

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
имени ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

На правах рукописи

ПРОТОНОПОВ Виктор Анатольевич

УДК 669.14.018.29:621.785

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
ЛИТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

05.16.01 - "Металловедение и термическая
обработка металлов"

Автореферат
диссертации на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Челябинск
1988

Работа выполнена на кафедре металловедения и термической обработки металлов Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола.

Научный руководитель - доктор технических наук, профессор ШТЕЙНБЕРГ М.М.

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор ГРАЧЕВ С.В.,

кандидат технических наук, старший научный сотрудник КУТЬИН А.Б.

Ведущая организация - научно-исследовательский институт металлургии, г. Челябинск.

Защита состоится "7" декабря 1988 г., в 14 ч., на заседании специализированного совета К-053.13.03 при Челябинском политехническом институте имени Ленинского комсомола.

Адрес института: 454044, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76
С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Автореферат разослан "24" октября 1988 г.

Учёный секретарь специали-
зированного совета, кандидат
технических наук,

докторант



ТОКОВОЙ О.К.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Современное развитие техники предъявляет всё возрастающие требования к качеству металлических материалов. На XXVII съезде КПСС создание новых технологических процессов, обеспечивающих повышение качества металлоконструкций, рассматривалось как важная народнохозяйственная задача.

Для улучшения комплекса механических свойств сталей и сплавов могут использоваться различные методы термомеханического упрочнения. Весьма перспективной является высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), заключающаяся в совмещении горячей пластической деформации с закалкой, исключающей развитие рекристаллизации. Влияние ВТМО на структуру и свойства достаточно подробно исследовано применительно к кованным стальям и прокату. В результате такой обработки может быть достигнуто не только повышение их прочностных характеристик, но и увеличено сопротивление хрупкому разрушению. Особенно эффективно ВТМО ослабляет развитие интеркристаллитной хрупкости сталей и сплавов.

В промышленности широкое применение находит стальное литьё. Кроме того, литая структура формируется при сварке и восстановлении деталей методом поверхностной наплавки. В связи с особенностями структуры, литые детали и сварные соединения часто характеризуются пониженным уровнем пластичности и повышенной склонностью к хрупкому разрушению, причём обычная термическая обработка (ОТО) недостаточно эффективна для устранения этих недостатков. Учитывая, что служебные свойства стали в значительной мере определяются структурным состоянием поверхностного слоя, представлялось важным выяснить возможность повышения свойств литого материала методом ВТМО. Применительно к литым конструкционным стальям этот вопрос практически не изучался.

Цель работы. Установить основные закономерности формирования структуры и свойств при термомеханической обработке литых конструкционных сталей. В связи с этим в работе были поставлены следующие задачи:

- изучить влияние ВТМО на структуру, механические свойства и характер разрушения литых конструкционных сталей с различной склонностью к структурной наследственности и отпускной хрупкости;

- исследовать воздействие ВТМО на интеркристаллитное охрупчивание сталей с литой структурой;
- выяснить влияние последеформационных выдержек, сопровождающихся развитием рекристаллизации горячедеформированного аустенита, на свойства литых сталей;
- изучить влияние ВТМО, а также умеренной горячей деформации с последующим диффузионным распадом переохлаждённого аустенита на исправление крупнозернистой структуры и излома литых сталей при дальнейшей термической обработке;
- установить возможность использования термомеханической обработки для повышения механических свойств швов труб большого диаметра, изготовленных высокочастотным способом сварки.

Научная новизна.

1. Выявлены основные закономерности влияния ВТМО на свойства закалённых на мартенсит и высокоступченных литых конструкционных сталей с различной склонностью к структурной наследственности.

2. Установлено положительное влияние ВТМО на ослабление интеркристаллитного охрупчивания литых сталей в закалённом и отпущенном состояниях. Такая обработка затрудняет развитие интеркристаллитных трещин не только по границам аустенитного зерна, формирующегося при аустенитизации, но и по границам исходной грануляционной структуры.

3. Показано, что для улучшения комплекса механических свойств литых конструкционных сталей может быть использована умеренная горячая деформация с последеформационной паузой, обеспечивающей измельчение аустенитного зерна в результате рекристаллизации.

4. Установлено, что ВТМО, а также горячая пластическая деформация с последующим диффузионным распадом переохлаждённого аустенита не менее, чем на 30...40%, обеспечивают при перезакалке исправление крупнозернистой структуры и излома литых конструкционных сталей.

