

**ПЕСКИШЕВ Сергей Александрович**

**ПРИМЕНЕНИЕ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ  
СТАЛЕЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ  
КРЕПЕЖНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, РАБОТАЮЩИХ В МОРСКИХ  
УСЛОВИЯХ ПРИ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ  
ТЕМПЕРАТУРАХ**

Специальность 05.16.01.- Металловедение и термическая  
обработка металлов и сплавов

**АВТОРЕФЕРАТ**  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Санкт-Петербург-2011 г

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы

Развитие морской техники в условиях увеличения нагрузки от давления, снижения температур до климатического холода, эксплуатации в коррозионных средах различной агрессивности требует обеспечения гарантированной надежности элементов конструкций и их материалов. Среди них важное место занимают резьбовые крепежные элементы, которые обеспечивают плотность, прочность и долговечность соединения. Наиболее широко для изготовления используются углеродистые низколегированные, коррозионно-стойкие мартенситные и аустенитные стали. Как показывают данные статистики, в основном, разрушения крепежных элементов носят усталостный характер при обеспечении расчетной ресурсоспособности. Однако имеются, как наиболее опасные, преждевременные разрушения, связанные с различными видами дефектов. Для углеродистых сталей это раскатанные вдоль направления прокатки неметаллические включения-волосовины, трещины различного характера, включая закалочные, флокены, а также структурная неоднородность, приводящая к смятию резьбы, низкая коррозионная стойкость. Для коррозионно-стойких мартенситных и аустенитных сталей характерны разрушения по причине межкристаллитной коррозии (МКК) и коррозионного растрескивания (КР). Перспективным материалом для увеличения надежности крепежных элементов является использование мартенситностареющих сталей, которые по сравнению с другими сталями имеют лучший комплекс механических свойств, высокое сопротивление хрупкому разрушению и достаточную коррозионную стойкость против различных видов коррозии. Однако при практическом использовании этих сталей возникает ряд металлургических проблем, требующих своих решений.

Для крепежных элементов, работающих в сложнапряженном состоянии при конструктивных и технологических концентраторах напряжений, термическая обработка на максимальную прочность (старение) может не обеспечить достаточный запас пластических и вязких свойств, снизить сопротивление коррозионному растрескиванию. Сближение значений пределов текучести и временного сопротивления после старения позволяет сохранить достаточную затяжку крепежного элемента, однако, на структурном уровне снижается подвижность дислокаций, затрудняется развитие релаксационных процессов, что увеличивает степень накопления микродеформаций в условиях длительной эксплуатации. Имеющийся в технической литературе большой объем экспериментальных данных по исследованию мартенситностареющих сталей недостаточен для решения этих проблем. В этой связи проведение исследований, позволяющих найти пути решения указанных проблем, разработка режимов термической обработки крепежных деталей из мартенситностареющих сталей, обеспечивающих оптимальное сочетание свойств, является актуальной практической задачей.

## **Цель работы**

Целью работы является обоснование возможности применения мартенситностарееющих сталей для изготовления крепежных элементов, работающих в морских условиях при температурах климатического холода, и разработка режимов термической обработки, обеспечивающих повышение надежности и ресурса.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие задачи:

- исследование физико-механических и коррозионных свойств мартенситностарееющей стали 03X11H8M2Ф-ВД стандартного состава;
- исследование влияния добавок бора и титана на структуру и свойства стали 03X11H8M2Ф-ВД для применения в крепежных изделиях;
- исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства мартенситностарееющей стали 03X11H8M2Ф-ВД с вариантами ее химического состава;
- разработка режима термической обработки стали 03X11H8M2Ф-ВД, содержащей бор и титан, для крепежных элементов, обеспечивающих их высокую надежность;
- изготовление и термическая обработка по разработанной технологии опытно-промышленной партии крепежных элементов с оценкой их качества и служебных свойств.

## **Методы исследований**

Рентгеноструктурый фазовый анализ, метод анализа анодных осадков, методы химического анализа, металлографический анализ, испытания с определением механических, усталостных, циклических, коррозионных свойств.

## **Научная новизна работы**

1. Предложена ранее не применявшаяся для крепежных элементов, работающих в экстремальных условиях, высокопрочная коррозионностойкая мартенситностарееющая сталь марки 03X11H8M2Ф-ВД.

2. Определен характер изменения прочностных, пластических, вязких и коррозионных свойств мартенситностарееющей стали 03X11H8M2Ф-ВД после закалки в интервале температур 800-1150°C и отпуска 250-660°C, на основании чего выбран режим термической обработки, обеспечивающий требуемое сочетание этих свойств.

3. Исследована стабильность аустенита, образовавшегося в двухфазной ( $\alpha+\gamma$ ) области, и определена возможность повышения вязкости стали за счет образования стабилизированного аустенита при температуре 580°C.

4. Исследовано влияние бора и титана на отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  стали 03X11H8M2Ф-ВД. Определен характер изменения этого отношения при старении, термоциклировании (при безаустенитной структуре), промежуточном нагреве в двухфазной ( $\alpha+\gamma$ ) области и низкотемпературной закалке.

5. Установлено влияние изотермических выдержек (350, 500, 580, 660, 780°C) при нагреве до температуры аустенитизации стали 03X11H8M2Ф-ВД на упругопластический переход в области малой деформации растяжением. Сделано предположение о влиянии атомов железа (как растворителя в стали) на релаксационные процессы при изотермических выдержках.

### **Практическая значимость**

1. Показана целесообразность использования мартенситностареющей стали 03X11H8M2Ф-ВД и разработана технология ее термической обработки для крепежных элементов ответственного назначения, работающих в морских условиях при температурах климатического холода.

2. Рекомендован к внедрению комбинированный режим термической обработки с предварительной перекристаллизацией (ТЦО), изотермическими выдержками при нагреве под низкотемпературную закалку и окончательным старением, что позволяет увеличить пластические ( $\delta=20\%$ ) и вязкие свойства ( $KCV=180\text{Дж/см}^2$ ,  $KCT=130\text{Дж/см}^2$ ). Содержание бора до 0,002% и Ti до 0,15% с термической обработкой по комбинированному режиму позволяют увеличить сопротивление малоциклового усталости при нагружении до  $0,8\sigma_{0,2}$  в 1,5 раза. В результате внедрения разработанных технологий термической обработки мартенситностареющая сталь приобретает структуру, обеспечивающую повышенный комплекс механических свойства, что способствует увеличению ресурса по сравнению с крепежными элементами из мартенситных и аустенитных марок сталей.

