

На правах рукописи

Аль Катави Али Адван Хаммуд

**ФОРМИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТОСОДЕРЖАЩИХ ГЕТЕРОГЕННЫХ
СТРУКТУР В Cr-Mo-V ТРУБНЫХ СТАЛЯХ МЕТОДАМИ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Специальность 05.16.01 –
Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2013

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н.Ельцина»

Научный руководитель: ПОПОВ АРТЕМИЙ АЛЕКСАНДРОВИЧ
доктор технических наук, профессор

Официальные оппоненты: ПОТЕХИН БОРИС АЛЕКСЕЕВИЧ
доктор технических наук, профессор,
ФГБОУ ВПО «Уральский государственный
лесотехнический университет», г. Екатеринбург,
заведующий кафедрой «Технология металлов»

АШИХМИНА ИРИНА НИКОЛАЕВНА
кандидат технических наук
ОАО «Северский трубный завод», г. Полевской,
начальник лаборатории металловедения и
термической обработки

Ведущее предприятие: ОАО «Первоуральский новотрубный завод»,
г. Первоуральск

Защита диссертации состоится 01 июля 2013 г. в 15 ч 00 мин на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 по защите диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук на базе ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» по адресу: г. Екатеринбург, К-2, ул. Мира, 19, в ауд. Мт-329 Института материаловедения и металлургии.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина».

Автореферат разослан 28 мая 2013 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.285.04
профессор, доктор технических наук

Л.А. Мальцева

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы В последнее десятилетие в России выполнена разработка и освоение сталей типа 22ХМФА для труб нефтегазового сортамента взамен марганцовистых и кремниймарганцовистых. Осуществлен научно-обоснованный выбор режимов их термической обработки в соответствии с основным назначением (хладостойкое или коррозионностойкое исполнение). На сегодняшний день предложенные стали являются одними из самых высококачественных серийно производимых в России материалов для производства обсадных труб и муфт к ним.

Однако, по нашему мнению, термоулучшение не полностью раскрывает потенциал трубных хромомолибденованадиевых сталей и необходимо продолжить поиск путей повышения комплекса свойств сталей этого класса методами термической обработки. Наиболее перспективным представляется создание гетерогенных мартенситосодержащих структур, обладающих экстремальной хладостойкостью и ударной вязкостью, путем межкритической закалки или прерванной и изотермической закали.

Другим недостаточно развитым в России направлением совершенствования технологии трубного производства является применение методов компьютерного моделирования процессов структурных и фазовых превращений при температурном воздействии для научно-обоснованного выбора режимов термической обработки. Проведение расчетов позволит дать оценку формирующихся в процессе термической обработки структурных и температурных полей и напряженно-деформированного состояния, и предложить на ее основе перспективные режимы термической обработки.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Термообработка и физика металлов» ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» в рамках: федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» по теме №62254 (госконтракт №02.740.11.0537), госзадания № 3.1330.2011 по теме «Управление процессами фазовых и структурных превращений в материалах на основе железа для обеспечения требуемого комплекса свойств».

В работе использованы результаты экспериментов выполненных в лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ.

Целью работы является научно-обоснованный выбор путей повышения конструктивной прочности высокопрочных хромомолибденованадиевых трубных сталей,

предназначенных для обустройства месторождений стран Среднего Востока, с промышленными средами повышенной коррозионной активности.

В работе были поставлены и решены следующие **задачи**:

1. Оценить возможность повышения комплекса механических свойств стали 26Х1МФА при применении закалки из межкритического интервала.
2. Изучить взаимосвязь структуры, формирующейся в результате изотермической закалки и закалки после выдержки в интервале повышенной устойчивости переохлажденного аустенита с комплексом свойств стали 20Х1МФА.
3. Осуществить научно-обоснованный выбор режима термообработки высокопрочной муфтовой заготовки с учетом результатов компьютерного моделирования фазовых превращений и напряженно-деформированного состояния, формирующегося в процессе термической обработки.

Научная новизна

1. Научно-обосновано использование имеющейся в сталях промышленной выплавки ликвации (как следствие металлургической предыстории) для формирования гетерогенных мартенситно-бейнитных структур, обеспечивающих повышение комплекса вязко-пластических свойств.
2. Установлено, что причиной повышения хладостойкости исследованных сталей является наследование исходной морфологии мартенсита ферритом в двухфазной ($\alpha+\gamma$) области и формирование субмелкокристаллической структуры.
3. Выполнена оценка остаточных напряжений, формирующихся при различных режимах закалки, позволяющая уточнить технологические параметры термической обработки, для обеспечения требуемого комплекса свойств.

Практическая значимость

Осуществлен научно-обоснованный выбор путей повышения конструктивной прочности высокопрочных хромомолибденованадиевых трубных сталей, предназначенных для обустройства месторождений с агрессивными промышленными средами в странах с субтропическим и тропическим климатом.

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты

1. Оценка возможности повышения комплекса механических свойств стали 26Х1МФА при применении закалки из межкритического интервала.

2. Изучение взаимосвязи структуры, формирующейся в результате изотермической и закалки после выдержки в интервале повышенной устойчивости переохлажденного аустенита с комплексом свойств стали 20Х1МФА.

3. Осуществление научно-обоснованного выбора режимов термообработки высокопрочной муфтовой заготовки с учетом результатов компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния, формирующегося в процессе термической обработки.

Апробация работы

Основные результаты работы были представлены и обсуждены на XIII Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металловедов-молодых ученых (Екатеринбург, 2012 г.), международной научно-практической конференции «Инновационные технологии в машиностроении» (Пермь, 2012 г.).