Практическая ценность. Результаты работы позволили установить, что использование термомеханической обработки открывает дополнительные возможности для повышения механических свойств стального литья и сварных соединений, полученных высокочастотным способом сварки. На основе проведённых исследований разработан режим термомеханической обработки, который внедрён на Челябинском заводе азотомелин с годовым экономическим эффектом 17943 рубля (доля

личного участия автора диссертации соответствует 30%). На кузнецком заводе объединения КамАЗ проведены промышленные испытания термомеханически упрочненных деталей дробемётного оборудования. Ожидаемый годовой экономический эффект составляет 16940 рублей (доля личного участия автора диссертации составляет 80%). Предложены и опробованы в промышленных условиях режимы локальной термомеханической обработки сварных соединений труб диаметром 530 мм из сталей 17Г1С и 09Г2СФ, обеспечивающие получение ударной вязкости, значительно превышающей требования ГОСТ 20295-85 на электросварные трубы для газо- и нефтепроводов.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены и обсуждены: на научно-техническом семинаре "Легирование и свойства конструкционных сталей" (Киев, 1984 г.), на Всесоюзной научно-технической конференции "Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов" (Ижевск, 1984 г.), на научно-технической конференции молодых металлургов-исследователей (Донецк, 1985 г.), на научно-техническом семинаре МИНТИ им. Ф.Э.Дзержинского "Методы повышения конструктивной прочности металлических материалов" (Москва, 1988 г.), на ежегодных научно-технических конференциях Челябинского политехнического института 1983...1987 г.г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 6 работ.

Структура и объём работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, заключения, библиографии и приложений. Содержание работы изложено на 199 страницах, в том числе 101 страница машинописного текста, 58 рисунков, 8 таблиц, список цитируемой литературы из 157 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ

Во Введении обоснована актуальность темы, сформулирована цель работы, определена её научная и практическая ценность.

Первая глава посвящена обзору литературы по ВТМО сталей и сплавов. Проанализированы основные закономерности формирования структуры во время высокотемпературной пластической деформации и при последеформационных паузах, а также особенности фазовых превращений, протекающих в горячедеформированных сталях. Рассмотрено влияние состава, температурно-деформационных условий ВТМО и режима отпуска на комплекс механических свойств термомеханически

упрочненных сталей. В конце главы сформулированы и обоснованы задачи исследования.

Во второй главе приведены составы изученных сталей (ЗОНЗИ, ЗОНЗМЛ, ЗОНГСАЛ, ЗОНГСН2АЛ), проведен анализ их исходной структуры и описаны методы исследования.

С целью повышения надежности результатов эксперименты осуществляли, как правило, на нескольких плавках одной марки стали. Отливки из сталей ЗОНЗИ и ЗОНЗМЛ имели квадратное (30x30 мм) или прямоугольное (40x140 мм), а из других сталей - круглое (ϕ 50 мм) сечение. Их исходная структура характеризовалась крупным (до нескольких миллиметров) зерном аустенита, формирующимся в процессе грануляции сталей во время охлаждения после завершения первичной кристаллизации. Для проведения большинства экспериментов из поверхностных слоев отливок как не подвергнутых гомогенизирующему отжигу, так и предварительно гомогенизованных при $1050\ldots1200^{\circ}\text{C}$ с выдержками до 20 часов и последующим охлаждением в печи, вырезались заготовки сечением от $4,5 \times 10$ до 16×30 мм. Часть исследований выполнена на трубах диаметром 530 мм, изготовленных высокочастотной сваркой из горячекатаной полосы стали 17Г1С. При лабораторных экспериментах использовали темпилеты размером 200x100 мм, вырезанные из зоны сварного соединения.

Аустенитизацию литых сталей проводили при $860\ldots900^{\circ}\text{C}$. Для деформации использовали лабораторный прокатный стан с валками, имеющими гладкую бочку диаметром 180 мм. В основных экспериментах деформацию осуществляли с обжатием 30% при температурах аустенитизации, скорость прокатки равнялась 4,3 м/мин, при этом истинная скорость деформации составила 1 c^{-1} . При ВТМО после окончания деформирования следовала немедленная закалка.

Механические свойства исследованных сталей при испытаниях на статическое растяжение и динамический изгиб определяли в соответствии с ГОСТами 1497-84 и 9454-78.

Оценку склонности литой стали к задержанному разрушению в закаленном состоянии осуществляли в условиях испытания на сосредоточенный изгиб. При скоростях нагружения 0,05...5,0 мм/мин определяли величину разрушенного напряжения. Образцы, подвергнутые закалке или ВТМО, имели одинаковое сечение, равное $4,5 \times 10$ мм. Время от момента окончания закалки до начала испытаний составляло 5 мин.

- 2 -
Для определения ударной вязкости сварных соединений исследованных труб использовали образцы размерами 55x10x7 мм. Их вырезали из зоны сварного шва в плоскости, перпендикулярной продольной оси трубы. Надрез глубиной 2,0 мм с радиусом в вершине, равным 1,0 мм, наносили непосредственно по линии сплавления, выявляемой предварительным травлением.

Изломки образцов после различных методов испытания изучали на микроскопе МБС-9, для проведения микротрактографических исследований использовали растровый электронный микроскоп "Tesla BS-301".

Микроструктуру сталей изучали на оптическом (Neophot-21) и растровом электронном микроскопах. Образцы для электронномикроскопического анализа тонкой структуры готовили по общепринятой методике и исследовали на просвет в электронном микроскопе ("Tesla BS-540").

Величину зерна оценивали номером стандартной шкалы в соответствии с ГОСТ 5639-82. При изучении кинетики рекристаллизации горячедеформированного аустенита во время последеформационных пауз по данным индивидуального промера 700...800 зёрен строили гистограммы их распределения по размерам.

Влияние горячей деформации на кинетику диффузионного превращения пересхлаждённого аустенита изучали магнитометрическим и микроструктурным методами.