### **Основные положения, выносимые на защиту**

1. Результаты сравнительных исследований физико-механических, коррозионных свойств мартенситных, аустенитных и мартенситностареющих сталей.

2. Результаты влияния различных режимов термической обработки на физико-механические, коррозионные, структурные свойства мартенситностареющей стали 03X11H8M2Ф-ВД.

3. Закономерности формирования повышенного комплекса физико-механических, коррозионных, усталостных свойств в зависимости от содержания бора и титана при различных схемах термообработки мартенситностареющей стали 03X11H8M2Ф-ВД.

4. Разработанная и примененная технология изготовления крепежных элементов из мартенситностареющей стали 03X11H8M2Ф-ВД.

### **Апробация работы**

Материалы, составляющие основное содержание работы, докладывались на 6 конференциях: на 10,11,12,14-ой Международных научно-технических конференциях «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов конструкций» (Санкт-Петербург, 2004-2008) на Общероссийской научно-технической конференции «Вторые Уткинские чтения» (Санкт-Петербург, 2005) на 7-ой Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике» (Санкт-Петербург, 2006)

**Публикации.** Основные результаты диссертации опубликованы в 8 печатных трудах, из них 2 статьи в журналах, рекомендованных ВАК Министерства образования и науки РФ.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность работы, сформулированы цели и задачи работы, показана научная новизна и практическая значимость полученных результатов.

**В первой главе** дан обзор имеющихся в литературе данных по условиям эксплуатации, видам и причинам разрушения, требованиям к сталям для крепежных элементов, работающих в морских условиях при низких климатических температурах. Сопоставлены свойства применяемых сталей в зависимости от особенностей легирования и режимов термической обработки.

Показано, что практически во всех случаях оценки напряженного состояния резьбы на первых опорных витках резьбы концентрируется большая часть нагрузки (30-40%). Высокая концентрация напряжений приводит к тому, что даже при сравнительно небольшом напряжении затяжки  $\sigma \leq 0,3\sigma_T$  во впадинах первых витков появляется пластическая деформация, которая после снятия или ослабления нагрузки приводит к потере затяжки. Повышение эксплуатационных нагрузок от давления, понижения температур до климатического холода, воздействие коррозии при циклических нагрузках делают крепежные детали весьма нагруженными, особенно при нестационарных условиях. Крепежные детали в сборе – сложный объект для наблюдения и регулярного контроля их технического состояния в процессе эксплуатации и плановых ревизий. Существующие методы расчета резьбы не дают возможности точного прогнозирования долговечности крепежных материалов на стадии проекта. В связи с этим выбор материала, способного обеспечить надежность в условиях длительной эксплуатации является важной задачей. Наиболее распространенными материалами для крепежных деталей являются углеродистые, коррозионностойкие мартенситные и аустенитные марки сталей.

Проанализированы причины снижения служебных свойств крепежных элементов при эксплуатации в морских условиях с низкими климатическими температурами. Показано, что для углеродистых сталей они связаны с низкой коррозионной стойкостью, дефектами в виде раскатанных скоплений неметаллических включений (волосовин), различными трещинами, включая закалочные, флокенами, структурной неоднородностью. Для коррозионностойких сталей мартенситного класса на примере 09X16H4Б характерно развитие коррозии по механизмам МКК (межкристаллитной) и КРН (коррозионного растрескивания под напряжением). Более стойкие к коррозии стали аустенитного класса на примере X20H5AG12MФ имеют недостаточный запас прочности ( $\sigma_b \leq 800$  МПа), также отмечается недостаточная структурная стабильность при низких температурах.

Показано, что для обеспечения надежности материал резьбовых соединений должен удовлетворять следующим требованиям:

- сочетание прочности и пластичности при механических свойствах  $\sigma_{0,2} \geq 850$  МПа,  $\sigma_b \geq 900$  МПа,  $\delta \geq 12-16\%$ ,  $\psi \geq 55-65\%$ ;
- достаточный запас вязкости при температурах до минус 40°C  $KCU \geq 100$  Дж/см<sup>2</sup>,  $KCV \geq 60$  Дж/см<sup>2</sup>;
- иметь коррозионную стойкость против различных видов коррозии;

- иметь достаточную релаксационную стойкость в условиях повторного нагружения до значений предела текучести;
- иметь достаточное сопротивление усталостному разрушению;
- обладать технологичностью в условиях массового производства крепежа.

Сопоставлены физико-механические свойства, их зависимость от структуры различных коррозионностойких сталей. Показано, что применение мартенситностареющих сталей, содержащих до 0,002% В, является перспективным для повышения надежности крепежных элементов, работающих в морских условиях при низких климатических температурах.

**Во второй главе** описаны состав исследуемого материала, его термическая обработка и методика исследования коррозионностойких сталей: мартенситной 09X16H4Б(ЭП56), аустенитной X20H5AG12MФ(ДИ-8), мартенситностареющих 03X11H8M2Ф-ВД(ДИ52-ВД), дополнительно содержащей до 0,002%В и 0,15%Ti, и 03X11H10M2Т-ВД(ЭП678-ВД).

Материал для исследования отбирался из проката промышленной выплавки, химический состав приведен в табл.1. Заготовки термически обрабатывались для обеспечения следующих механических свойств:  $\sigma_{0,2} \geq 850 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_b \geq 900 \text{ МПа}$ ,  $\delta \geq 12\%$ ,  $\psi \geq 55\%$ ,  $KCU \geq 100 \text{ Дж/см}^2$ ,  $KCV_{-40^\circ\text{C}} \geq 60 \text{ Дж/см}^2$ .

Термическая обработка проводилась в муфельных печах.

