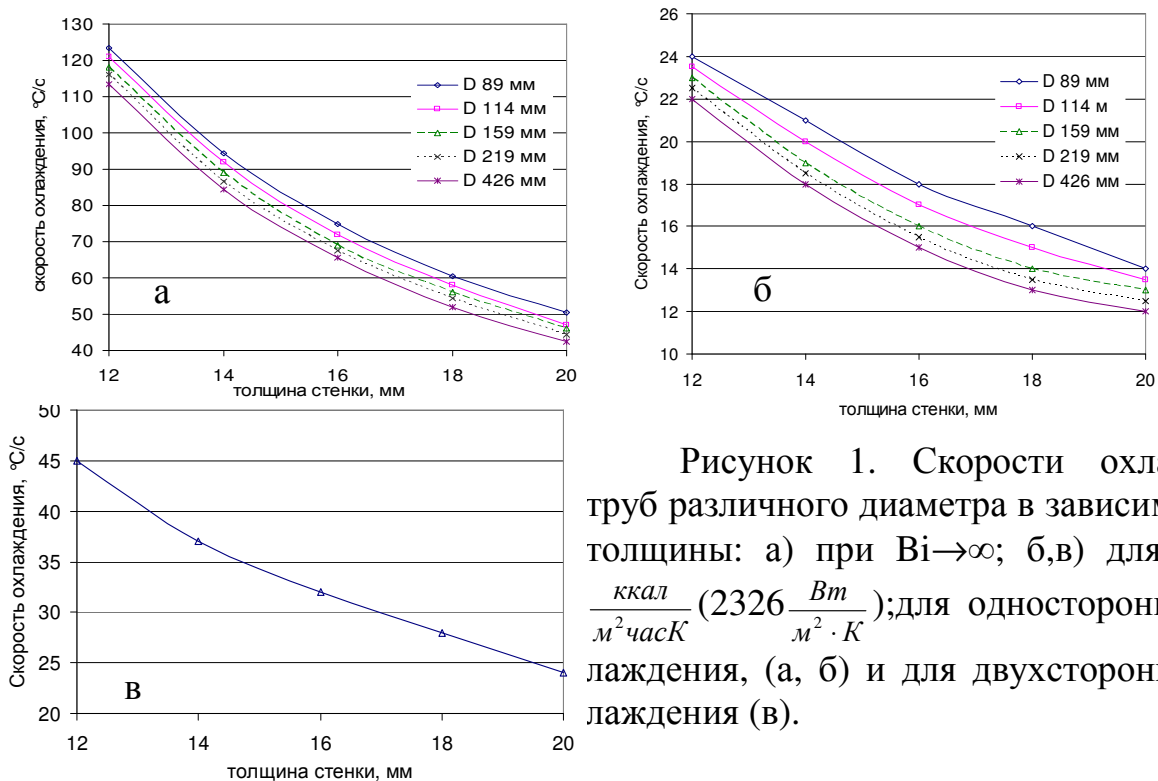


Рисунок 1. Скорости охлаждения труб различного диаметра в зависимости от толщины: а) при $Vi \rightarrow \infty$; б, в) для $\alpha = 2000 \frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \text{часК}} (2326 \frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}})$; для одностороннего охлаждения, (а, б) и для двухстороннего охлаждения (в).

В четвертой главе основное внимание уделено формированию структуры аустенита предварительно закаленной стали 13ХФА и предварительно нормализованной стали 20ФА при выдержке в МКИ и его превращению при охлаждении, которые в итоге и определяют конечную структуру стали.

Результаты испытания ударных образцов стали 13ХФА и измерения твердости на их поверхности представлены на рис. 2. После исходной закалки

от 1050 или 900°C в исследуемой стали наблюдается бейнит и некоторое количество мартенсита.

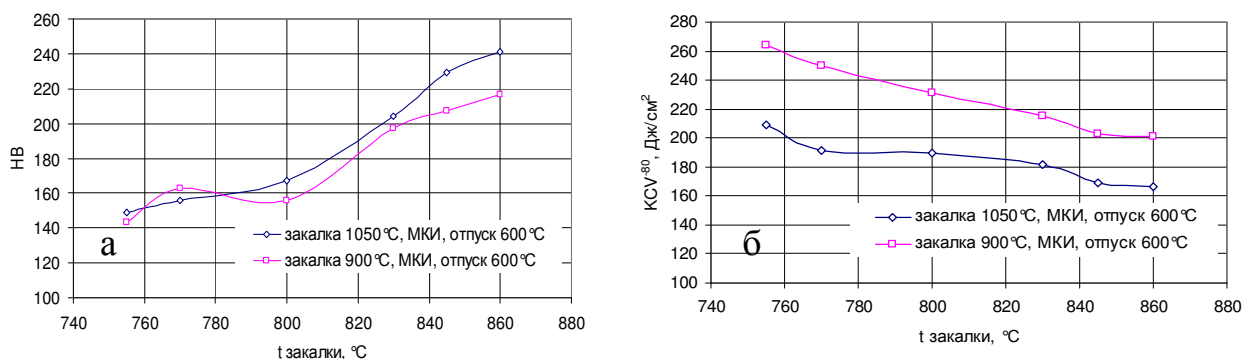


Рис. 2 Зависимость твердости (а) и ударной вязкости (б) от температуры закалки из МКИ после отпуска на 600°C.