Публикации

По материалам работы опубликовано 6 печатных работ, из них 3 в издании, рекомендованном ВАК РФ.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения, списка литературы; изложена на 172 страницах, включает 133 рисунка, 9 таблиц, список литературы содержит 98 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность диссертационной работы, дано общее направление исследований.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемой проблеме. Представлены требования к материалам труб нефтегазового сортамента, определяемые условиями их работы. Рассмотрены особенности легирования и термической обработки трубных сталей повышенной конструктивной прочности. Изучены перспективные режимы термической обработки трубных марок сталей такие как межкритическая и изотермическая закалки. Проанализированы возможности применения компьютерного моделирования для научно-обоснованного выбора режимов термической обработки трубной продукции.

Поставлена цель работы и сформулированы конкретные задачи исследований.

Во **второй главе** описаны материалы и методы исследования. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1 Химический состав сталей

Марка стали	Содержание химических элементов, % по массе													
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Cu	Ni	As	V	Mo	Ca	Al	N ₂
20Х1МФА	0,20	0,58	0,27	0,008	0,003	1,30	0,09	0,10	0,005	0,081	0,41	0,0026	0,026	0,0162
25Х2М1ФА	0,22	0,57	0,24	0,007	0,009	1,75	0,10	0,09	0,006	0,153	0,63	0,0025	0,023	0,0110
26Х1МФА	0,26	0,62	0,25	0,009	0,006	1,60	0,11	0,09	0,005	0,08	0,43	0,0028	0,026	0,0110
35ХН3МФА	0,34	0,34	0,24	0,013	0,010	1,22	0,14	2,88	0,011	0,105	0,33	-	0,003	-

* основа Fe

Термическая обработка сталей 26Х1МФА, 25Х2М1ФА, 35ХН3МФА проводилась в dilatометре. Часть образцов после изотермической выдержки подвергалась отпуску в лабораторных печах типа СНОЛ.

Для изготовления шлифов использовались шлифовальный станок и наждачная бумага различной степени зернистости.

Для определения микроструктуры при больших увеличениях и для микрорентгеноспектрального анализа отшлифованные образцы были исследованы с помощью растровых электронных микроскопов Jeol JSM 6490LV, ZEISS CrossBeam AURIGA.

Электронномикроскопический анализ тонкой структуры и микродифракционные исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 при ускоряющем напряжении 200кВ методом тонких фольг.

Исследование кинетики распада переохлажденного аустенита в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении проводилось на dilatометре Linseis L78 R.I.T.A.

Механические испытания на ударный изгиб проведены в соответствии с требованиями ГОСТ 9454 – 78. Образцы с V – образным надрезом, тип образцов №11 испытывались на маятниковом копре МК – 30А.

Для определения прочностных и пластических характеристик при испытании на растяжение использовали стандартные цилиндрические пятикратные образцы (тип III) в соответствии с ГОСТ 1497 – 84. Результаты получены с помощью испытательной машины Instron 3382.

В третьей главе исследована возможность применения изотермической закалки для повышения конструктивной прочности толстостенных труб повышенной надежности на основе изучения особенностей изотермического распада переохлажденного аустенита в интервале температур бейнитного превращения.

Факт позитивного влияния формирования в результате закалки гетерогенных мартенсито-бейнитных структур (до 50 % нижнего бейнита) на сопротивление хрупкому и вязкому разрушению, а также водородному охрупчиванию сталей исследуемого класса в термоулучшенном состоянии на сегодня можно считать установленным. Свести к минимуму вредное влияние верхнего бейнита удастся за счет высокого отпуска при температурах выше 650 °С.

Для анализа возможности контролируемого выделения бейнита при изотермической закалке проведено подробное изучение кинетики изотермического распада переохлажденного аустенита стали 25Х2М1ФА. Показано, что исследованная сталь имеет низкую устойчивость переохлажденного аустенита в интервале температур бейнитного превращения (450...525 °С): наблюдаемый инкубационный период при всех температурах менее 5 секунд, время условно полного превращения 30...75 секунд. Устойчивость несколько увеличивается только после аустенитизации при температуре $t_{\gamma}=1100$ °С (инкубационный период 10 сек, время завершения превращения менее 250 сек), но т.к. в результате такой обработки сильно увеличивается размер аустенитного зерна, его нельзя признать практически значимым. Кроме того, в связи с развитой неоднородностью распределения легирующих элементов исследованная сталь в состоянии, в котором она обычно используется в промышленных условиях, не является перспективной с точки зрения разработки режима изотермической закалки, обеспечивающего наличие в структуре до 50% равномерно распределенного нижнего бейнита. В то же время, наличие неоднородности химического состава делает вполне возможным и без специальной обработки формирование локальных областей шириной около 100 мкм обладающих оптимальной микроструктурой (~40/60 нижнего бейнита и мартенсита соответственно) окруженных областями бейнита и мартенсита.

В качестве «модельного» материала для изучения возможных причин положительного влияния бейнита на свойства была выбрана сталь 35ХНЗМФА, применяемая в энергомашиностроении для изготовления валов роторов. Образцы для исследования отбирались от кованой заготовки вала. Несмотря на строгое соблюдение на предприятии-изготовителе технологии предварительной термической обработки и горячей пластической деформации исследованная сталь характеризуется существенной локальной химической неоднородностью. Содержание хрома колеблется в пределах 1,2...1,6, никеля

2,6...3,5, молибдена 0...0,8 % масс. Структурная неоднородность, связанная с ликвацией, имеет не полосчатую, а более сложную «муаровую» морфологию. В процессе изотермической выдержки бейнитное превращение начинается в областях аустенита, обедненных легирующими элементами и имеющих минимальную устойчивость. При достаточно малой общей объемной доле бейнита, распад в этих областях проходит практически на 100 %. По мере увеличения времени изотермической выдержки в процесс превращения вовлекаются все более легированные области аустенита. Приостановка развития превращения за счет резкой закалки приводит к фиксации сложной гетерогенной структуры состоящей из мартенситных, бейнитных и мартенситно-бейнитных (с разным соотношением) областей. Фрактографический анализ изломов ударных образцов стали 35ХНЗМФА совместно с металлографическим анализом позволил установить однозначную связь особенностей макро и микрорельефа поверхности разрушения с микроструктурой образцов в месте разрушения как в свежеезакаленном состоянии, так и после высокого отпуска. Наиболее вязко разрушались участки с гетерогенной мартенситно-бейнитной структурой.