Таблица 1- Химический состав сталей

Условное обозначение	Содержание элементов, %(масс.)														
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	V	Cu	W	Ti	B	Nb	N
03X11H8M2Ф-ВД ДИ52-ВД	0,030	0,40	0,30	0,004	0,011	8,40	11,50	2,50	0,14	-	-	-	-	-	-
	0,030	0,24	0,17	0,009	0,010	7,85	11,38	2,48	0,12	0,06	0,08	-	-	-	-
	0,030	0,17	0,30	0,007	0,004	8,40	11,70	2,70	0,12	0,09	-	0,13	-	-	-
	0,023	0,32	0,11	0,010	0,010	8,97	11,00	2,51	0,09	-	-	0,15	0,002	-	-
	0,030	0,30	0,30	0,004	0,010	8,30	11,40	2,40	0,08	-	-	0,12	0,002	-	-
0,020	0,41	0,27	0,005	0,010	8,30	11,76	2,40	0,16	0,06	0,04	0,04	0,002	-	-	
03X11H10M2Т-ВД ЭП678-ВД	0,020	0,12	0,04	0,007	0,008	9,50	10,58	1,90	-	0,13	-	0,75	-	-	-
09X16H4Б ЭП-56	0,07	0,30	0,40	0,010	0,015	3,75	16,00	-	-	-	-	-	-	0,10	-
0X20H5AG12MФ ДИ-8	0,07	0,5	12,80	0,011	0,018	4,80	19,0	1,40	1,00	-	-	-	-	-	-

Механические свойства определяли на разрывных цилиндрических образцах ГОСТ 1497-84. Испытания проводили на разрывной машине FPZ-100 с гидравлическим приводом. Ударные испытания проводили на маятниковом копре МК 30 на образцах с концентраторами типа U,V в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Релаксационная стойкость определялась на образцах равного сечения по методике ГОСТ 26007-83. Испытания проводили при периодической разгрузке с температурами 20-300°C.

Испытания на усталость проводили на образцах с концентратором в виде резьбы M12 в условиях низкочастотного мягкого нагружения при отнулевом цикле в соответствии с ГОСТ 25.502-79. Частота циклов составляла 1-5 Гц. Напряжение составляло  $0,5\sigma_{0,2}$ ,  $0,6\sigma_{0,2}$ ,  $0,8\sigma_{0,2}$ . Испытания проводились до полного разрушения образцов по резьбе.

Стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК) определяли по ГОСТ6032-03 методом АМУ с провоцирующим нагревом при 650°C в течение 60 мин. Для обнаружения МКК образцы изгибали на угол 90° по ГОСТ 14019-86. Для оценки и определения МКК производили осмотр изогнутых образцов на наличие трещин, надрывов. Для определения МКК металлографическим методом из прямого участка образца вырезали шлиф и после травления оценивали состояние границ зерен металла образца.

Склонность к коррозионному растрескиванию (КР) оценивали на плоских образцах при постоянной нагрузке  $\sigma = 0,9\sigma_{0,2}$  в среде, имитирующей морскую воду, при базовом времени испытания 24ч согласно методике ОСТ 92-4395-86.

Влияние концентраторов напряжений на склонность к КР и замедленному разрушению оценивали на образцах с механическим надрезом с радиусами 0,3-0,4 мм и 0,7-0,9 мм в среде, имитирующей морскую воду, при базовом времени испытаний до полного разрушения при нагрузке от  $0,5\sigma_{0,2}$  до  $0,9\sigma_{0,2}$ . После испытаний из области максимально нагруженной части образца вырезали фрагмент и изготавливали микрошлиф для исследования механизмов коррозионного воздействия на процессы зарождения, развития или торможения трещины.

Предельная несущая способность крепежа в условиях растяжения и изгиба определялась в соответствии с ГОСТ 1759.4-87 на разрывной машине. Болты и гайки изготавливались из термически обработанного проката, резьба выполнялась методом нарезки на М24 под проходной и не проходной калибры. После снятия предельной нагрузки крепеж визуально контролировался на признаки повреждения резьбы, а также на свинчивание.

Физико-химический состав фаз определяли методом анодных осадков. Электролит выбирали таким образом, чтобы он обеспечивал надежное изолирование карбонитридных фаз и первичных интерметаллидов. Анодные осадки выделяли в электролите, состав которого следующий: 50 мл соляной кислоты, 5г, лимонной кислоты, 1000 мл метанола. Процесс вели при плотности тока  $0,04\text{А}/\text{см}^2$  и температуре 0°C. Рентгенограммы с полученных осадков снимали в  $\text{Cu K}\alpha$  и  $\text{Co K}\alpha$ - излучениях в двойных камерах РКЦ-114М.

Рентгеноструктурный качественный фазовый анализ проводили на дифрактометре общего назначения серии ДРОН-ДАРТ-УМ1, управляемого с ЭВМ. Параметры тонкой кристаллической структуры исследуемых образцов, такие как размеры областей когерентного рассеяния (блоков мозаики), оценивались по знаниям полуширин дифракционных максимумов первых и вторых порядков отражения (110) мартенсита.

Металлографические исследования выполнялись на оптическом микроскопе МЕТАМ-ЛВ 31 при увеличении от 100 до 1000 крат. В микроструктуре стали 03Х11Н8М2Ф-ВД оценивалась общая структура, границы действительного аустенитного зерна с определением величины зерна по ГОСТ 5639-82, а также распределение карбидных и боридных фаз.

**В третьей главе** представлены результаты исследования влияния температурных параметров при закалке и отпуске на структуру, механические, кор-

розионные релаксационные свойства, стабильность остаточного аустенита мартенситностаряющей стали 03X11H8M2Ф-ВД различного химического состава.

Исследование влияния температуры закалки в интервале 800-1150°C, отпуска при 250-660°C (рис.1,2) на механические свойства стали 03X11H8M2Ф-ВД показало, что максимальные значения прочности (при содержании кремния до 0,41%), вязкости (при содержании титана до 0,15% и бора до 0,002%) получены при закалке от 950°C с охлаждением на воздухе, что связано с более полным развитием процессов рекристаллизации, устранением текстуры от предшествующей деформации. Микроструктура после закалки от 800°C, 900°C, 950°C изменяется незначительно и представляет собой пакетный мартенсит без явно выраженной игольчатости. Повышение температуры закалки от 950°C до 1150°C приводит к снижению прочности, вязких свойств, структура имеет более крупные пакеты мартенсита, что связано с ростом зерен аустенита. Установлено, что при отпуске в интервале 250-480°C механические свойства изменяются незначительно, начиная с 480°C увеличиваются значения прочности с максимальным значением при 520°C и сближением значений пределов текучести и прочности в результате упрочнения (старения) интерметаллидной фазой Fe<sub>2</sub>Mo, а в плавках, содержащих до 0,15% титана, с выделением фазы Ni<sub>3</sub>Ti. Значительное снижение прочности отмечается при температуре 660°C, что связано с коагуляцией упрочняющих фаз и образованием максимального количества аустенита обратного превращения (до 55%). Резкое увеличение пластических и вязких свойств отмечается при температуре 580°C, что связано со стабилизацией аустенита обратного превращения никелем; после охлаждения до минус 196°C количество аустенита не изменяется и остается на уровне 22%. После отпуска 480, 520, 600, 650°C (рис.3) аустенит незначительно теряет свою стабильность и распадается при охлаждении с уменьшением количества примерно на 5-7%.