Плотность литых сталей после закалки и ВТМО определяли методом гидростатического взвешивания.

В третьей главе рассмотрено влияние ВТМО на структуру и свойства литых конструкционных сталей, а также проведён анализ воздействия этой обработки на характер их разрушения и различные виды интеркристаллитного охрупчивания.

Установлено, что при нагреве исследованных сталей под закалку имеет место явление структурной наследственности, заключающееся в практически полном (ЗОХНЗМЛ, ЗОХНЗЛ) или частичном (ЗОХГСН2АЛ) восстановлении исходных грануляционных зёрен, выявляющихся как в микроструктуре, так и в изломе. Если закалке предшествует гомогенизирующий отжиг, то исправление грануляционной структуры достигается лишь для сталей ЗОХГСАЛ и ЗОХГСН2АЛ.

В горячедеформированных и немедленно закалённых образцах граниль как крупных, наследуемых от исходной литой структуры, так и мелких, сформировавшихся при аустенитизации, зёрен приобретают зу-

чатое строение, характерное для такой обработки. Последнее также, как и вытянутость зёрен в направлении прокатки, свидетельствует о том, что процессы рекристаллизации аустенита при проведении ВТМО были практически подавлены.

По сравнению с обычной термической обработкой ВТМО (деформация на 30% при 860...900°C) повысила механические свойства исследованных сталей в высокоотпущенном состоянии (таблица I). При этом после отпуска на 600°C наиболее значительное увеличение прочностных характеристик достиглось для стали 30ХНЗМФ: по сравнению с недеформированным состоянием предел текучести возрастал на 230, а предел прочности - на 260 МПа. Для других сталей, не содержащих молибден и ванадий, задерживающих разупрочнение α -матрицы и коагуляцию карбидной фазы, сохранение ощутимого эффекта термомеханического упрочнения наблюдалось лишь при снижении температуры отпуска до 550°C.

Одновременно с дополнительным упрочнением после ВТМО имело место заметное повышение пластичности и ударной вязкости высокоотпущеных литых сталей, а также снижение температурного порога хладноломкости.

Установлено, что увеличение ударной вязкости исследованных сталей под воздействием ВТМО характерно для широкого интервала температур отпуска (200...650°C). Особенно эффективно такая обработка повышала КСУ в случае отпуска при температурах развития отпускной хрупкости.

Для оценки влияния параметров горячей деформации на механические свойства литых сталей при проведении ВТМО варьировали температуру (от 900 до 750°C) и степень (от 15 до 45%) пластической деформации. В случае деформирования при 900°C ощутимое повышение прочностных характеристик в высокоотпущенном состоянии (600°C) имело место при осуществлении прокатки с обжатием 30% и более. При таких режимах деформирования достигались и наиболее высокие свойства пластичности. Понижение температуры деформирования от 900 до 750°C (при постоянном обжатии 30%) несколько увеличивало эффект упрочнения. Однако при этом происходило снижение характеристик пластичности термомеханически упрочнённой стали до уровня, характерного для недеформированного состояния. Таким образом, для повышения комплекса механических свойств листовой стали деформацию целесообразно осуществлять при температуре 900°C с обжатием не менее 30%.

Таблица I

Влияние ВТМО на механические свойства литых сталей

Сталь	Обработка	Темпера- тура от- пуска, °С	$\sigma_{0,2}$	σ_8	δ	ψ	KCU Дж/см ²
			[МПа]	[%]	[%]	[%]	
30ХН3МФЛ	Закалка		890	1030	4,3	17,2	47,0
		600	880	1030	6,4	18,0	55,0
	ВТМО		II20	II290	8,9	26,2	70,0
			II30	I220	10,4	26,0	67,0
30ХН3Л	Закалка		I020	II30	4,0	10,0	3,0
		550					
	ВТМО		I240	I320	8,0	13,0	20,0
30ХГСАЛ	Закалка		860	I010	8,8	30,0	46,0
		600					
	ВТМО		920	I050	16,8	35,0	60,0
30ХГСН2АЛ	Закалка		—	—	—	—	—
		600	846	952	14,8	36,3	75,0
	ВТМО		—	—	—	—	—
			902	997	17,7	49,3	97,0
30ХГСН2АЛ	Закалка		—	—	—	—	—
		550	I020	II40	5,4	22,0	10,0
	ВТМО		—	—	—	—	—
			II30	I220	9,6	39,0	58,0
30ХГСН2АЛ	Закалка		—	—	—	—	—
		600	840	990	4,3	17,2	15,0
	ВТМО		—	—	—	—	—
			836	940	14,6	30,0	70,0
30ХГСН2АЛ	Закалка		—	—	—	—	—
		600	950	I060	19,3	47,5	43,0
	ВТМО		—	—	—	—	—
			900	990	17,7	47,0	86,0

Примечание. В знаменателе приведены свойства для предварительно гомогенизированных сталей.