Наиболее высокой ударной вязкостью обладает образец, закаленный после 40 минутной выдержки при 740°C ($KCV^{80}=270$ Дж/см²), т.е. при температуре, где образование аустенита еще не начинается. Следовательно, наибольший вклад в уровень ударной вязкости вносит высокий отпуск исходного бейнита. При дальнейшем повышении температуры аустенитизации эффект отпуска должен усиливаться вследствие рекристаллизации пакетной структуры бейнита, но одновременно возникает аустенит двух видов, превращающийся в бейнитно-мартенситную структуру, упрочняющую сталь, но несколько снижающую ударную вязкость. Аустенит 1: пластины образующегося аустенита параллельны рейкам исходного пакетного бейнита и возникают между рек. Как следует из работ, выполненных научной школой акад. Садовского и Счастливецва [15, 16] именно этот аустенит, ориентационно связанный с решеткой альфа-фазы, при своем развитии (нагреве выше A_{c3}) приводит к восстановлению аустенитного зерна, т.е. вызывает структурную наследственность. (рис. 3 а, б). Аустенит 2. Другой структурной формой является рекристаллизованный, глобулярный аустенит (рис. 4 а). Внутри образовавшихся при нагреве участков аустенита появляются мелкие зерна глобулярной формы. Можно предположить, следуя [16], что здесь проявился эффект рекристаллизации фазонаклёпанного восстановленного аустенита. При дальнейшем развитии возможна собирательная рекристаллизация мелких зерен. Влияние величины зерна перед закалкой из МКИ проявляется в более медленном нарастании количества рекристаллизованных участков при мелком исходном зерне.

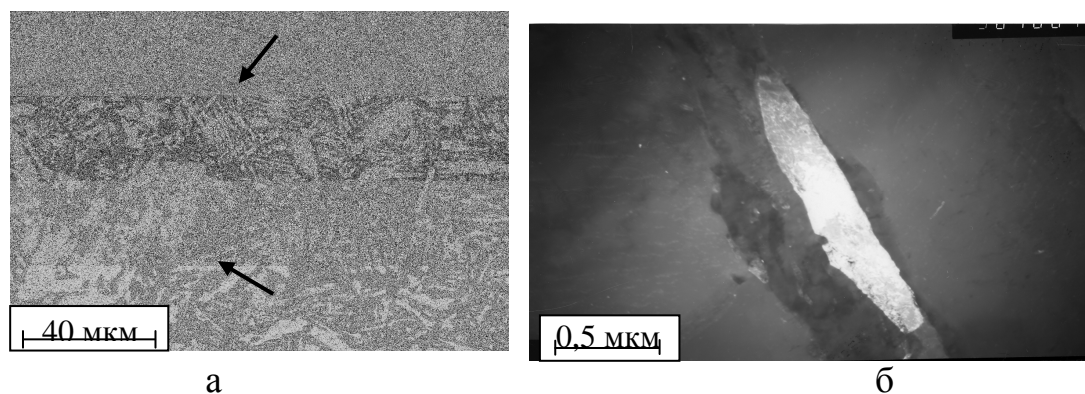


Рис. 3. Образование аустенита кристаллографически упорядоченным механизмом: а-закалка от 1050, повторная закалка из МКИ от 755 °С+отпуск; б – темнопольное изображение в рефлексе (110) α –пластина восстановленного аустенита.

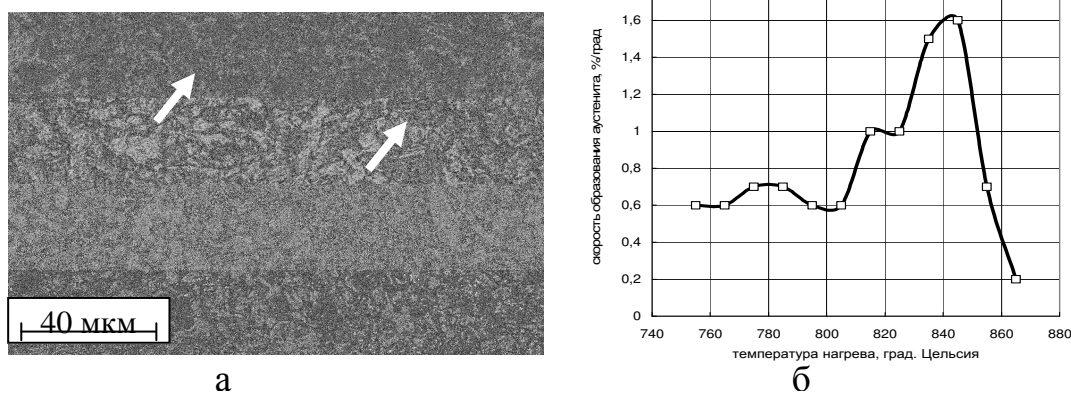


Рис. 4 Образование аустенита в стали 13ХФА: а – мелкие глобулярные зерна - предварительная закалка от 900°С, повторная из МКИ от 830°С и отпуск 600°С; б - темп образования аустенита при нагреве.

Температурный темп образования аустенита был измерен на основе дилатометрической кривой нагрева образца до 900°С. Он примерно постоянен до 800°С, а затем начинает резко возрастать. Этот график (рис. 4 б) позволяет объяснить наличие двух участков возрастания твердости на кривых рис. 2а.

Межкритическая закалка с отпуском на 600°С образцов стали 13ХФА, предварительно закаленной от 1050 и 900°С, существенно повышает ударную вязкость. Наиболее высокие значения KCV^{80} получаются после закалки от 800°С немного выше A_{c1} , что связано с прохождением в ходе нагрева и выдержки в МКИ нескольких структурных и фазовых изменений, определяющих структуру стали:

а) происходит процесс рекристаллизации пакетной структуры исходного бейнита или мартенсита за счет рассыпания дислокационных межречных

границ, что приводит к слиянию соседних реек и, в конечном итоге, к формированию ферритных зерен (белых полей), совпадающих по контурам с границами бейнитных или мартенситных пакетов;

б) участки нерекристаллизованной исходной реечной структуры в случае исходной закалки от 1050°C сохраняются при всех температурах выдержки в МКИ, а для закалки от 900°C – до 770°C ;

в) между рейками исходного бейнитного пакета возникают пластины аустенита, ориентационно связанные с соседними рейками и восстанавливающими (по Садовскому-Счастливецеву) ориентацию исходного аустенитного зерна;