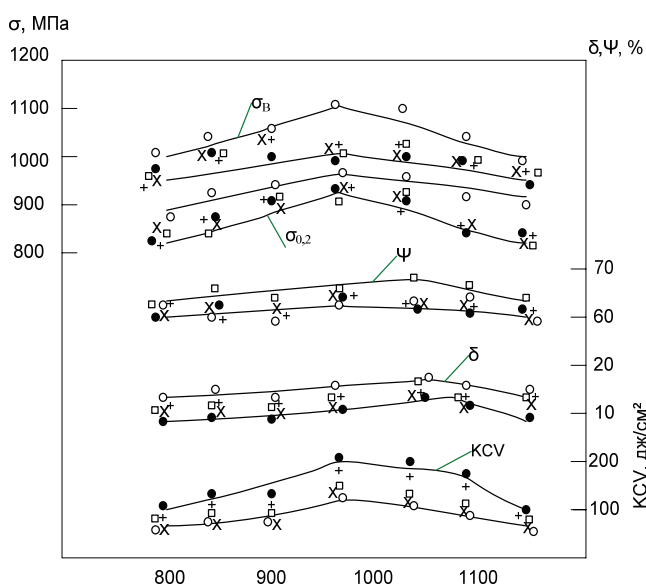


Рис.1 Влияние температуры закалки на механические свойства стали ДИ 52-ВД

○ - 0,41%Si      - + - 0,04%Ti      - x - 0,09%Cu  
 □ - 0,08%W      ● - 0,15%Ti + 0,002%B

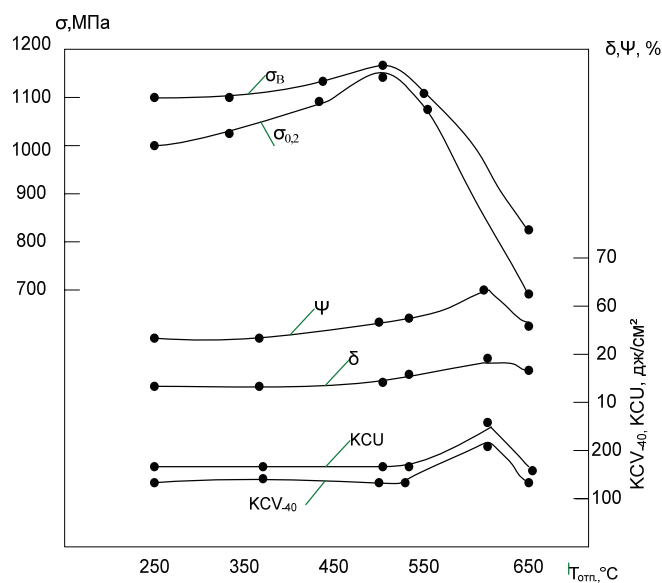


Рис. 2 Влияние температуры отпуска на механические свойства стали ДИ 52-ВД



Микроструктура после отпуска 250-520°C изменяется незначительно и имеет характерную для МСС структуру пакетного мартенсита. После отпуска 660°C наблюдается структура перестаренного мартенсита более дисперсная, без реечной ориентации по мартенситу.

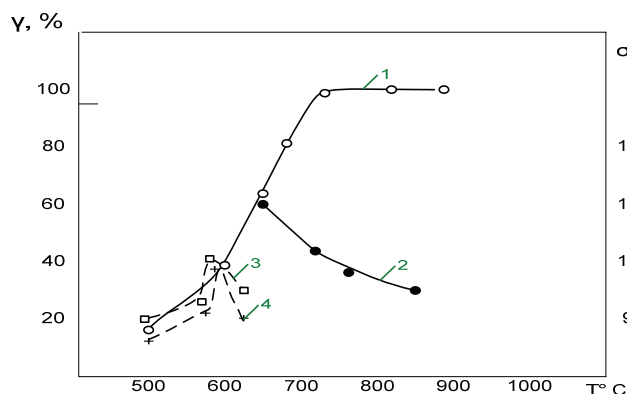


Рис.3 Зависимость количества аустенита в стали ДИ52-ВД от температуры  
 - о - при нагреве - □ - охлаждение до 20°C  
 - ● - охлаждение до 20°C; - + - охлаждение до 196°C  
 1,2 – данные паспорта 3,4 - эксперимент

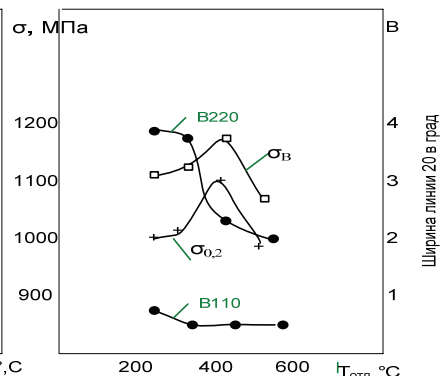


Рис. 4 Влияние температуры отпуска на ширину рентгеновской линии стали ДИ52-ВД

Исследование влияния температуры отпуска на развитие релаксационных процессов (рис.4) показало, что с увеличением температуры значения линий физического уширения B110, B220 уменьшаются, что связано с уменьшением микроискажений кристаллической решетки и развитием релаксационных процессов.

Исследование коррозионной стойкости стали 03X11H8M2Ф-ВД в сравнении со сталями 03X11H10M2Т-ВД, 09X16H4Б, X20H5AG12MФ показало, что сталь 03X11H8M2Ф-ВД не склонна к МКК и наиболее стойка к КР. Сталь не обладает чувствительностью к изменению остроты надреза от 0,9 мм до 0,3 мм; межзеренное, хрупкое развитие трещины – отсутствуют, что подтверждает достаточную устойчивость границ зерен стали.

Устойчивость структуры стали 03X11H8M2Ф-ВД при циклическом нагружении по схеме нагружение до  $0,9\sigma_{0,2}$  – полная разгрузка исследовалась на образцах равного сечения. Полученные закономерности циклической стабильности и циклического упрочнения позволяют рекомендовать сталь для крепежных элементов, испытывающих в процессе длительной эксплуатации переменные виды нагрузок.

На основании проведенных исследований можно считать целесообразным использование мартенситностареющей стали 03X11H8M2Ф-ВД для крепежных деталей с повышенной работоспособностью, работающих в морских условиях при низких климатических температурах.