Электронномикроскопические исследования тонкой структуры, выполненные с применением статистического анализа, показали, что для образцов, подвергнутых ВТМО, характерна большая, по сравнению с недеформированным состоянием, дисперсность мартенситных реек и однородность их распределения по размерам. Так, например, для стали ЗОХНЗМЛ среднее арифметическое значение ширины реек после такой обработки уменьшилось с 0,28 до 0,18 мкм, а величина дисперсии снизилась более, чем в 2 раза. Отпуск этой стали при 600°C не приводил к заметному развитию процессов возврата: образования новых субзёрен с малой плотностью дислокаций не наблюдалось. Что касается карбидной фазы, то существенного различия в степени её дисперсности для деформированных и недеформированных образцов в высокотемпературном состоянии не выявлено. В других исследованных сталях при отпуске на 600°C происходит интенсивное развитие полигонизации, что и предопределяет сохранение незначительного эффекта термомеханического упрочнения.

Для выяснения причин положительного влияния ВТМО на ударную вязкость было проведено подробное сравнительное исследование изломов закалённых и термомеханически обработанных образцов сталей ЗОХНЗЛ и ЗОХНЗМЛ, подвергнутых отпуску в широком интервале температур (200...650°C). Установлено, что при всех исследованных режимах отпуска разрушение литьих сталей, подвергнутых СТО или ВТМО без предварительного гомогенизирующего отжига, происходит не только по телу, но и по границам исходных грануляционных зёрен. В случае отпуска при 200 и 600...650°C поверхность крупных межзёренных фасеток имеет микровязкое строение, характерное для камнеобразного излома первого рода в катаных и кованых сталях, подвергнутых перегреву. На ней наблюдаются, в основном, неглубокие микроямки с мелкими частицами MnS внутри них. Участки трансакриSTALLITНОГО разрушения низкоотпущеных сталей состояли из фасеток квазискола, разделённых прослойками с вязким ямочным строением. В высокоотпущеных образцах внутризёренное развитие трещины осуществлялось вязко. ВТМО не изменила характер транс- и интеракриSTALLITНОГО разрушения, но существенно (в 2...3 раза) уменьшила площадь излома, занимаемую крупными межзёренными фасетками.

После отпуска при температурах развития обратимой и необратимой отпускной хрупкости разрушение недеформированных сталей по границам грануляционных зёрен происходило хрупко: на межзёренных

фасетках отсутствовали ямки, характерные для микровязкого разрушения. Кроме того, в изломах охрупченной стали 30ХН3Л появлялись мелкие межзёренные фасетки, соответствующие развитию трещин по границам зёрен, образовавшихся при нагреве под закалку. ВТМО не только уменьшила количество участков разрушения по границам грануляционных зёрен, но и изменила характер их строения. Поверхность крупных межзёренных фасеток можно интерпретировать как "полувязкую". Одновременно такая обработка полностью подавила разрушение по границам мелкого аустенитного зерна, сформировавшегося при аустенитизации.

При микрофрактографическом исследовании негомогенизированной стали 30ХГСН2АЛ, подвергнутой ОТО или ВТМО с последующим высоким отпуском, были выявлены те же закономерности, что и для сталей 30ХН3Л и 30ХН3МЛ. В предварительно гомогенизированных стальях 30ХГСАЛ и 30ХГСН2АЛ после закалки от 900°C формировалась мелкозернистая структура, в которой границы исходных крупных зёрен не наблюдались. Соответственно, после всех режимов отпуска (200...650°C) в изломах этих сталей отсутствовали крупные межзёренные фасетки. Повышению ударной вязкости сталей 30ХГСАЛ и 30ХГСН2АЛ под воздействием ВТМО в случае отпуска при температурах развития обратимой и необратимой отпускной хрупкости соответствовало подавление разрушения по границам малых аустенитных зёрен, характерного для недеформированного состояния. После низкого и высокого отпуска наблюдался транскристаллитный характер разрушения. В этом случае увеличение ударной вязкости при ВТМО следует связывать с измельчением кристаллов α -фазы, которое должно затруднить развитие транскристаллитной трещины. Кроме того, при анализе причин улучшения свойств литых сталей при использовании термомеханической обработки необходимо учитывать не только особенности тонкой структуры и характера разрушения, но и изменение плотности материала. При определении этой характеристики установлено, что по сравнению с недеформированным состоянием, ВТМО повышает её на 0,25...0,26%. Это должно приводить к уменьшению количества микропор, которые являются потенциальными местами зарождения трещин.

Для более обстоятельной оценки воздействия ВТМО на подавление микротрещинного разрушения при развитии обратимой отпускной хрупкости негомогенизированные (30ХН3Л) и предварительно гомогенизированные (30ХН3Л, 30ХГСАЛ, 30ХГСН2АЛ) заготовки после зале-

ки и ВТМО спускали при 650°C , а затем подвергали охрупчивашему нагреву на 550°C с последующей 10-часовой выдержкой. После этого определяли ударную вязкость при температурах $-196\ldots 200^{\circ}\text{C}$. Установлено, что ВТМО существенно ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости, смещает серийные кривые КСУ в сторону более низких температур испытания.