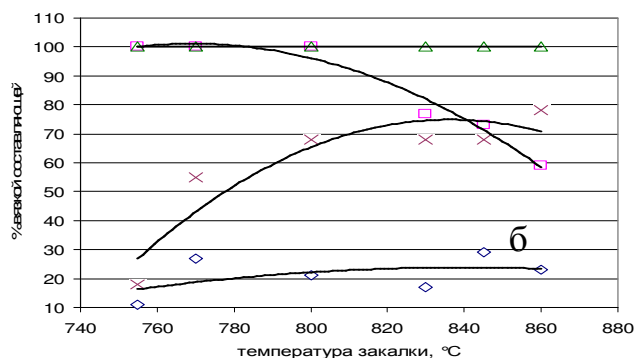
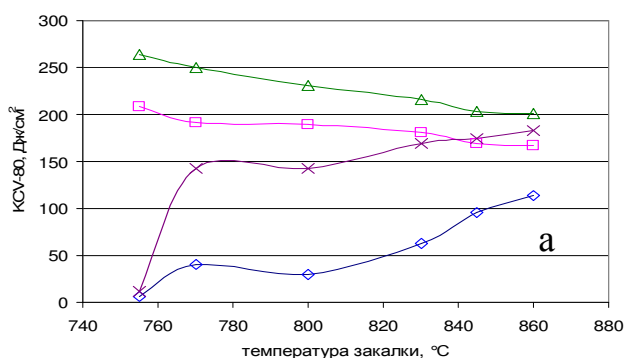
г) по границам исходных γ -зерен и пакетов бейнита зарождаются и растут глобулярные зерна неупорядоченного аустенита. Они растут как в сторону рекристаллизованного феррита, так и сохранившегося отпущенного бейнита. Встречая тонкие пластины восстановленного аустенита, глобулярные зерна обволакивают их, включая их в себя как структурные элементы без перекристаллизации.

Для стали 20ФА исследовано влияния дисперсности феррито-перлитной микроструктуры, температуры и длительности выдержки в МКИ после закалки из МКИ ($760\text{-}820^{\circ}\text{C}$) и высокого отпуска при 690°C на ударную вязкость KCV-50, долю вязкой составляющей в изломе ударных образцов и величину зерна. Для сравнения те же параметры определялись после закалки выше A_{c3} ($840, 900^{\circ}\text{C}$). Время выдержки в МКИ варьировали от 15 мин до 3 ч. В качестве предварительной термической обработки проводилась нормализация с 920°C либо охлаждение после горячей прокатки, что позволяло варьировать величину зерна. Было установлено: 1) неблагоприятное влияние предварительной нормализации на ударную вязкость закаленных из МКИ и отпущенных образцов; 2) увеличение длительности аустенитизации в МКИ дает небольшой подъем ударной вязкости, достигающий максимума (30 Дж/см^2) при полуторачасовой выдержке; 3) повышение температуры аустенитизации от $760\text{-}780^{\circ}\text{C}$ до 820°C , т.е. приближение к A_{c3} снизу, хотя и вызывает повышение KCV-50, но не может конкурировать даже с однократной закалкой от температур выше A_{c3} которая с последующим высоким отпуском обеспечивает ударную вяз-

кость 265-285 Дж/см², перлитная «оторочка» вокруг зерен феррита при нагреве в МКИ приводит к обогащению аустенита углеродом и при последующей закалке и отпуске к концентрации цементитных частиц по границам ферритного зерна, что и приводит к охрупчиванию. Закономерности влияния исходной микроструктуры на свойства стали после закалки из МКИ, выявленные на стали 20ФА были подтверждены исследованиями образцов стали 13ХФА. При исходной феррито-перлитной микроструктуре после нормализации или отжига по мере приближения температуры закалки из МКИ к A_{c3} ударная вязкость и доля вязкой составляющей в отпущенном состоянии увеличивается, тогда как при исходной бейнито-мартенситной – напротив, снижается (рис. 5 а, б). Зависимость ударной вязкости от твердости для различной микроструктуры также отличается (рис 5 в, г).

Можно сделать предположение, что при исходной бейнитной или мартенситной структуре уровень ударной вязкости определяется, во-первых, степенью протекания отпуска (рекристаллизации) структуры исходной закалки при температуре выдержки в МКИ, а во-вторых, количеством образовавшегося аустенита, который сам по себе благоприятствует росту ударной вязкости вследствие перекристаллизации, но после закалки на бейнит (мартенсит) и отпуска при невысокой температуре 600°С понижает ударную вязкость и повышает твердость. Мы не затрагиваем здесь важный эффект перераспределения фосфора, поскольку его концентрация в стали мала.

Для исходной феррито-перлитной структуры зависимость $KCV = f(HB)$ разделена на два участка с резко различающимися наклонами. Особенно ярко это видно для случая исходной нормализации. Для второго участка слабого возрастания $KCV-80$ основным фактором изменения ударной вязкости является измельчение зерна.



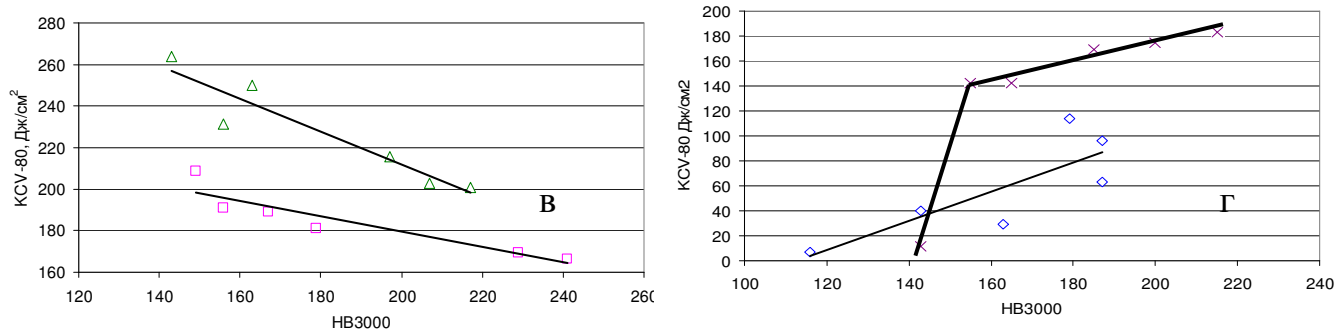


Рис. 5 а, б — Зависимость ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей (б) в изломе ударных образцов стали 13ХФА от температуры закалки из МКИ для различных вариантов предварительной обработки: нагрев 1050°С (◇ - отжиг, □- закалка, х- нормализация), закалка от 900°С - Δ, отпуск 600°С, 1 ч.