**В четвертой главе** представлены данные исследования влияния химического состава с дополнительным содержанием бора и титана, различных видов термической обработки на структуру, механические, усталостные свойства мартенситностареющей стали 03X11H8M2Ф-ВД. При этом предусматривали достижение максимального уровня прочностных при отношении

$\sigma_{0,2}/\sigma_B \leq 0,9$ , пластических, вязких и усталостных свойств, которые позволят увеличить эксплуатационный ресурс крепежных элементов.

Для исследования выбирались плавки, содержащие 0,002% бора и до 0,15% титана (табл. 1) Влияние выполненных режимов термической обработки на механические свойства, количество остаточного аустенита представлены в таблице 2.

Таблица 2-Результаты механических свойств, содержания остаточного аустенита стали 03X11H8M2Ф ВД после различных видов термообработки

№ п/п	Режим термической обработки	Механические свойства						АУСТ ост. %
		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B}$	$\delta$	$\psi$	KCV	
		МПа			%	%	Дж/см <sup>2</sup>	
1	Штатный режим Т.О. на соответствие требованиям ТУ 14-1-5287-94. Закалка от 950°C в воде. Отпуск 350°C, выдержка 1 час.	$\geq 850$	$\geq 1000$	-	$\geq 12$	$\geq 55$	-	$\frac{13}{7}$
		980	1000	0,98	14	60	160	
2	Закалка от 1050°C в воде. Отпуск 350°C, выдержка 1 час.	980	1010	0,97	16	70	$\frac{170}{160}$	$\frac{16}{9}$
3	Закалка от 1050°C в воде + закалка от 830°C в воде. Отпуск 350°C, выдержка 1 час.	1050	1090	0,96	15	73	$\frac{190}{130}$	$\frac{8}{4}$
4	Режим ТЦО. 3-кратный нагрев 850°C с охлаждением примерно до 500°C на воздухе, 4 цикл с охлаждением в воде	960	1000	0,96	14	66	$\frac{220}{130}$	0
5	Нагрев до 950°C, охлаждение на воздухе + нагрев до 660°C, охлаждение на воздухе + нагрев до 830°C, с охлаждением на воздухе. Отпуск 350°C, выдержка 1 час.	900	1020	0,87	15	71	$\frac{230}{200}$	$\frac{15}{13}$
6	Режим 1 + Отпуск 450°C, выдержка 1 час.	1090	1100	0,99	17	64	$\frac{180}{180}$	$\frac{12}{7}$
	Режим 1 + Отпуск 500°C, выдержка 1 час.	1100	1120	0,98	16	65	$\frac{185}{170}$	$\frac{12}{6}$
	Режим 1 + Отпуск 550°C, выдержка 1 час.	1070	1080	0,99	17	66	$\frac{260}{220}$	$\frac{17}{14}$
	Режим 1 + Отпуск 575°C, выдержка 1 час.	980	990	0,99	19	72	$\frac{293}{230}$	$\frac{22}{22}$
	Режим 1 + Отпуск 610°C, выдержка 1 час.	850	930	0,91	19	71	$\frac{230}{190}$	$\frac{47}{40}$
	Режим 1 + Отпуск 650°C, выдержка 1 час.	800	900	0,90	17	67	190	$\frac{30}{21}$
7	Режим 4 + Отпуск 420°C, выдержка 1 час.	1100	1150	0,95	18	64	$\frac{180}{123}$	Следы
	Режим 4 + Отпуск 450°C, выдержка 1 час.	$\frac{1145}{1165}$	$\frac{1155}{1175}$	$\frac{0,99}{0,99}$	$\frac{18}{16}$	$\frac{64}{59}$	$\frac{191}{132}$	0
	Режим 4 + Отпуск 550°C, выдержка 1 час.	$\frac{1080}{1090}$	$\frac{1090}{1100}$	$\frac{0,99}{0,99}$	$\frac{16}{14}$	$\frac{69}{68}$	$\frac{250}{201}$	$\frac{26}{25}$
	Режим 4 + Отпуск 575°C, выдержка 1 час.	$\frac{1050}{1060}$	$\frac{1060}{1070}$	$\frac{0,99}{0,99}$	$\frac{16}{15}$	$\frac{69}{68}$	$\frac{270}{210}$	$\frac{28}{28}$

Числитель при - 20°C.

Знаменатель – после охлаждения до -40°C

Установлено, что после однократной перекристаллизации с повышением температуры закалки отмечается повышение пластических и вязких характеристик по сравнению со штатным режимом. Содержание остаточного аустенита увеличивается до 16% с уменьшением до 9% после охлаждения до минус 40°C. После двукратной перекристаллизации (со второй закалкой от температуры 830°C) пластические и вязкие свойства близки к значениям после однократной перекристаллизации при меньшем количестве остаточного

аустенита (8%) и с большей стабильностью после охлаждения до минус 40°С. Можно предположить, что рост пластичности и вязкости при повышении температуры закалки и увеличении степени перекристаллизации связан с увеличением остаточного аустенита и изменением размера зерна. Однако, количество аустенита уменьшается, зерно сохраняет размер 4-6 балла (рис. 5б). Видимо, основная причина повышения пластичности и вязкости связана с измельчением пластин мартенсита (рис. 5а), образованного из фазонаклепанного аустенита. Значения пределов текучести и прочности после этих режимов близки при отношении  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,96-0,98$ .

Термоциклическая обработка (ТЦО) с охлаждением в каждом цикле до 500°С, т.е. выше Мн, не вызывает стабилизации аустенита, в результате окончательная структура полностью мартенситная.