Длительный гомогенизационный отжиг стали 26Х1МФА (1000 °С, 24 ч + 1100 °С, 24 ч) позволил практически полностью устранить локальную химическую неоднородность. В гомогенизированной стали бейнит в процессе изотермической выдержки равномерно и только при этих условиях по всему объему металла реализовался механизм измельчения мартенситных пакетов за счет фрагментации аустенитных зерен.

Исходя из результатов проведенных экспериментов можно сформулировать условия применимости способа повышения вязкости разрушения за счет формирования однородной гетерогенной мартенситно-бейнитной структуры в результате изотермической закалки: ликвация легирующих элементов должна быть снижена до уровня, обеспечивающего при выбранной температуре протекание бейнитного превращения в обогащенных и сохранение не превращенного аустенита в обедненных микрообъемах.

Формирование относительно однородной гетерогенной мартенситно-бейнитной структуры в условиях непрерывного охлаждения требует выполнения следующего условия: скорости охлаждения во всех сечениях изделия должны быть выше скорости подавления выделения верхнего бейнита в областях, обедненных легирующими элементами и ниже верхней критической скорости закалки для областей, обогащенных легирующими элементами.

Если эти условия не могут быть выполнены, тогда необходимо учитывать влияние на энергоемкость и морфологию поверхности разрушения геометрических характеристик

однофазных (мартенситных и бейнитных) и двухфазных (мартенсито-бейнитных) микрообластей.

Другим важным аспектом при проведении изотермической закалки является учет закономерностей влияния продолжительности выдержки ($t_b = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 20\ldots 5400\text{сек}$) после окончания превращения γ -бейнит на структуру и свойства стали 20Х1МФА. На этом же этапе работ проведено исследование влияния времени изотермической выдержки ($t_b = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 20\ldots 5400\text{сек}$) при температурах повышенной устойчивости переохлажденного аустенита и последующего охлаждения в воде на структуру и свойства стали 20Х1МФА. После всех обработок образцы подвергались низкому отпуску $t_n = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, 90 сек.

Таблица 2 Комплекс механических свойств стали 20Х1МФА после изотермической закалки от температур 400 и 550 $^{\circ}\text{C}$

400 $^{\circ}\text{C}$ /550 $^{\circ}\text{C}$	20 сек	60 сек	180 сек	5400 сек
$\sigma_{0,2}$, МПа	760/840	755/830	790/820	800/820
σ_b , МПа	1105/1120	1100/1170	1080/1155	1110/1140
$\delta_p\%$	9/7	8,5/9	9/9	10,5/8,5
$\delta\%$	28/27	27/27	28/27	30/27
KV, Дж	51/80	52/88	80/85	75/84

Как и ожидалось, выдержка в бейнитном интервале температур (400 $^{\circ}\text{C}$) не приводит к значительному изменению свойств: $\sigma_{0,2}$ растет на 40 МПа, что можно связать с перераспределением углерода и закреплением дислокаций, образовавшихся при сдвиговом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. Временное сопротивление практически не изменяется, и находится на уровне 1095 ± 15 МПа. Ударная вязкость повышается, что может быть связано со снижением уровня локальных остаточных напряжений. Ускоренное охлаждение после выдержки в интервале повышенной устойчивости закономерно приводит к формированию более прочной структуры, содержащей повышенное количество мартенсита. Однако разница в $\sigma_{0,2}$ 100 МПа (после выдержки 20 сек), значительно снижается при увеличении времени выдержки (до 20 МПа после выдержки 5400 сек). Величина σ_b , как и в случае выдержки при низкой температуре, оказалась практически не чувствительной ко времени выдержки и колебалась на уровне 1150 ± 20 МПа. Значительно отличается поведение ударной вязкости – она во всем

временном интервале так же остается практически неизменной и составляет ~85 Дж. Таким образом, в нашем эксперименте наблюдается охрупчивающее действие свежеобразованного бейнита (выдержка до 180 сек). Исчезновение эффекта после изотермической выдержки в течении 180 сек, совпадающее с повышением $\sigma_{0,2}$ на 30-35 МПа, вероятнее всего связано с процессами перераспределения углерода, протекающими в бейните. Они вызывают релаксацию напряжений и микроискажений. Кроме того, при изотермической выдержке релаксируют напряжения в аустените вблизи образовавшегося бейнита.

В четвертой главе проведено исследование кинетики распада переохлажденного аустенита после аустенитизации стали в межкритическом интервале температур и формирования комплекса эксплуатационных свойств в результате межкритической закалки и последующего высокого отпуска.