Рис. 5 в, г — Зависимость ударной вязкости от твердости и режима предварительной термической обработки: нагрев 1050°С (◇ - отжиг, □- закалка, х- нормализация), закалка от 900°С - Δ, отпуск 600°С, 1 ч.

Мы полагаем, что этот участок начинается тогда, когда перлит полностью превращается в аустенит. Первый участок резкого подъема $KCV-80$ связан с образованием уже упоминавшихся пленочных выделений γ -фазы по границам перлит-феррит и феррит-феррит вблизи

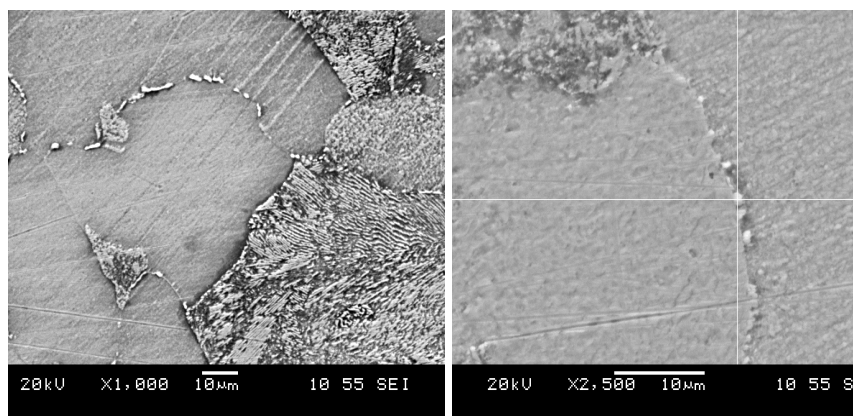


Рис. 6 — Микроструктура предварительно отожженных на 1050°С образцов стали 13ХФА, а - после закалки от 755 °С и отпуска на 600 °С, б – после закалки от 770 и 800°С и отпуска при 600°С соответственно

перлитных колоний в случае аустенитизации чуть выше A_1 . Такая морфология выделений γ -фазы после закалки приводит по наблюдениям В.Д.Садовского [16] к ярко выраженному эффекту охрупчивания (рис. 6а). При повышении температуры нагрева приграничные прослойки аустенита расширяются вследствие притока углерода из γ -фазы, возникшей при растворении перлита, превращаются в зерна, а эффект охрупчивания снимается (рис. 6б). В этом, на наш взгляд, состоит причина первого восходящего участка кривой $KCV = f(HB)$.

Итак: 1) если предварительной обработкой является отжиг или нормализация, создающие структуры феррит+перлит, то закалка от температур, немного превышающих критическую точку A_{c1} , приводит к сильнейшему охрупчиванию, обусловленному образованием пленки высокоуглеродистого аустенита по границам зерен феррит; 2) при повышении температуры закалки из МКИ ударная вязкость и доля вязкого излома для этих видов обработок увеличиваются, но нормализация обеспечивает более высокую ударную вязкость, нежели отжиг; 3) если в качестве предварительной термообработки использована закалка от 1050 или 900°C, то наивысшая ударная вязкость наблюдается для температуры повторной закалки, немного превышающей A_{c1} , которой соответствует минимум KCV для отожженной и нормализованной стали; 4) при повышении температуры аустенизации из МКИ ударная вязкость и доля вязкой составляющей предварительно закаленных образцов закономерно снижаются.

В пятой главе обобщены исследования эффектов изотермической выдержки в двухфазной области, рассмотрены кинетика образования аустенита при исходных феррито-перлитной и бейнито-мартенситной микроструктурах и экспериментально построенные диаграммы распада аустенита стали 13ХФА.

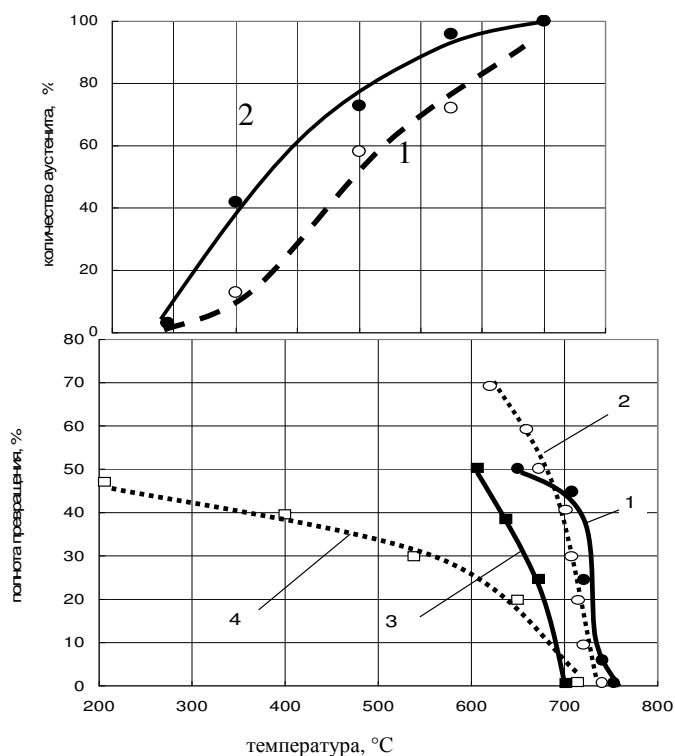


Рис. 7 - Образование аустенита в стали 13ХФА в межкритическом интервале температур: 1 – в условиях непрерывного нагрева до температуры аустенизации; 2 – после изотермической выдержки в течение 30 мин.