Дополнительно исследовано влияние ВТМО и на другие виды интеркристаллитного охрупчивания. На предварительно гомогенизированной стали 30ХН3Л показано, что такая обработка ослабляет хрупкость, связанную с развитием задержанного разрушения. По сравнению с недеформированным состоянием, ВТМО (деформация на 3% при 900°C) обеспечила увеличение разрушающего напряжения в 1,5...2 раза. При этом в образцах, подвергнутых закалке от 900°C , развитие магистральной трещины происходило преимущественно по границам мелких аустенитных зёрен, сформировавшихся при аустенитизации. Кроме того, в их изломах встречались отдельные крупные фасетки, соответствующие развитию трещин по границам грануляционной структуры. Разрушение термомеханически упрочнённой стали проходило только транскристаллитным путём.

Экспериментами, выполненными на предварительно гомогенизированной стали 30ХГСАЛ, установлено, что ВТМО ослабляет охрупчивание, развивающееся во время замедленного нагружения при повышенных температурах. При растяжении закалённых и низкоотпущеных образцов со скоростью 0,1 мм/мин провал пластичности наблюдался в интервале температур $500\ldots 550^{\circ}\text{C}$, то есть при температурах развития обратимой отпускной хрупкости, причём в изломах появлялись мелкие межзёренные фасетки. ВТМО, подавив интеркристаллитное разрушение, существенно повысила пластичность стали в температурном интервале охрупчивания. Так, например, в случае растяжения при 550°C величина относительного сужения для недеформированных образцов составляла 17%, а для термомеханически упрочнённых - 51%.

Таким образом, установлено, что ВТМО является эффективным методом борьбы с интеркристаллитным разрушением литьих сталей. Одним из основных факторов, обусловливающих торможение развития межзёренных трещин при такой обработке следует считать наличие зубчастости на границах зёрен как тех, которые образовались при нагреве под закалку, так и наследуемых от исходной литой структуры. Кроме того, затруднение интеркристаллитного разрушения термомеха-

нически упрочненных сталей может быть связано с возможным уменьшением зернограничных сегрегаций, ослабляющих межзеренное сплошное.

Анализируя данные по влиянию ВТМО на характер разрушения литых сталей, можно было полагать, что эта обработка будет подавлять образование камнеподобного излома второго рода, когда охрупчивающие процессы протекают на границах крупных аустенитных зерен, наследуемых от предшествующих операций термической обработки. Такой эффект был обнаружен при исследовании катаной стали 37ХНЗА, подвергнутой перегреву.

В четвёртой главе изучена кинетика рекристаллизации горячедеформированного аустенита сталей 30ХНЗМЛ и 30ХГСН2АЛ при последеформационных паузах, предшествующих закалке. Проведена сравнительная оценка механических свойств литых сталей, подвергнутых закалке, ВТМО или горячей пластической деформации с последеформационной паузой, приводящей к измельчению зерна за счёт рекристаллизации горячедеформированного аустенита.

Установлено, что для стали 30ХНЗМЛ, деформированной на 30% при 900°C, последующие изотермические выдержки при 900°C длительностью до 10 мин не приводят к заметному развитию рекристаллизации. Значительное увеличение доли мелких рекристаллизованных зерен происходит лишь при 15-минутной паузе. Полная рекристаллизация горячедеформированного аустенита наблюдается при 25-минутной паузе: по всему объёму металла формируется сравнительно мелко-зернистая структура с размером зерна, не превышающим 90 мкм. Выдержка в течение 30 мин сопровождается развитием собирательной рекристаллизации.

В стали 30ХГСН2АЛ, которая была деформирована по тому же режиму, что и сталь 30ХНЗМЛ, интенсивное образование новых зерен происходит уже при 1,5-минутной паузе. Процессы рекристаллизации горячедеформированного аустенита в этой стали протекали крайне неравномерно, что связано со значительной химической неоднородностью по объёму отливки. Так, после 5-минутной выдержки, наряду с рекристаллизованными участками с мелким зерном, сохранились крупные нерекристаллизованные участки. Дальнейшее увеличение выдержки приводило не только к росту объёма рекристаллизованного металла, но и к укрупнению рекристаллизованных зерен.

Оценка свойств литьих сталей в высокоотпущенном (600°C) состоянии, проведённая после обработок с паузами, обеспечивающими наиболее сильное измельчение зерна (25 мин для стали 30ХН3МЛ и 5 мин для стали 30ХГСН2АЛ) показала, что такие паузы позволяют получить более высокий, по сравнению с обычной термической обработкой, комплекс свойств. При этом может быть достигнут уровень прочности, близкий к тому, который обеспечивает ВТМО. Но, в то же время, обработка с последеформационными паузами не позволяет получить в высокоотпущенном состоянии значений ударной вязкости, характерных для термомеханически упрочнённых сталей. Следует отметить, что, несмотря на развитие рекристаллизационных процессов, в изломах образцов наблюдались участки разрушения по границам исходных грануляционных зёрен.

Ещё более существенно преимущества ВТМО, по сравнению с обработкой для измельчения зерна, выявляются в случае склонности стали к обратимой отпускной хрупкости. На гомогенизированной стали 30ХГСН2АЛ, подвергнутой провоцирующему охрупчивающему отпуску, показано, что ВТМО, полностью подавляя развитие интеркристаллитных трещин, в большей мере смещает сериюальную кривую ударной вязкости в сторону низких температур, чем обработка с оптимальной последеформационной паузой, после которой преобладает интеркристаллитное разрушение.