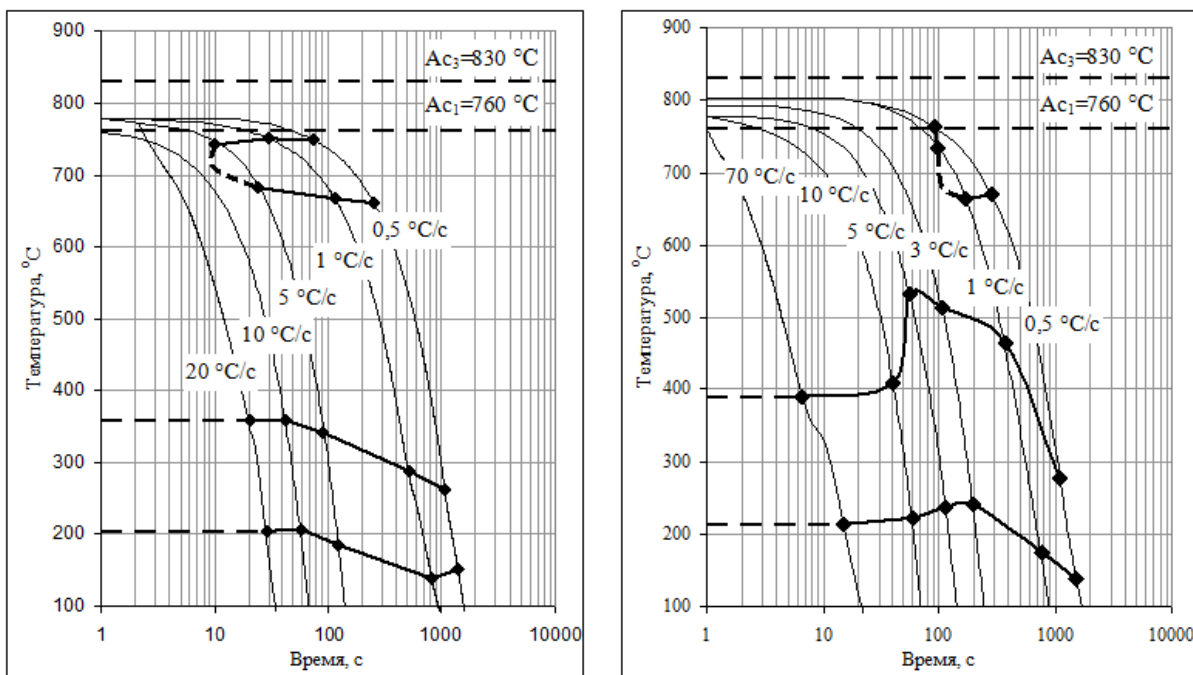
В качестве материала в этой части работы использована сталь 26Х1МФА. Установлено, что при небольшом перегреве выше A_{c1} образование аустенита протекает довольно вяло (~10 % при температуре около 780 °С, т.е. на 20 °С выше A_{c1}). Затем, объемная доля аустенита растет примерно с постоянной скоростью (~18 % на 10 °С) до $A_{c3} = 830$ °С. Это вполне удовлетворительно с технологической точки зрения, кроме того, известно, что свойства металла после межкритической закалки и высокого отпуска определяются не только объемной долей продуктов превращения, но и в первую очередь тонкой структурой сохранившегося в МКИ феррита.

Для описания особенностей распада переохлажденного аустенита стали 26Х1МФА были построены термокинетические диаграммы распада аустенита образованного в межкритическом интервале температур 780 и 810 °С (рисунок 1).

На термокинетических диаграммах (рисунок 1) наблюдаются четко разделенные областью высокой устойчивости переохлажденного аустенита I и II ступень. При увеличении температуры аустенитизации МКИ увеличивается инкубационный период распада по диффузионному механизму и наблюдается смещение области распада вправо. По нашему мнению, повышение устойчивости связано с уменьшением значения эпитаксиального роста с уменьшением объемной доли феррита, сохранившегося в МКИ.

Давно известно, что эффективность межкритической закалки конструкционных сталей определяется исходной микроструктурой и температурой нагрева в МКИ. Улучшение комплекса механических свойств получено для предварительно нормально закаленных сталей со структурой мартенсита или мартенсита и бейнита. Присутствие продуктов распада аустенита по диффузионному механизму обычно считается

неблагоприятным. Таким образом, одним из важных свойств сталей, предназначенных для межкритической заковки, является относительно высокая устойчивость переохлажденного аустенита. Легирование Мо и повышение содержания Сг и С приводит к существенному увеличению устойчивости переохлажденного γ , и сталь 26Х1МФА после ускоренного охлаждения имеет мартенситно-бейнитную структуру.



а

б

а – $t_{\gamma 1}=880\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\gamma 2}=780\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – $t_{\gamma 1}=880\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\gamma 2}=810\text{ }^{\circ}\text{C}$

Рисунок 1. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита стали 26Х1МФА при охлаждении от температур МКИ

В результате межкритической заковки, наряду с закалочными структурами, формируется феррит, объемная доля и субзеренное строение которого зависит от температуры нагрева в МКИ.

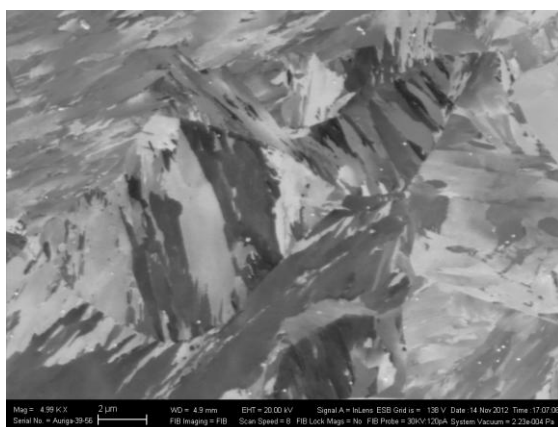
Введение в сталь молибдена и увеличение содержания С и Сг определяет морфологию феррита, сохранившегося после нагрева в МКИ.

Выделение карбидов размером 180-300 нм при нагреве до $780\text{ }^{\circ}\text{C}$ по границам бывших мартенситных реек, образовавшихся в процессе первой заковки из однофазной области, за счет сдерживания процессов рекристаллизации приводит к формированию на месте пакетов мартенсита пластинчатых кристаллов феррита (рисунок 2б). В структуре после межкритической заковки присутствует феррит в виде пластин и пакетов, а также

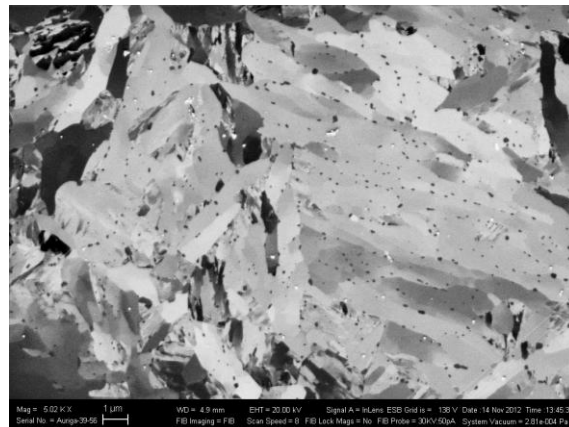
пакетный мартенсит с длиной реек 2...4 мкм (примерно в 5 раз меньше, чем после нормальной закалки).