Рис. 8 – Кинетика распада переохлажденного аустенита стали 13ХФА после аустенизации при 800°C: кривая 1 – выдержка 5 мин, охлаждение со скоростью 10 °C/c; 2 – выдержка в течение 30 мин, охлаждение со скоростью 10 °C/c; 3 – выдержка в течение 5 мин, охлаждение со скоростью 70 °C/c; 4 – выдержка в течение 30 мин, охлаждение со скоростью 70 °C/c;

Показано, что предварительная обработка обеспечивает получение однородной структуры стали 13ХФА. Закалка в воду от 900 °С приводит к формированию в исследуемой стали преимущественно бейнитной структуры. В результате охлаждения стали на воздухе образуется феррито-перлитная структура. Для стали 13ХФА исследована кинетика образования аустенита при скорости нагрева 0,1 °С/с, и изучено развитие $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в изотермических условиях при различных температурах (рис. 7). Построены кинетические кривые, с помощью которых можно рассчитать полноту превращения при нагреве до заданной температуры. Показано, что количество возникшего при нагреве аустенита можно регулировать за счет продолжительности изотермической выдержки в межкритическом интервале температур.

По данным дилатометрии построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита исследуемых сталей после выдержки при температурах 830, 800, 760 °С и охлаждения со скоростями 5, 10, 20, 40 и 70 °С/с. Показано, что понижение температуры аустенитизации от 830 °С до 760 °С при малых скоростях охлаждения (5-10 °С/с) приводит к повышению температуры A_{r3} . При быстром охлаждении (40-70 °С/с), напротив, по мере понижения температуры аустенитизации диффузионное и промежуточное превращения оказываются подавленными всё в большей степени, а на термокинетической диаграмме появляется область распада по механизму третьей ступени.

Проанализировано влияние продолжительности изотермической выдержки в МКИ температур на устойчивости аустенита при охлаждении со скоростями 5-70 °С/с. Увеличение выдержки при 800 °С с 5 до 30 мин повышает стабильность аустенита относительно распада по первой ступени. Наиболее заметно устойчивость аустенита к перлитному превращению повышается при быстром охлаждении (40-70 °С/с); достижение скорости 70 °С/с приводит к резкому увеличению количества низкотемпературных продуктов превращения (рис. 8).

Основное влияние на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения оказывает содержание углерода в γ -фазе. По мере увеличения выдержки $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение постепенно охватывает микрообъемы с меньшей концентрацией угле-

рода; за счет этого относительное количество углерода в аустените уменьшается. Одновременно с этим идет обогащение аустенита углеродом за счет растворения карбидной фазы. По видимому, этот процесс при температуре 800°C протекает активно и является определяющим. Возможно, стабилизации аустенита в некоторой степени способствует и уменьшение непревращенного объема, который выполняет роль подложек при зарождении новой фазы.

Применение независимых методов исследования - дилатометрии, металлографии и электронной микроскопии позволило провести количественный анализ структур исследуемых сталей, сформированных после различных режимов термической обработки. Увеличение количества низкотемпературных продуктов распада достигается при охлаждении со скоростями 20 °C/с и выше. При температурах 800 °C и 760 °C зарождении аустенита происходит по механизму восстановления, а при более высоких температурах получает развитие механизм неупорядоченного образования аустенита. Показано, что если при нагреве в межкритический интервал температур сохраняется значительное количество исходной структуры (до 40 % при температуре нагрева 760 °C), то в процессе изотермической выдержки в таких участках развиваются процессы рекристаллизации и формируется достаточно крупные глобулярные зерна феррита. При последующем охлаждении структура стали оказывается разнотернистой.

В шестой главе изучены особенности проявления отпускной хрупкости в стали 13ХФА, закаленной из межкритического интервала температур. Были проведены эксперименты в двух направлениях исследований:

1) влияние однократного при 600 °C, а затем повторного отпуска при 520°C на ударную вязкость KCV^{80} образцов, закаленных от температур 755 – 860 °C МКИ; 2) влияния температуры первого отпуска (580 – 700 °C) на ударную вязкость KCV^{60} , при неизменных температурах закалки из МКИ 800 °C и повторного отпуска 520°C.

Данные рис.9а интересны тем, что повторный отпуск на температуру максимального охрупчивания 520°C приводит не к уменьшению ударной вязкости, а напротив к возрастанию при всех температурах закалки из МКИ, кроме самой высокой.