Пятая глава диссертационной работы посвящена исследованию воздействия ВТМО и умеренной горячей деформации с последующим диффузионным распадом переохлаждённого аустенита на исправление излома сталей 30ХН3Л и 30ХН3МЛ с исходным грануляционным зерном и кристаллографически упорядоченной структурой. Проанализировано, какая из вышеуказанных обработок обеспечивает более полное исправление крупнозернистой структуры и излома при последующем нагреве под закалку. Установлена связь между достигаемым исправлением литьей структуры и механическими характеристиками исследованных сталей в закалённом и высокоротпущенном состояниях.

Показано, что прокатка с обкатием 30% при температуре аустенитизации 900°C способствует интенсификации диффузионного распада переохлаждённого аустенита при последующих изотермических выдержках в температурном интервале первой ступени превращения. Ускоряющее влияние деформации проявлялось в уменьшении инкубационного периода (более, чем в 2 раза) и увеличении скорости превра-

щения. В результате этого, по сравнению с недеформированным состоянием, существенно сокращалась длительность изотермической выдержки, необходимой для получения одного и того же количества продуктов диффузионного превращения. Так, например, при 625°C распад переохлаждённого аустенита на 50% в недеформированной стали 30ХН3Л происходил за 62, а в деформированной - за 34 мин.

Сталь 30ХН3МЛ характеризовалась более высокой устойчивостью переохлаждённого аустенита: в случае 48-часовой выдержки при 650°C количество феррито-карбидной смеси в недеформированных образцах не превышало 60, а в деформированных - 90%. Электронномикроскопическое исследование не выявило заметного влияния деформации на дисперсность ферритных участков, толщину карбидных пластин и межпластинчатое расстояние в перлитных колониях.

Микроструктурные исследования показали, что не только однократная, но и двойная закалка от 900°C , несмотря на формирование мелкого (номер II, I2) аустенитного зерна, не приводит к исчезновению границ исходных грануляционных зёрен в сталях 30ХН3Л и 30ХН3МЛ. Соответственно такие обработки не исправляют и излом литой стали: развитие магистральной трещины происходит преимущественно по границиам крупных грануляционных зёрен.

Аустенитизация при 900°C (без деформации) с последующим диффузионным превращением также не обеспечивает исправление исходной структуры: даже в случае полного распада переохлаждённого аустенита и закалки от 900°C на фоне мелких зёрен выявлялись "остатки" границ грануляционного зерна. При этом наличие в структуре сталей перед их нагревом под закалку менее 30% феррито-карбидной смеси мало влияло на вид излома. С увеличением степени распада площадь излома закалённых образцов, занимаемая крупными межзёренными фасетками уменьшалась, однако, их полного исчезновения не произошло даже в случае распада на 90...100%.

Использование ВТМО (деформация на 30% при 900°C) приводит к значительному уменьшению доли крупнокристаллических участков в изломах по сравнению с однократной или двойной закалкой от 900°C . Ещё более эффективно её совмещение с повторной закалкой. Отличительной особенностью микроструктуры после такой обработки является практическое отсутствие границ грануляционных зёрен большой протяжённости. Соответственно крупные межзёренные фасетки в изломах закалённых сталей не выявляются. Лишь при микрографогра-

фическом исследовании можно наблюдать отдельные небольшие участки разрушения по границам грануляционного зерна.

Наиболее хорошие результаты по исправлению литой структуры даёт предварительная обработка, при которой после горячей пластической деформации (30% при 900°C) осуществляется изотермическая выдержка перекристаллизованного аустенита при температурах первой ступени его распада, обеспечивающая получение не менее 30% продуктов диффузационного превращения. Последующая закалка от 900°C приводит к тому, что в микроструктуре и изломах стали не наблюдаются границы грануляционных зёрен.

Более полное, по сравнению с недеформированным состоянием, исправление литой структуры в случае закалки стали, предварительно подвергнутой ВТМО или горячей пластической деформации с последующим диффузационным распадом переохлаждённого аустенита, обеспечило ощутимое повышение разрушающего напряжения при испытании закалённых образцов на задержанное разрушение (таблица 2). Положительный эффект от таких обработок сохраняется и в том случае, если окончательной операцией является высокий отпуск. Фрактографические исследования изломов образцов, подвергнутых механическим испытаниям, показали, что увеличению разрушающего напряжения закалённой стали также, как и росту ударной вязкости в высокоотпущенном состоянии, соответствует уменьшение площади излома, занимаемой крупными межёренными фасетками, являющимися результатом разрушения по границам грануляционных зёрен.