Увеличение температуры нагрева в двухфазную область до 810 °С приводит к частичному растворению карбидов, в результате чего их количество уменьшается в несколько раз, а средний размер составляет 60 нм (рисунок 2, в). При этом в процессе нагрева ферритные области частично рекристаллизуются и принимают полиэдрическую форму, что совместно с наличием в структуре мелких карбидов позволяет сформировать достаточно большое количество дисперсных аустенитных зерен и после ускоренного охлаждения получить мартенситные пакеты меньшего размера (4-6 мкм), чем после однократной закалки (рисунок 2, а).

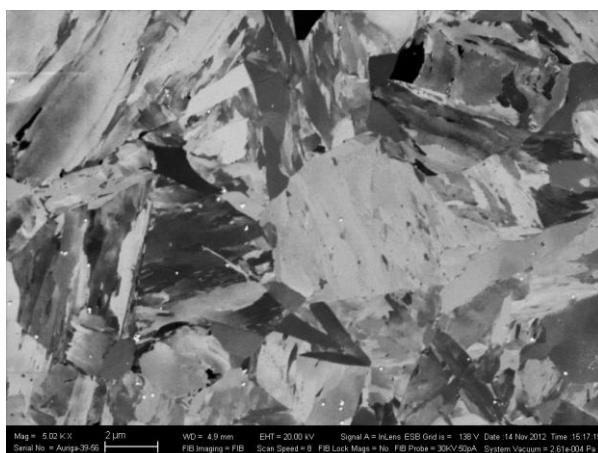
При размере аустенитного зерна 2-6 мкм в каждом из них наблюдается только одна ориентировка мартенситных пакетов, что хорошо согласуется с известными данными о формировании в мелком (менее 25 мкм) зерне 1...2 ориентировок мартенситных пакетов, в то время как в крупном зерне все шесть ориентировок занимают равные доли объема.



а



б



в

а – закалка от 880 °С; б – закалка от 880 °С, 780 °С; в – закалка от 880 °С, 810 °С

Рисунок 2. Структура стали 26Х1МФА после закалки из однофазной и двухфазной областей

В процессе отпуска стали 26Х1МФА ферритная фаза наследует форму и размеры кристаллов реечного мартенсита, поэтому средний размер «пакетов» ферритных кристаллов соответствует размеру мартенситных пакетов, полученных в результате закалки от различных температур. Т.е. измельчение микроструктуры, которое наблюдалось после двукратной закалки с температуры в верхней части МКИ, сохранилось и после отпуска.

Карбиды, выделившиеся в стали, закаленной из однофазной области или температур нижней части межкритического интервала, дисперсны и равномерно распределены в ферритной матрице, в то время как после межкритической закалки от повышенных температур в структуре присутствуют крупные карбиды (размером до 400 нм), располагающиеся по границам бывших мартенситных пакетов и являющиеся результатом роста в процессе отпуска карбидов, имевшихся после второй закалки.

В результате межкритической закалки сформировался комплекс свойств при удовлетворительном уровне прочности отличающийся экстремально высокой ударной вязкостью при пониженных температурах. Можно ожидать и высоких значений сопротивления разрушению в сероводородсодержащих средах.

Таблица 3 Зависимость комплекса механических свойств от режима термической обработки.

	Температура нагрева при межкритической закалке*	
	$t_{\gamma 2}=780^{\circ}\text{C}$	$t_{\gamma 2}=810^{\circ}\text{C}$
$\sigma_{0,2}$, МПа	710...715	750...775
$\sigma_{\text{в}}$, МПа	820...835	860...875
$\delta_{\text{р}}$, %	7	7
δ , %	22	21
KCV ₋₆₀ , МДж/м ²	1,97	1,81

* Предварительная закалка от 880°C, после межкритической закалки окончательная обработка отпуск 655°C в течение 90 мин

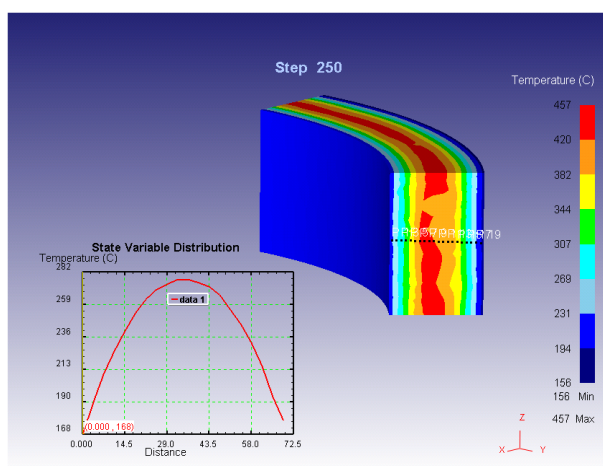
В пятой главе выполнен расчет формирующихся в процессе термической обработки структурных и температурных полей и напряженно-деформированного

состояния в муфтовой заготовке размером 276x26,5 мм из стали 20Х1МФА с применением программного комплекса Deform 3D.