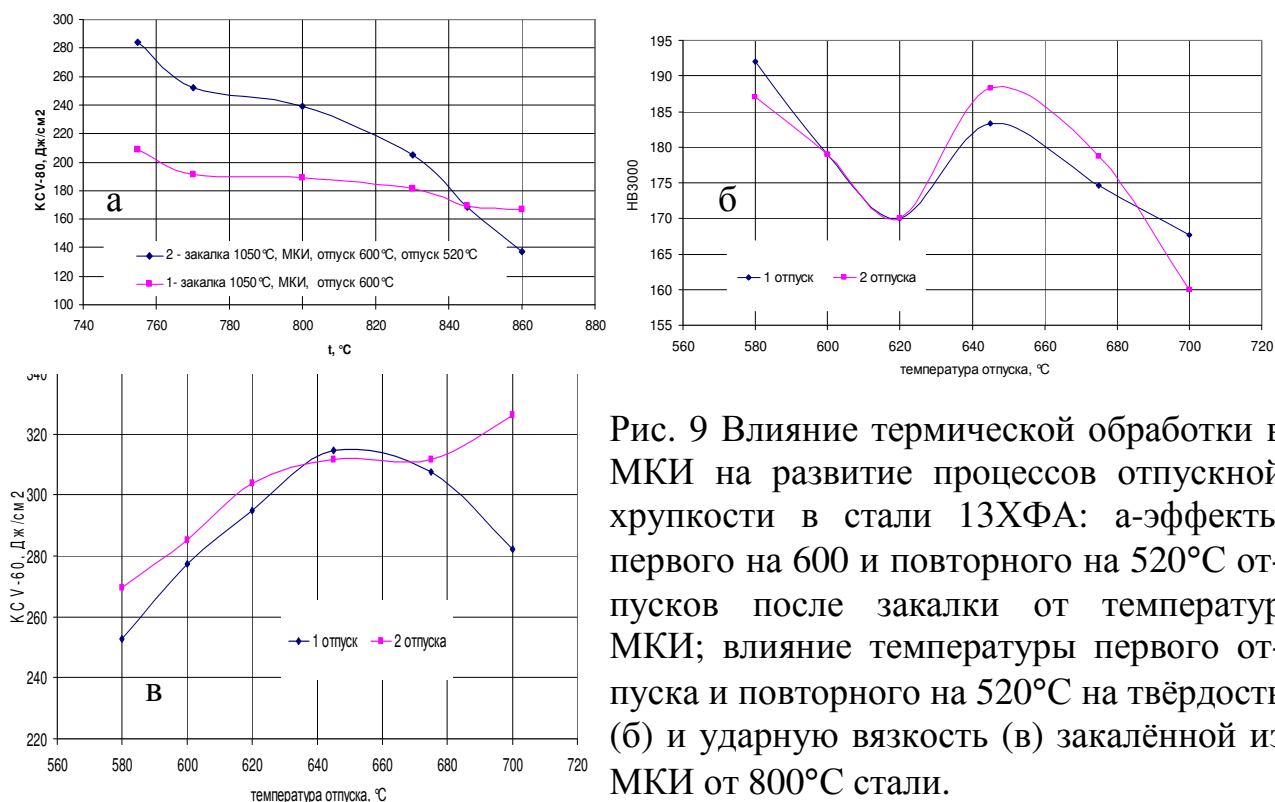


Рис. 9 Влияние термической обработки в МКИ на развитие процессов отпускной хрупкости в стали 13ХФА: а-эффекты первого на 600 и повторного на 520°C отпусков после закалки от температур МКИ; влияние температуры первого отпуска и повторного на 520°C на твёрдость (б) и ударную вязкость (в) закалённой из МКИ от 800°C стали.

Они наводят на мысль о проявлении эффекта обратимости зернограницного охрупчивания, однако последующие эксперименты не выявили дополнительных фактов, свидетельствующих в пользу его реализации. Больше основание имеет гипотеза, связывающая поведение ударной вязкости и твёрдости с изменением равновесной концентрации углерода в феррите в ходе переохлаждения от более высокой температуры отпуска к пониженной.

После закалки из МКИ и отпуска 580 – 700°C твёрдость имеет минимум при 620°C и максимум при 645°C, отражающих дисперсионное твердение, обусловленное выделением частиц VC. Повторный отпуск на 520°C приводит к некоторому снижению твёрдости, если первый отпуск проводить (рис. 9б) при 580 либо 700°C, т.е. температурах, при которых образование VC либо ещё не начиналось либо уже завершилось. Снижение обусловлено уменьшением равновесной концентрации углерода в феррите при переходе к более низкому отпуску и наложением выделяющихся частиц Fe₃C на старые частицы цементита. При промежуточных температурах отпуска продолжается выделение, вероятно, очень дисперсных частиц VC, что приводит к росту твёрдости, особенно заметному для 645 и 675°C.

Ударная вязкость стали после второго отпуска зависит от температуры проведения первого. В интервалах температуры 580 – 620°C и 675 – 700°C повторный отпуск приводит к возрастанию ударной вязкости. Очень сильный эффект наблюдается для 700°C, когда, по-видимому, выделение частиц VC завершается, а в ходе второго отпуска происходит значительное понижение концентрации углерода в феррите. Эффекты фосфора выявить нам не удалось.

В седьмой главе полученные ранее данные о кинетике образования и распада аустенита после обработки в МКИ подтверждены исследованиями легированной стали 20ХГ2Б, применяемой для производства хладостойких обсадных труб. Для имитации охлаждения после горячей прокатки предварительная обработка стали 20ХГ2Б заключалась в нагреве до 1050 °С, выдержке в течение 30 мин и охлаждении на воздухе. Затем следовала закалка в воду от 900 °С, которой подвергаются трубы на завершающем этапе термообработки. Показано, что предварительная обработка обеспечивает получение однородной структуры стали 20ХГ2Б. Закалка в воду от 900 °С приводит к формированию преимущественно бейнитной структуры. Затем была исследована кинетика образования аустенита при скорости нагрева 0,1 °С/с, изучено развитие $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в изотермических условиях при различных температурах аустенитизации. Построены кинетические кривые, с помощью которых можно рассчитать полноту превращения в стали 20ХГ2Б при нагреве до заданной температуры. Показано, что количество возникшего при нагреве аустенита можно регулировать за счет продолжительности изотермической выдержки в межкритическом интервале температур (рис. 10).

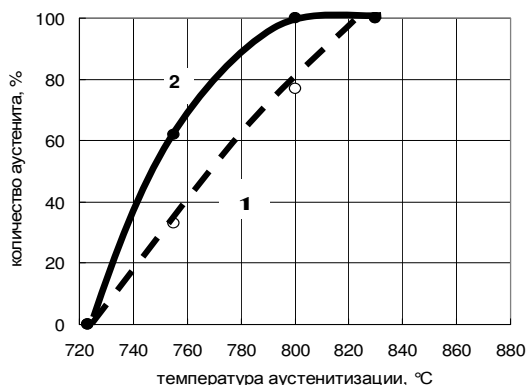


Рис.10. Кинетика образования аустенита в стали 20ХГ2Б: 1- при непрерывном нагреве; 2-при изотермической выдержке 30 минут

По данным дилатометрии построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита после изотермической выдержки при температурах 830 °С, 800 °С и 755°С при скоростях охлаждения 5, 10, 20, 40 и 70 °С/с (рис. 11).