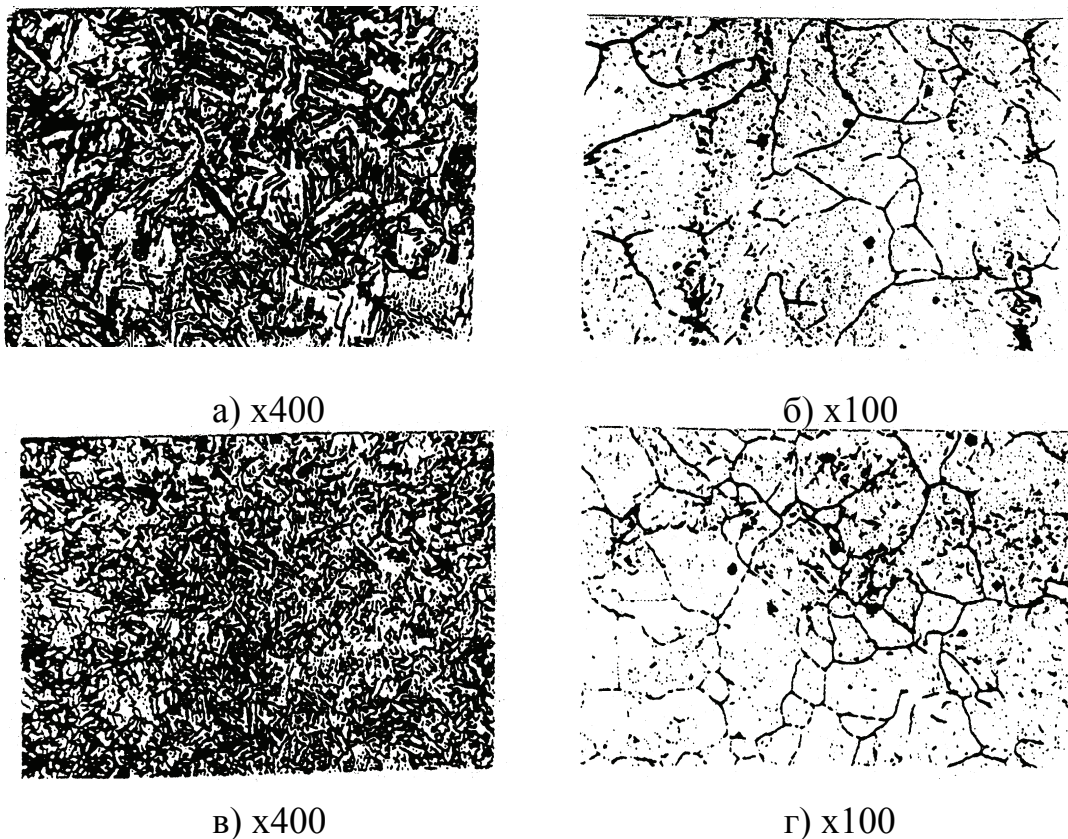


Рисунок 5. Микроструктура (а, в), балл зерна (б, г) стали 03X11N8M2Ф-ВД в зависимости от различных режимов термической обработки

а, б – закалка от 1050 °С в воде + закалка от 830 °С в воде + отпуск 350°С, выдержка 1ч.

в, г – ТЦО трехкратный нагрев до 850°С, охлаждение примерно до 500°С, воздух – 4 цикл охлаждения в воде + отпуск 350°С выдержка 1 ч.

Ожидаемого при такой структуре снижения пластичности и вязкости не отмечается, напротив, ударная вязкость увеличивается до 220Дж/см<sup>2</sup>, сохраняя достаточное значение КСТ (130Дж/см<sup>2</sup>) при охлаждении до минус 40°С, при полностью безаустенитной структуре. Зерно после ТЦО измельчается незначительно (до 6-7 балла), при этом фрагментация по мартенситу значительная вследствие фазового наклепа (рис.5в, г). Значения пределов текучести и прочности после ТЦО сохраняют близкие значения при отношении  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,96$ .

Комбинированный режим (закалка 950°C с охлаждением на воздухе, промежуточный нагрев 660°C, охлаждение на воздухе с последующей низкотемпературной закалкой от 830°C и отпуском 350°C) позволяет получить более значимую разницу значений пределов текучести и прочности отношении  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,87$ . Пластические и вязкие свойства сохраняют при этом достаточно высокие значения. Комбинированный режим позволяет реализовать сочетание перекристаллизации зерна аустенита при нагреве под закалку 950°C с развитием релаксационных процессов при промежуточном нагреве 660°C в результате образования максимального количества аустенита обратного превращения с эффектом фазового наклепа при низкотемпературной закалке от 830°C.

Получение высокого уровня пластических и вязких свойств при максимальных значениях прочности, стабильной структуре с более полным развитием релаксационных процессов является для мартенситностареющих сталей важной и перспективной задачей.

Исследовано влияние старения на структуру, механические свойства, видоизменение диаграмм растяжения МСС 03X11Н8М2Ф-ВД, содержащую до 0,002% бора и до 0,15% титана, а также сталь того же класса 03X11Н10М2Т-ВД с более значительным эффектом старения (табл.3, 4). Термическая обработка этих сталей имела целью предварительно получить максимально фрагментированную по мартенситу структуру, не содержащую остаточный аустенит, затем, в окончательном режиме, получить максимально возможные сочетания прочности, пластичности и вязкости. Окончательный режим выбирался на основании совместных рентгеноструктурных исследований чистого железа и стали 03X11Н8М2Ф-ВД. Показано, что всем температурным эффектам характерным для МСС при 350, 580, 660, 780°C соответствуют явно выраженные экстремумы рентгеноструктурных параметров железа. По полученным данным сделано предположение, что атомы железа, которых в стали большинство (около 80%), влияют на процессы, протекающие при изотермических выдержках при нагреве до температуры аустенитизации. Термическая обработка стали 03X11Н8М2Ф-ВД, содержащей до 0,002% бора и до 0,15% титана проводилась по режимам: предварительная - ТЦО 800↔500°C, 4 цикла, охлаждение на воздухе, окончательная- нагрев с изотермическими выдержками при 350, 580, 660, 780°C до температуры закалки 830°C, охлаждение в воде и последующее старение 500°C, 1ч. с отпуском 350°C.

Такой комплексный режим позволил получить увеличение пластических свойств ( $\delta=20\%$ ,  $\varphi=72\%$ ), ударной вязкости (на образцах с трещиной  $K_{CT}=130\text{Дж/см}^2$ ) при этом структура стали безаустенитная. Для стали 03X11Н10М2Т-ВД, наиболее подверженной старению, при прочности  $\sigma_B=1480\text{МПа}$ , пластические и вязкие свойства также возросли:  $\delta=16,5\%$ ,  $\varphi=55\%$ ,  $K_{CT}=39\text{Дж/см}^2$ .

Таблица 3- Режимы термической обработки МСС

Обозначение режима	Режим термической обработки
1.	Старение 500°C, 1 ч. + отпуск 350°C, 3 ч.
2.	Термоциклическая обработка (ТЦО) 800°C ↔ 500°C, 4 цикла, охлаждение на воздухе + закалка от 830 °C вода + старение 500°C., 1 ч + отпуск 350°C. 3 ч.
3.	Нагрев с изотермическими выдержками (ИВ) 0.5ч при 350°C. 500°C, 580°C. 660°C до температуры закалки 830°C. охлаждение на воздухе + старение 500°C, 1 ч + отпуск 350°C, 3 ч.
4.	Нагрев с ИВ 0,5ч. при 350°C. 500°C, 580°C, 660°C, 780°C до температуры закалки 830°C. охлаждение на воздухе + старение 500°C, 1 ч. + отпуск 350°C, 3 ч.
5.	ТЦО + нагрев с ИВ 0,5ч при 350°C, 500°C, 580°C., 660°C, 780°C до температуры закалки 830°C, охлаждение на воздухе + старение 500°C, 1 ч. + отпуск 350°C, 3 ч.