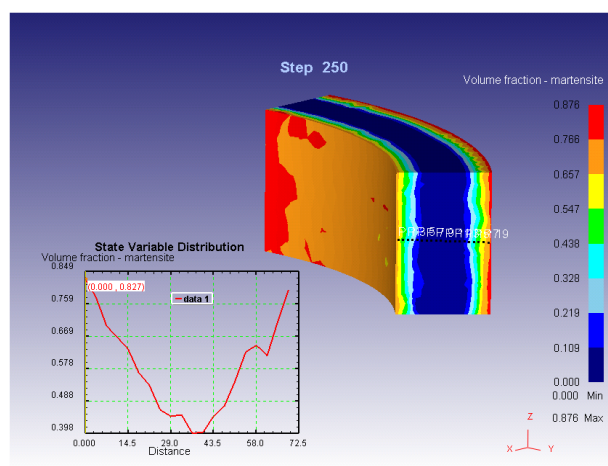
Значения теплофизических свойств, необходимые для расчета взяты из стандартной базы данных для стали близкого химического состава (типа 30ХМА). В расчете используется изотермическая диаграмма. Наши эксперименты показали, что сталь типа 20Х1МФА имеет довольно высокую устойчивость аустенита в области перлитного превращения, и очень низкую в интервале температур образования бейнита, поэтому для расчетов использовалась построенная нами изотермическая диаграмма. Коэффициент теплоотдачи взят наиболее близкий к коэффициенту для спрейерных закалочных устройств, применяемых на трубных заводах. В расчетах принималось двустороннее охлаждение изделия.

На первом этапе проведено моделирование закалки в спрейерном устройстве. Условием окончания охлаждения являлось падение температуры поверхности ниже 50 °С. Установлено, что спустя 25 секунд после начала охлаждения температура поверхности снижается до 168 °С, а максимальная составляет около 275 °С (рисунок 3, а). Основной структурной составляющей становится мартенсит (рисунок 3, б). Его количество на поверхности достигает 80 %, а в центральных областях 40 %. Аустенита в поверхностных слоях остается около 8 %, а в центральных – чуть менее 50 % (рисунок 3, в). Временные напряжения достигают максимальных значений: 618 МПа на внутренней поверхности и 251 МПа в центральных областях (рисунок 3, г).

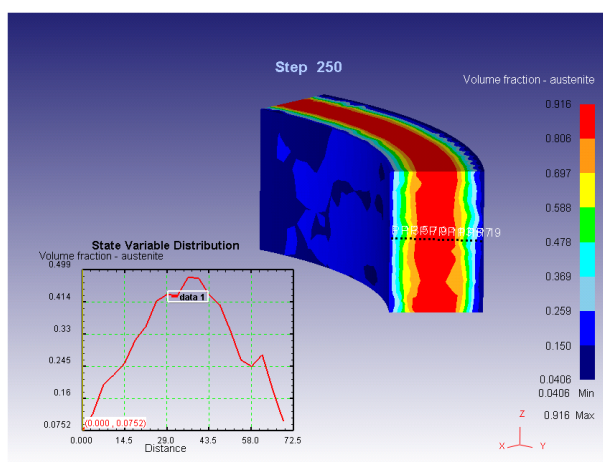
С понижением среднемассовой температуры интенсивность охлаждения внутренних областей уменьшается. Количество продуктов превращения по диффузионному и промежуточному механизмам остается неизменным. Объемная доля мартенсита интенсивно увеличивается во внутренних сечениях и достаточно медленно (в соответствии с медленной скоростью охлаждения) на поверхности. Распределение временных напряжений остается неизменным, но их уровень постепенно снижается. Через 55 секунд после начала охлаждения поверхность приобретает температуру примерно 47 °С, максимальная температура по сечению 60 °С. Все превращения заканчиваются. В поверхностных слоях сформировалась структура, состоящая из 89 % мартенсита, 9 % бейнита, 1,5 % продуктов диффузионного превращения и 0,5 % аустенита, в центральных сечениях заготовка имеет структуру 87 % мартенсита, 10,5 % бейнита, 2 % продуктов диффузионного превращения и 0,5 % аустенита. Структура достаточно однородная. Значения твердости составляют HRC 52...51,5 по всему сечению.



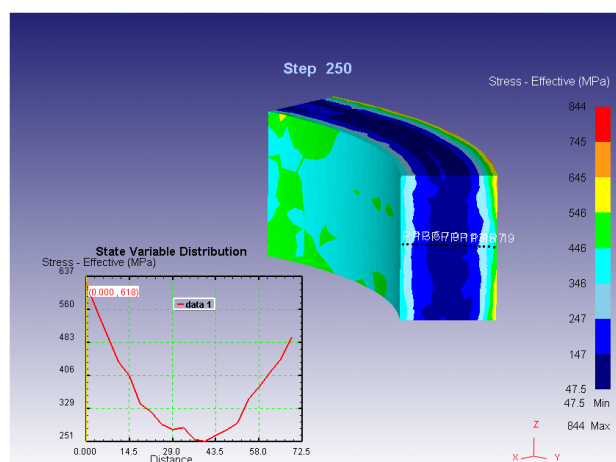
а



б



в



г

Рисунок 3. Результаты моделирования двустороннего охлаждения с температуры 850 °С в течение 25 сек

На втором этапе было решено смоделировать режим, позволяющий минимизировать закалочные напряжения. Задача была сформулирована следующим образом: для получения максимального количества мартенсита в структуре и минимальных временных напряжений прервать двухстороннее охлаждение тогда, когда максимальная температура по сечению изделия станет ниже M_n , последующее охлаждение проводить на спокойном воздухе. В соответствии с результатами моделирования закалки время ускоренного охлаждения составило 20 секунд. Расчет был остановлен после достижения температуры заготовки 74 °С. В поверхностных слоях сформировалась структура, состоящая из 50,5 % бейнита (рисунок 4, а), 48,5 % мартенсита (рисунок 4, б), 1,5 % продуктов диффузионного превращения, в центральных сечениях заготовка имеет структуру 89% бейнита (рисунок 4, а), 9 % мартенсита (рисунок 4, б), 2% продуктов диффузионного превращения. Поле остаточных напряжений

претерпело благоприятные изменения: максимальный уровень эффективных напряжений на внутренней поверхности и в центральных областях заготовки составил 120 МПа, а в слое глубиной 5 мм от наружной поверхности интенсивность напряжений начинает снижаться и на поверхности достигает величины 80 МПа (рисунок 4, в). Твердость изменяется от HRC 41,5 до 32 в центральных областях (рисунок 4, г). Проведение моделирования прерванной закалки показало, что, сократив до 20 секунд время интенсивного охлаждения, можно понизить уровень эффективных закалочных напряжений, относительно ускоренного охлаждения в течение 55 секунд, в 5 раз для внутренней стенки и в 7 раз для наружной. Преимущественной структурной составляющей в этом случае становится нижний бейнит, обладающий, как было показано в главе 3 настоящей работы, высоким комплексом механических свойств.