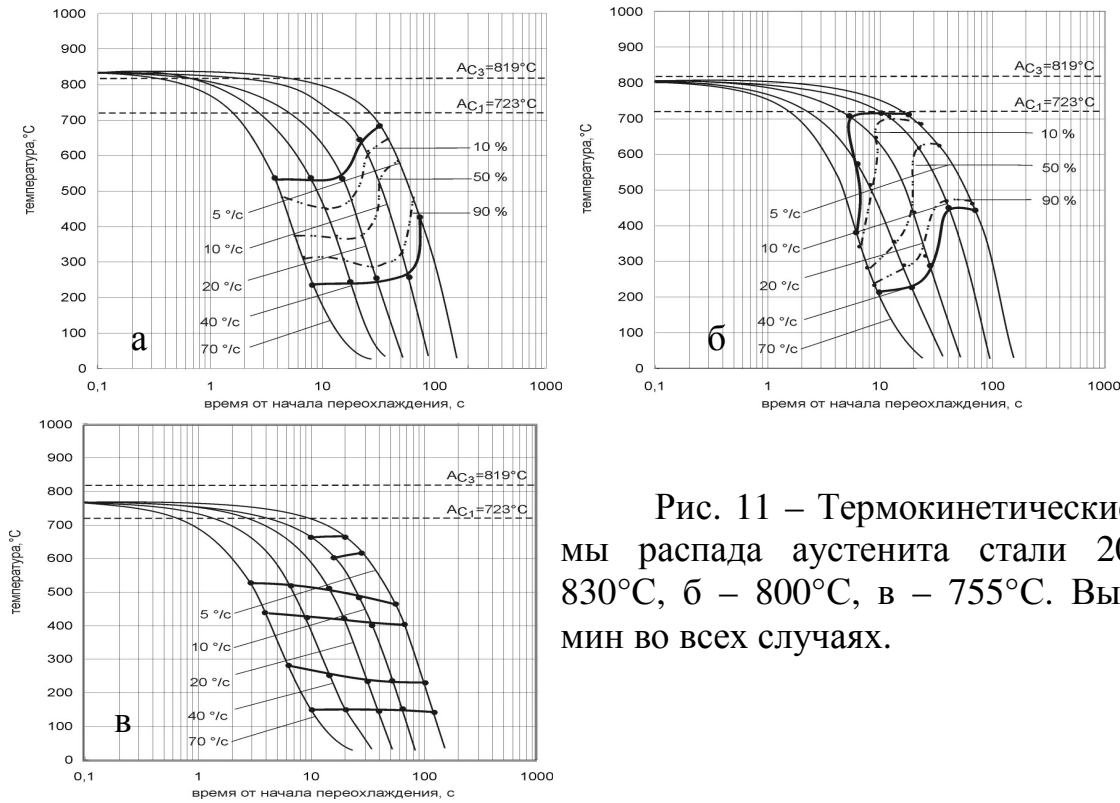


Рис. 11 – Термокинетические диаграммы распада аустенита стали 20ХГ2Б. а – 830°С, б – 800°С, в – 755°С. Выдержка 30 мин во всех случаях.

На развитие превращения при охлаждении стали 20ХГ2Б существенное влияние оказывает наличие в ее химическом составе марганца, легирование которым замедляет распад по первой ступени. Особенностью превращения аустенита данной стали при всех исследованных температурах аустенитизации и скоростях охлаждения является активное развитие промежуточного превращения с образованием бейнита. Снижение температуры аустенитизации до 755°С и увеличение скорости охлаждения исследуемой стали приводит к развитию мартенситного превращения.

В восьмой главе представлены результаты практического применения полученных закономерностей.

1) Выше было показано, что при исходной феррито-перлитной структуре не допустим нагрев под закалку чуть выше A_{c1} , но ударная вязкость значительно возрастает по мере приближения температуры аустенитизации к A_{c3} , причём преимуществом межкритической закалки является

создание в широком интервале скоростей охлаждения однородной микро-структуры, что оказывает благоприятное влияние на ударную вязкость и коррозионную стойкость. Поэтому для термообработки труб с толщиной стенки 16-18 мм была предложена закалка из МКИ от температуры 840°С и отпуск при 710...740°С. Всего термической обработке подвергалось 72 партии труб. Разработанная технология термической обработки позволила стабильно обеспечить механические свойства, микроструктуру и коррозионную стойкость требуемые по ТУ 1317-006.1-593377520-02 (К52).

2) Разработаны рекомендации по микролегированию стали 20ФА ниобием, что позволило уменьшить объем термической обработки за счет исключения предварительной термообработки и, тем самым, снизить себестоимость производства труб.

3) На основании разработанной модели охлаждения при двухсторонней закалке труб и исследованной кинетики образования и распада аустенита в стали 13ХФА разработан режим термоциклической обработки, позволивший в значительной мере снизить эффект структурной наследственности (видманшттетов феррит- крупнозернистый аустенит). Разработанная технология позволила измельчить зерно с №6-7 до 10-9 и обеспечить требуемое повышение ударной вязкости труб Ø426x32 мм.