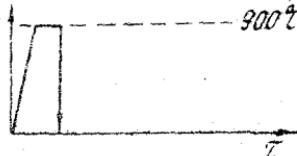
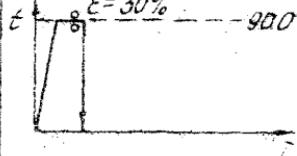
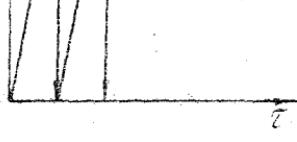
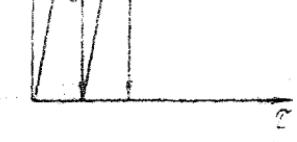
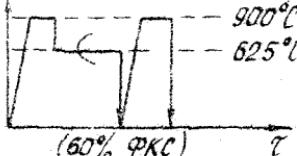
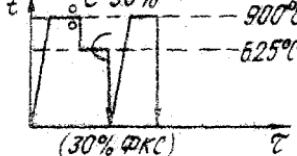
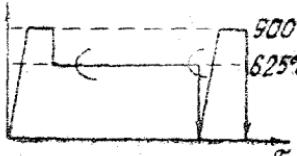
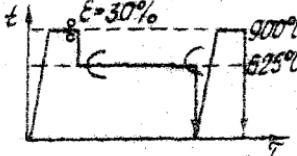
В шестой главе рассмотрено влияние термомеханической обработки на ударную вязкость, микроструктуру и характер разрушения сварных соединений труб из стали 17Г1С, изготовленных высокочастотной сваркой.

Применение высокочастотной сварки (ВЧО) при производстве труб большого диаметра открывает широкие возможности по увеличению производительности труда, улучшению условий работы и экономии материальных ресурсов. Однако при изготовлении труб, предназначенных для магистральных газо- и нефтепроводов, она не используется, так как не обеспечивает требуемого ГОСТ 20295-85 уровня ударной вязкости шва (не менее 30 Дж/см² при температуре -40°C).

На наружной и внутренней поверхности стенки труб, изготовленных ВЧС, образуется грат - выдавленный при осадке и закристаллизовавшийся металл. Наружный грат удаляется механическим путём.

Таблица 2

Разрушающее напряжение (σ_p) при испытании стали 30ХН3Л на задержанное разрушение в закаленном состоянии и ударная вязкость этой стали после отпуска при 650°C

Обработка	σ_p , МПа	KCU, Дж/см ²	Обработка	σ_p , МПа	KCU Дж/см ²
	580	35		1380	70
	1020	45		1850	83
	1470	46		1900	83
	1580	50		1970	90

Удаление внутреннего грата связано с определёнными технологическими трудностями и производится не всегда. В работе предложен метод локальной термомеханической обработки сварного соединения, при котором деформация шва осуществляется за счёт раскатки грата без уменьшения толщины стенки трубы.

Исследования выполнены на опытных трубах с неудаленным внутренним гратором, изготовленных на Выксунском металлургическом заводе. Часть из них после сварки была подвергнута локальной термомеханической обработке сварного соединения в линии стана, заключающейся в индукционном нагреве до 950 или 1000⁰С с последующим охлаждением на воздухе. Уровень ударной вязкости как нетермообработанных, так и термообработанных швов не соответствовал требованиям ГОСТ 20295-85: в случае испытания при температуре -40⁰С величина KСU составляла 15...34 дж/см².

Экспериментами, проведёнными на темпилетах, вырезанных из зоны сварного соединения исследованных труб, установлено, что термомеханическая обработка, заключающаяся в нагреве шва до 1000⁰С и его деформации путём раскатки грата на лабораторном прокатном стане при 350...700⁰С с последующим охлаждением в воде (ВТМО) или на воздухе, существенно повышает величину ударной вязкости. Так, например, значения этой характеристики, достигаемые после ВТМО (деформация 20...30% при 850⁰С) с последующим отпуском при 600⁰С в 1,5...2 раза выше нормативных требований ГОСТ 20295-85. Одновременно с повышением ударной вязкости после такой обработки увеличивалась и твёрдость сварного соединения (с 207 до 262 НВ).

Значительный прирост ударной вязкости обеспечила и горячая деформация шва при 850...700⁰С с последующим охлаждением на воздухе. Наиболее высокие значения КСU (133...222 дж/см² при -40⁰С) достигались в случае раскатки грата при 850⁰С. Снижение температуры деформирования от 850 до 700⁰С несколько уменьшало наблюдаемый эффект. После таких обработок твёрдость сварного соединения снижалась до уровня твёрдости основного металла. Благоприятное влияние горячей деформации на ударную вязкость шва сохранялось и при снижении температуры испытания до -70⁰С, при этом уровень КСU был в 2...4 раза выше нормативных требований.

Отличительной особенностью микроструктуры сварных соединений, подвергнутых горячей деформации с последующим охлаждением на воздухе, являлось отсутствие продуктов бейнитного превращения

как в центре шва (линии сплавления), так и в прилегающих зонах. Это привело к практически полному устраниению различия в твердости шва и околосшовной зоны, характерного для недеформированного состояния.

Фрактографические исследования показали, что для недеформированного сварного соединения характерно хрупкое разрушение без пластической деформации образца в зоне надреза и образования утяжки, а также развитие магистральной трещины непосредственно по линии сплавления. При этом поверхность излома имеет однородное строение и состоит из фасеток скола. Разрушение сварных соединений, подвергнутых ВТМО или горячей деформации с последующим охлаждением на воздухе происходило с образованием значительной утяжки, а магистральная трещина часто распространялась не по линии сплавления, а через околосшовную зону. Вид изломов свидетельствовал о том, что её зарождение предшествует значительная пластическая деформация: поверхность излома, прилегающая к надрезу, имела ямочный рельеф, типичный для вязкого транскристаллитного разрушения. Развитие трещины в центральной части образца сопровождалось образованием как вязких участков, так и фасеток скола.