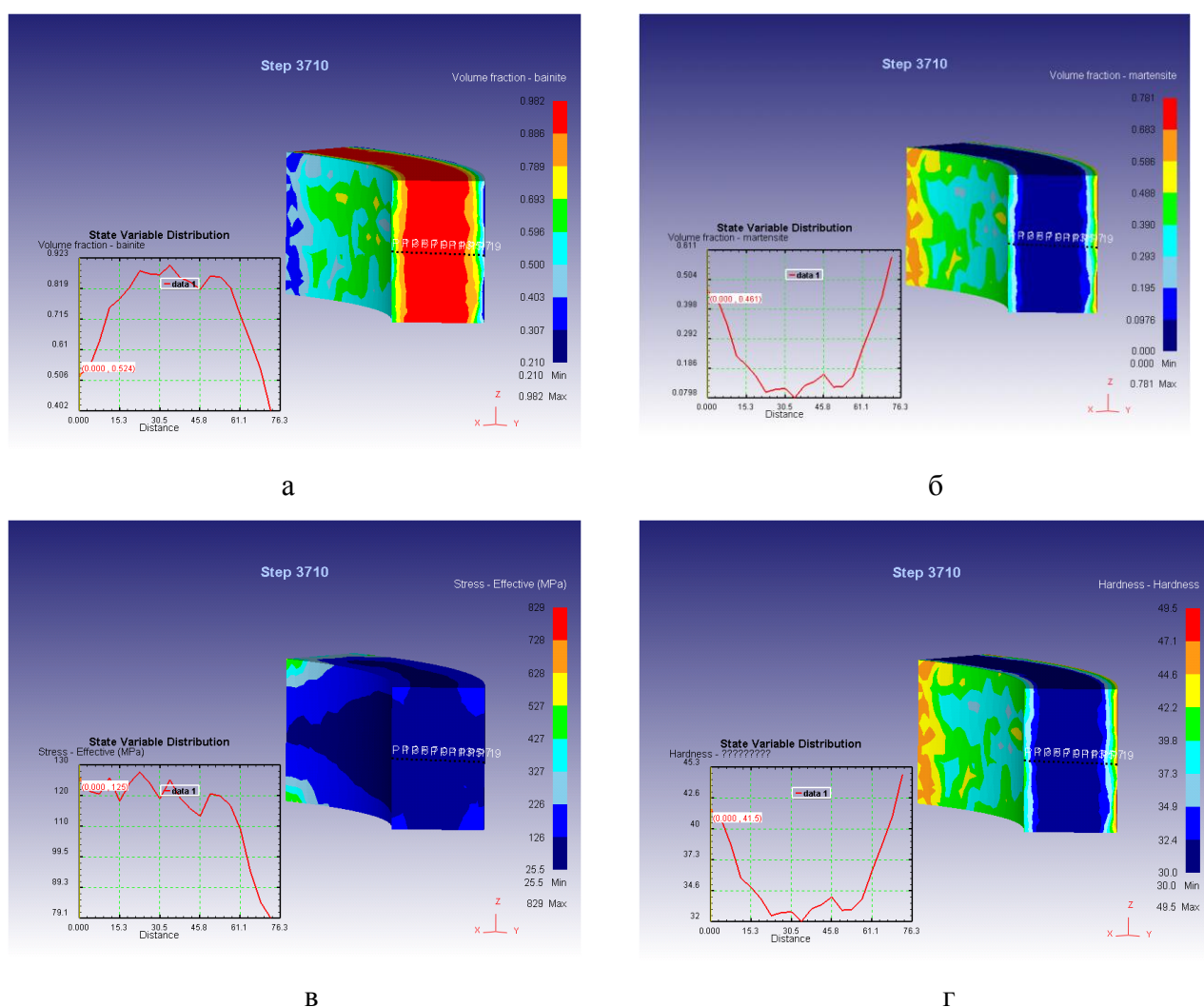


Рисунок 4. Результаты моделирования прерванной закалки

Последней моделью, реализованной в нашей работе была модель изотермической закалки в условиях аналогичных принятым при проведении эксперимента по изотермической закалке в главе 3 ($t_f=850$ °С, $t_b=390$ °С). Полученные высокие свойства позволяют считать такой режим перспективным. В качестве допущения было принято практически мгновенное охлаждение внешней поверхности до температуры 390 °С и дальнейшее постоянство этой температуры. Охлаждение осуществляется за счет теплоотвода через внешнюю и внутреннюю поверхности.

Через две секунды после начала охлаждения максимальная температура в центральных сечениях уменьшается до 700 °С, а на поверхности образуется 1 % бейнита. Через 5 секунд максимальная температура уже меньше 600 °С, а бейнита на поверхности почти 3 %. Количество бейнита постепенно растет и через 15 секунд его количество на поверхности 11 %, а в центральных областях 3,5 %. Максимальная температура при этом ниже 480 °С. Через 90 секунд происходит выравнивание температуры по сечению заготовки. На поверхности структура состоит из бейнита 85 % и аустенита, в центральных областях бейнита меньше – 75 %, остальное – аустенит и небольшое количество (2 %) перлита, образовавшегося ранее. Через 180 секунд структура изделия на 96...98 % состоит из бейнита. В результате моделирования изотермической закалки прогнозируется придание стали твердости на уровне HRC 30. Распределение остаточных эффективных напряжений менее благоприятно по сравнению с прерванной закалкой, но максимальный уровень эффективных напряжений ниже, чем после обычной закалки. Максимальные эффективные напряжения формируются на поверхности изделия (224 МПа), а минимальные (90 МПа) в центральных областях. Хотя изотермическая закалка и позволяет придать материалу достаточно высокий комплекс свойств, но трудности реализации такого способа обработки для труб нефте-газового сортамента не позволяет признать его перспективным на современном этапе развития техники и технологии.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Установлено, что в изделиях, изготовленных по существующей технологии из низко и среднелегированных хромомолибденованадиевых и хромоникельмолибденованадиевых сталей, наблюдается локальная неоднородность распределения легирующих элементов, приводящая к формированию в результате изотермической закалки с последующим резким охлаждением сложной гетерогенной структуры, состоящей из мартенситных, бейнитных и мартенситно-бейнитных (с разным соотношением) областей.