Таблица 4- Механические свойства МСС, обработанных на максимальную прочность

Режим термообработки	Механические свойства						
	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$	$\psi$	KCV	KCT	A <sub>ост</sub>
	МПа		%		Дж/см <sup>2</sup>		%
1	$\frac{1090}{1480}$	$\frac{1100}{1500}$	$\frac{14}{10}$	$\frac{60}{51}$	$\frac{160}{45}$	$\frac{100}{4}$	$\frac{10}{4}$
2	$\frac{1060}{1300}$	$\frac{1070}{1350}$	$\frac{17}{13}$	$\frac{66}{55}$	$\frac{180}{120}$	$\frac{120}{30}$	<i>следы</i> <i>следы</i>
3	$\frac{1040}{1350}$	$\frac{1050}{1370}$	$\frac{15}{12}$	$\frac{65}{52}$	$\frac{160}{110}$	$\frac{120}{35}$	$\frac{3}{4}$
4	$\frac{1030}{1360}$	$\frac{1040}{1370}$	$\frac{17}{13}$	$\frac{68}{53}$	$\frac{160}{120}$	$\frac{100}{35}$	$\frac{3}{4}$
5	$\frac{1080}{1410}$	$\frac{1100}{1480}$	$\frac{20}{16,5}$	$\frac{72}{55}$	$\frac{180}{110}$	$\frac{130}{39}$	<i>следы</i>

Числитель – значение для стали 03X11H8M2Ф-ВД

Знаменатель – для стали 03X11H10M2Т-ВД

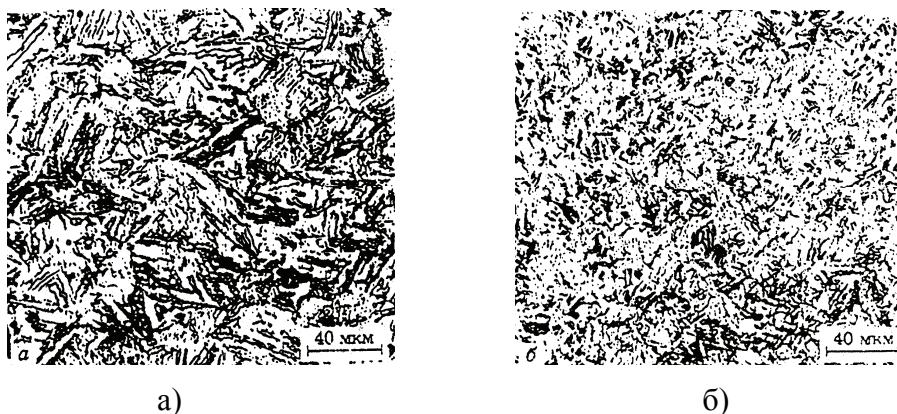


Рисунок 6. Микроструктура стали 03X11H8M2Ф-ВД в зависимости от различных режимов термической обработки (x350)

а – закалка от 950°C в воде + старение от 500°C выдержка 1ч. + отпуск 350°C выдержка 3 ч.  
 б – ТЦО 800↔500,°С, 4 цикла + нагрев до 830°C с изотерическими выдержками (0,5 ч.) при 350°C, 500°C, 580°C, 660°C, 780°C, вода + старение от 500°C выдержка 1ч. + отпуск 350°C выдержка 3 ч.

Анализ диаграмм растяжения образцов после этого режима показывает, что появляется перегиб в области упругой деформации при допустимом удлинении 0,1%. Появление перегиба означает переход в упругопластическую область деформации, что позволяет повысить податливость крепежа в условиях неравномерного распределения нагрузки от опорных витков к последующим. Микроструктура (рис.6б) после такого режима представляет мелкофрагментированный мартенсит при отсутствии выраженных высокоугловых границ.

Таблица 5-Соппротивление малоциклового усталости стали 03X11H8M2Ф-ВД в зависимости от содержания бора и режима термообработки

Марка стали	Режим термообработки **	$\sigma_{0,2}$ МПа	Число циклов до разрушения N тыс. при напряжении цикла		
			0,5 $\sigma_{0,2}$	0,6 $\sigma_{0,2}$	0,8 $\sigma_{0,2}$
03X11H8M2Ф	1	<u>1090</u> 1120	<u>86</u> 105	<u>41</u> 50	<u>10</u> 12
	5	<u>1080</u> 1100	<u>93</u> 180	<u>64</u> 78	<u>12</u> 17
38ХНЗМФА ***	850°C масло +450°C 2часа	1100	40	18	2

\* - значение для стали содержащей 0,002% бора и 0,15% титана (знаменатель) и без этих элементов (числитель)

\*\* - номер режима согласно таблице 4

\*\*\* - данные (3)

Содержание в стали 03X11H8M2Ф-ВД, до 0,002% бора и до 0,15% титана позволило повысить сопротивление малоцикловому усталостному разрушению (табл.5). Показано, что сталь имеет наибольшее сопротивление этому виду разрушения (до 12тыс. циклов при напряжении цикла 0,8 $\sigma_{0,2}$ ) по

сравнению со сталью, не содержащей бора (до 10 тыс. циклов при напряжении цикла  $0,8\sigma_{0,2}$ ). Подтверждается положительное влияние бора с содержанием до 0,002% на субструктуру мартенситностареющей стали. Термообработка по режиму ТЦО + закалка с изотермическими выдержками и последующим старением максимально повышает сопротивление усталостному разрушению до 17 тыс. циклов при  $\sigma = 0,8\sigma_{0,2}$ , что способствует обеспечению повышения длительной ресурсопригодности стали для крепежных элементов.

**В пятой главе** представлены данные по анализу влияния технологических факторов на способность сохранения длительной ресурсоспособности крепежных деталей из стали 03X11H8M2Ф-ВД.

На этапе изготовления резьбовых элементов в условиях серийного производства как при накатке, так и при нарезании метчиком из-за влияния многих производственно-технологических факторов имеют место разнообразные виды макроотклонений геометрических параметров резьбы как по размерам, так и по форме.