В Заключении обобщены основные результаты работы, которые можно сформулировать следующим образом.

1. Установлено, что ВТМО литых сталей имеет свои специфические особенности. Для высокоотпущеного состояния, в отличие от кованых сталей и проката, такая обработка, одновременно с дополнительным упрочнением, всегда обеспечивает повышение пластичности, ударной вязкости и понижение температуры вязко-хрупкого перехода. Эти закономерности реализуются независимо от особенностей легирования, степени проявления структурной наследственности и склонности к обратимой отпускной хрупкости. Они проявляются в случае проведения ВТМО на стальах, не подвергнутых и подвергнутых предварительной гомогенизации. При этом, как показано на стали 30ХНЗМЛ, уровень механических свойств, получаемый после ВТМО, может быть выше, чем после улучшения предварительно гомогенизированной стали.

Прирост прочности литых сталей в высокоотпущенном состоянии, обеспечиваемый ВТМО, также, как для кованых и катаных сталей, в существенной мере зависит от характера их легирования. Наибольший эффект термомеханического упрочнения характерен для стали 30ХНЗМЛ, легированной молибденом и ванадием, задерживающими разупрочнение α -матрицы и коагуляцию карбидной фазы.

2. Для литых сталей также, как и для кованых или катанных материалов, ВТМО значительно ослабляет или полностью подавляет следующие виды интеркристаллитного охрупчивания:

- хрупкость в закаленном состоянии, связанную с развитием задержанного разрушения;
- обратимую и необратимую отпускную хрупкость;
- хрупкость, развивающуюся в процессе замедленного нагружения при повышенных температурах.

Однако, в отличие от кованых сталей и проката, для литых сталей этот эффект обусловлен не только затруднением развития интеркристаллитных трещин по границам аустенитных зерен, формирующихся при нагреве под закалку, но и по границам исходной грануляционной структуры.

3. Показана принципиальная возможность улучшения механических свойств литых сталей при совмещении горячей пластической деформации с рекристаллизационной паузой при температуре деформирования. Правильный подбор длительности последеформационной выдержки позволяет получить более однородную и мелкозернистую, по сравнению с обычной термической обработкой, структуру аустенита и, соответственно, повысить комплекс механических свойств литых сталей.

Уровень прочности и пластичности после такой обработки близок к достигаемому при ВТМО. Однако она обеспечивает всё же меньшее, по сравнению с ВТМО, увеличение ударной вязкости и в меньшей мере ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости.

4. Установлено, что ВТМО с повторной закалкой является эффективной обработкой для исправления излома литых сталей с исходной крупнозернистой кристаллографически упорядоченной структурой. Полное исправление литой структуры, не достижимое при любых режимах ОТО, обеспечивается после горячей пластической деформации с последующим диффузионным распадом переохлаждённого аустенита на 30...40% и повторной закалки.

5. Показано, что ВТМО, а также горячая пластическая деформация с последующим охлаждением на воздухе, способствуя частичной замене хрупкого разрушения сколом на вязкое транскристаллитное разрушение, позволяют существенно повысить уровень ударной вязкости сварных соединений труб диаметром 530 мм, изготовленных высокочастотной сваркой из горячекатаной полосы стали 17Г1С.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах.

1. Влияние ВТМО на свойства сталей ЗОХНЗМФЛ и ЗОХНЗЛ / М.М. Штейнберг, В.А.Протопопов, М.А.Смирнов, Ю.Д.Корятин // Вопросы производства и обработки стали: Сб.научн.труд.: ЧИИ.- Челябинск, 1983.- С.82...87.
2. ВТМО и интеркристаллитная хрупкость сталей / М.А.Смирнов, Л.В.Смирнов, В.М.Счастливцев, И.Л.Яковleva, В.А.Протопопов // Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов: Тезисы докладов Всесоюзной научно-технической конференции. - Ижевск, 1984.- С.II4.
3. ВТМО литых конструкционных сталей / М.М.Штейнберг, В.А.Протопопов, Ю.Д.Корятин, М.А.Смирнов // Известия вузов. Черная металлургия.- 1985.- № 6.- С.96...99.
4. Горячая деформация и рекристаллизационные паузы с целью измельчения структуры литых сталей / М.М.Штейнберг, В.А.Протопопов, М.А.Смирнов, Ю.Д.Корятин // Вопросы производства и обработки стали: Сб.научн.труд.: ЧИИ.- Челябинск, 1985.- С.70...73.
5. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на свойства литых конструкционных сталей / В.А.Протопопов, М.М.Штейнберг // Материалы У Всесоюзной научно-технической конференции молодых металлургов-исследователей при Донец.НИИ чер.металлургии.- Донецк, 1986.- С.86...89.- Деп. в Укр.НИИТИ 24.03.86, № 819-Ук.
6. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на интеркристаллитную хрупкость сталей с мартенситной структурой / М.А.Смирнов, В.И.Филатов, В.А.Протопопов, Л.В.Смирнов // Методы повышения конструктивной прочности металлических материалов: Сб.научн.труд.- М.: МДН.- Т.П. им. Ф.Э.Дзержинского, 1988.- С.19...23.

Протопопов