2. Показано, что повышение вязкости разрушения за счет измельчения мартенситных пакетов при фрагментации исходных аустенитных зерен бейнитными пакетами реализуется в локальных участках, имеющих гетерогенную структуру с благоприятным сочетанием мартенсита и бейнита, причем за счет постепенного захвата бейнитным превращением все более легированных областей такие участки имеются при любой длительности изотермической выдержке и при любой скорости непрерывного охлаждения, формирующей мартенситно-бейнитную структуру.

3. Определено, что сталь 20Х1МФА позволяет получить комплекс свойств, соответствующий группе прочности Р110 в соответствии со стандартом API 5CT/ISO 11960 и М по ГОСТ 632 после изотермической закалки при температуре 400 °С в течение 180...5400 сек (охлаждение после выдержки в воде) или охлаждения в воде после изотермической выдержки при температуре 600 °С в течение 20...5400 сек. В обоих случаях окончательной обработкой являлся низкий отпуск при 150 °С, 1,5ч.

4. Исследованы основные закономерности образования структуры феррита при закалке из межкритического интервала низколегированных сталей. Выделение при нагреве до 780 °С по границам мартенситных реек, образовавшихся в процессе первой закалки из однофазной области, карбидов размером 180-300 нм за счет сдерживания процессов рекристаллизации приводит к формированию на месте пакетов мартенсита пластинчатых кристаллов феррита.

5. Установлено, что при межкритической закалке стали 26Х1МФА измельчение структуры происходит за счет формирования при температурах в верхней части МКИ большого количества дисперсных зерен аустенита и, как следствие, измельчения мартенситных пакетов. В структуре после межкритической закалки присутствует феррит в виде пластин и пакетов, а также пакетный мартенсит с длиной реек 2...4 мкм (примерно в 5 раз меньше, чем после нормальной закалки).

6. Показано, что достигнутое в результате межкритической закалки измельчение структуры наследуется в высокоотпущенном состоянии и приводит к значительному повышению ударной вязкости при отрицательных температурах (KCV_{-60} , МДж/м² на уровне 1,8...1,9). Причем свойства меняются незначительно в интервале температур нагрева под межкритическую закалку 780...810°С, что позволяет рекомендовать этот режим к промышленному опробованию.

7. Проведено моделирование формирующихся в процессе термической обработки структурных и температурных полей и напряженно-деформированного состояния в муфтовой заготовке размером 276х26,5 мм из стали 20Х1МФА с применением программного комплекса Deform 3D модуля НТ. Для повышения адекватности расчетов

применена экспериментально построенная изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 20Х1МФА в области бейнитного превращения.

8. Проведение моделирования прерванной закалки показало, что, сократив до 20 секунд время интенсивного охлаждения, можно понизить уровень эффективных закалочных напряжений, относительно ускоренного охлаждения в течение 55 секунд, в 5 раз для внутренней стенки и в 7 раз для наружной. Преимущественной структурной составляющей в этом случае становится нижний бейнит. Расчетные значения твердости HRC 41,5 до 32.

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях.

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК:

1. Беликов С.В., Карабаналов М.С., Попов А.А., Аль Катави А.А.Х., Сергеева К.И. Влияние температуры нагрева в межкритический интервал на формирование субзеренной структуры в предварительно закаленных низколегированных сталях // Современные проблемы науки и образования (электронный журнал), № 2, 2013; URL: www.science-education.ru/108-8873.

2. Корниенко О.Ю., Беликов С.В., Сергеева К.И., Аль Катави А.А.Х., Ермензина Н.В. «Оценка возможности применения изотермической закалки для повышения конструктивной прочности толстостенных труб повышенной надежности» // Современные проблемы науки и образования (электронный журнал), № 3, 2013; URL: <http://www.science-education.ru/109-9250>.

3. Аль Катави А.А.Х., Беликов С.В., Мусихин С.А., Соляник И.А., Сергеева К.И. «Применение программного комплекса Deform 3D для расчета формирующихся в процессе термической обработки структурных и температурных полей и напряженно-деформированного состояния в муфтовой заготовке из стали 20Х1МФА» // Современные проблемы науки и образования (электронный журнал), № 3, 2013; URL: <http://www.science-education.ru/109-9244>.

Другие публикации:

4. Al-Katawy A. Adwan Heat treatment of welded low alloy steel (30CrMoV9) used for high pressure tank // Инновационные технологии в машиностроении: материалы междунар. науч.-практ. конф., г. Пермь, 24-25 мая 2012 г.: сб. материалов / Перм. нац. исслед. политехн. ун-т. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2012. С. 40-41.

5. Al-Katawy A. Adwan Austempering low alloy steel by used molten copper // Сборник научных трудов XIII международной научно-технической уральской школы-семинара металлосведов-молосдых ученых, УрФУ, 2012. С. 129-132.

6. Al-Katawy A. Adwan Effect of time and temperature on characteristics austempering low alloy steel // Сборник научных трудов XIII международной научно-технической уральской школы-семинара металлосведов-молосдых ученых, УрФУ, 2012. С. 133-137.