4) На основе исследований кинетики распада аустенита после выдержки в МКИ разработан режим термической обработки труб Ø426x11 мм из стали 20ХГ2Б. Всего по данному режиму было термообработано 179 партий труб. Количество партий, несоответствующих требованиям ТУ по доле вязкой составляющей и ударной вязкости снизилось с 15 до 3,3%. Производительность термообработки труб за счет исключения необходимости охлаждения в воде и соответствующего уменьшения количества проходов с 3х до 2х увеличилась на 30 %.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Разработана математическая модель охлаждения труб при спрейерной закалке, двухсторонней закалке в воде и нормализации. Показано, что коэффициент теплоотдачи при спрейерном охлаждении труб существенно меньше, чем при охлаждении листов;

2. Исследовано влияние исходной микроструктуры на ударную вязкость и долю вязкой составляющей после закалки из МКИ и высокого отпуска сталей 13ХФА и 20ФА – установлено, что влияние температуры нагрева в МКИ для феррито-перлитной и бейнито-мартенситной микроструктур противоположно. С ростом температуры в МКИ ударная вязкость растет для исходной феррито-перлитной микроструктуры и напротив снижается для исходной бейнито-мартенситной микроструктуры. Дано объяснение причин такого влияния.

3. Обобщены исследования эффектов изотермической выдержки в двухфазной области, рассмотрены кинетика образования аустенита при исходных феррито-перлитной и бейнито-мартенситной микроструктурах и экспериментально построены диаграммы распада аустенита стали 13ХФА и 20ХГ2Б.

4. Изучены особенности проявления отпускной хрупкости в стали 13ХФА, закаленной из МКИ. Установлено, что сталь не склонна к обратной отпускной хрупкости, повторный отпуск приводит к дальнейшему повышению ударной вязкости, а твердость имеет максимум при повторном отпуске на 645°С. Предложено объяснение, что такое влияние повторного отпуска обусловлено изменением равновесной концентрации углерода в феррите в ходе переохлаждения от более высокой температуры отпуска к пониженной и выделением карбидов VC.

5. Показано, что для стали 20ХГ2Б справедливы выявленные для стали 13ХФА закономерности влияния температуры нагрева в МКИ на ударную вязкость.

6. На основе анализа рассчитанных по полученным математическим моделям скоростей охлаждения и анализа закономерностей распада аустенита после аустенитизации выше A_{c3} и в МКИ предложены и внедрены способы повышения ударной вязкости труб из сталей 20 (в т.ч. микролегированной) и 13ХФА:

а) разработана технология термической обработки бесшовных труб из стали 13ХФА с толщиной стенки 16-18 мм, включающая закалку из МКИ, позволяющая обеспечить высокий уровень хладостойкости и коррозионной стойкости;

б) разработанные рекомендации по микролегированию стали 20ФА ниобием позволяют уменьшить объем термической обработки за счет исключения предварительной термической обработки и, тем самым, снизить себестоимость производства труб;

в) разработана технология термической обработки хладостойких обсадных труб из стали 20ХГ2Б, позволяющая обеспечить высокий уровень хладостойкости и уменьшить проявление обратимой отпускной хрупкости;

г) разработана технология термоциклической обработки толстостенных труб повышенной хладостойкости из стали 13ФХА.

7. Суммарный экономический эффект от внедренных технологий термообработки труб из стали 13ХФА и 20ХГ2Б составил 20 млн руб/год.

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК:

1. Маковецкий А.Н., Мирзаев Д.А. Влияние термической обработки на хладостойкость стали для нефтяных трубопроводов.//ФММ, №4, т. 110, 2010. с. 417-423.
2. Маковецкий А.Н., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. и др. Формирование структуры низколегированной трубной стали при нагреве в межкритическом интервале температур.//ФММ, №7, 2012. с.744-755.
3. Маковецкий А.Н., Мирзаев Д.А. Спрейерная закалка труб из низколегированной стали.//Производство проката, №8, 2010. с. 37-41.
4. Маковецкий А.Н., Мирзаев Д.А. Особенности проявления отпускной хрупкости у стали 13ХФА с низким содержанием фосфора, закаленной из межкритического интервала температур.// Вестник ЮУрГУ, №2. 2013. т. 13. С. 103-110.
5. Маковецкий А.Н., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Мирзаев Д.А. Дилатометрическое исследование распада аустенита низколегированной трубной стали при охлаждении из межкритического интервала температур.// ФММ, №10. 2012. т. 113. С. 1035-1044.

6. Маковецкий А.Н., Мирзаев Д.А. Роль предварительной термической обработки в формировании структуры и свойств трубных сталей после закалки из межкритического интервала температур. // Вестник ЮУрГУ, №39. 2012. С. 71-78.
7. Маковецкий А.Н., Мирзаев Д.А. Влияние исходной структуры трубной стали на механические свойства после закалки из межкритического интервала. // ФММ, №6. 2014. т. 115. С. 656-663.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

8. Москвитин В.В. Распространение тепла в полом круговом цилиндре бесконечной длины. //Изв. АН СССР. Энергетика и автоматика, №1, 1960. с. 152-156.
9. Тарасевич Ю.Ю. Численные методы на Mathcad. Астраханский государственный пед. университет: Астрахань, 2000.
10. Кондратьев Г.М. Регулярный тепловой режим. М.: Гостехиздат, 1954.
11. Mizikar E.A. Iron Steel Ing., 1970. vol.47, p. 53.
12. Липунов Ю.И. Теплотехнические характеристики работы роликочной закалочной машины для толстого стального листа. // Сталь. 1976. № 12.
13. Химич Г.Л., Корякин К.В. Машина роликового типа для термической обработки толстолистового проката. // Сталь, №12, 1977. с. 1130-1132.
14. Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В.Я. и др. Термическое упрочнение проката. М.: Металлургия, 1970. 368 с.
15. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
16. Садовский В.Д. Структурная наследственность стали. М.: Металлургия, 1973. 205 с.

Другие публикации:

17. Аксёнова Ю.Н., Маковецкий А.Н. Разработка технологии термической обработки бесшовных нефтегазопроводных труб в хладостойком исполнении с толщиной стенки свыше 14 мм. М.: Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации, выпуск 1(1285). 2007. С. 36-38.