Анализ точности изготовления резьбы опытной партии болтов от М6 до М16 по параметру половины угла профиля показал, что отклонение этого параметра в пределах допуска ( $\pm 30'$ ) приводит к образованию осевого зазора. Результаты расчетов величин осевого зазора ( $\Delta$ , мкм) представлены в табл.6. Показано, что с увеличением диаметра до М48, возрастает осевой зазор ( $\Delta$ ) до 40,8 мкм. Затяжка резьбы с осевым зазором вызывает в материале профиля витка различные виды деформации: изгиб, сдвиг, смятие. Результаты расчетов деформации изгиба и смятия для стали 03X11H8M2Ф-ВД с ранее определенными осевыми зазорами приведены в табл.7. Показано, что воздействие предельно допустимой нагрузки  $\sigma = 0,9\sigma_{0,2}$  вызывает в рабочем витке незначительную деформацию изгиба.

Таблица 6- Влияние отклонения половины угла профиля резьбы из стали ДИ52-ВД на осевой зазор

Параметр	Резьба									
	М6	М8	М10	М12	М14	М18	М24	М36	М42	М48
Шаг резьбы S, мм	1	1,25	1,5	1,75	2	2,5	3	4	4,5	5
$e'$ , мм	0,109	0,133	0,179	0,193	0,218	0,267	0,327	0,436	0,485	0,545
K, мм	0,7033	0,8807	1,0471	1,2296	1,4065	1,7609	2,1098	2,813	3,1674	3,5163
$\Delta$ , мкм	8,2	10,2	12,1	14,3	16,3	20,4	24,5	32,6	36,7	40,8

Примечание:  $e'$  – радиальный зазор, K – расстояние плоского среза теоретического профиля резьбы,  $\Delta$  – осевой зазор

Таблица 7- Влияние осевого зазора на смятие и изгиб профиля резьбы из стали ДИ52-ВД на осевой зазор

Параметр	Резьба									
	M6	M8	M10	M12	M14	M18	M24	M36	M42	M48
Шаг резьбы S, мм	1	1,25	1,5	1,75	2	2,5	3	4	4,5	5
q, кН/см	67,3	99,4	132,5	163,5	197,5	263,6	409,0	720,0	880,3	1045,0
f <sub>max</sub> , мкм	0,45	0,95	1,24	1,46	1,72	2,22	3,08	4,78	5,6	6,47
P, кН	4,0	7,4	11,7	17,0	235,0	393,0	730,0	1714,0	2360,0	3110,0
Δl, мкм	27,7	41,0	54,5	67,3	81,4	108,7	168,6	297,0	363,0	431,0

Примечание: q – интенсивность распределенной нагрузки на рабочей поверхности одного витка резьбы, f<sub>max</sub> – величина наибольшего прогиба конца профиля, P – осевая сила, действующая в резьбе, Δl- величина смятия материала профиля одного витка резьбы.

Напротив, деформация смятия поверхности витка в месте контакта значительно превосходит деформацию изгиба по величине например, для резьбы М48 в 50-60 раз. Величина деформации смятия (для резьбы М48 она составляет 431,0 мкм.) достаточна для устранения к концу этапа затяжки резьбы осевого зазора, но ее образование на поверхности приводит к образованию и дальнейшему развитию очага разрушения. Градиент напряжений, возникающий локально в зоне деформации смятия, способствует наиболее быстрому зарождению и развитию микротрещин. Воздействие окружающей среды – морской атмосферы или воды в зоне локального смятия может дополнительно увеличить концентрацию напряжений, спровоцировать развитие коррозионных процессов при длительной эксплуатации.

Влияние деформации локального смятия на формирование градиента напряжений профиля резьбы из стали 03Х11Н8М2Ф-ВД, термически обработанной по различным режимам, определялось в условиях растяжения при предельном нагружении  $\sigma=0,9\sigma_{0,2}$ . Осевой зазор формировался при отклонении половины угла профиля резьбы в пределах 15-30'.

Образцы термически обрабатывались по режимам, исследованным в четвертой главе: 1. ТЦО 800↔500°С, 4 цикла, охл.воздух, отпуск 350°С, 3ч. 2. Нагрев до 830°С с изотермическими выдержками ( ИВ ) при 350, 500, 580, 660, 780°С, охлаждение на воздухе, отпуск 350°С, 3ч. 3. Совмещенный режим ТЦО и нагрев с ИВ, а также эти режимы с окончательным старением при 500°С, 1ч.

Показано, что совмещенный режим ТЦО и нагрев с ИВ позволяет получить наиболее низкий перепад значений микротвердости в зоне локального смятия 310-290 НV; это подтверждает, что данный режим позволяет влиять на более раннее развитие упругопластической деформации. Такое влияние связано с получением мелкодисперсной структуры с максимально фрагментированным мартенситом при достаточном развитии релаксационных процессов.



Старение позволяет снизить градиент значений микротвердости в зоне локального смятия, такое снижение связано с увеличением сопротивления сосредоточенной пластической деформации в результате упрочнения структуры мелкодисперсной интерметаллидной фазой, что способствует сохранению длительной ресурсопригодности крепежных деталей.

Оценка предельной несущей способности при внецентренном растяжении крепежа из стали 03X11H8M2Ф-ВД, термически обработанного на заданный уровень прочности  $\sigma_{0,2}=850\text{МПа}$ , показала, что предельное напряжение разрыва составило 1020-1050МПа, при этом изломы имеют рельеф характерный для пластического разрушения чашка-конус.

Производственные испытания предельными нагрузками детали типа корпус с резьбовыми отверстиями показали, что все резьбовые соединения корпуса выдерживают нагружение  $\sigma=0,9\sigma_{0,2}$  при отсутствии пластической деформации. Применение мартенситностареющей стали 03X11H8M2Ф-ВД для крепежных элементов, работающих в морских условиях при низких климатических температурах, позволит увеличить их надежность при длительной эксплуатации по сравнению с используемыми в настоящее время сталями других классов.

## ВЫВОДЫ

1. На основании комплексного исследования структуры и свойств различных коррозионностойких сталей обосновано применение мартенситностареющей стали марки 03X11H8M2Ф-ВД для изготовления крепежных элементов, работающих в морских условиях при низких климатических температурах. С целью повышения надежности и увеличения ресурса установлено, что коррозионностойкая мартенситностареющая сталь 03X11H8M2Ф-ВД (ДИ52-ВД) ТУ 14-1-5286-94 имеет лучшие физико-механические и коррозионные свойства по сравнению с мартенситной сталью 09X16H4Б (ЭП56), аустенитной 0X20H5AG12MФ (ДИ-8).

2. Уточнено содержание легирующих элементов стали ДИ52-ВД в пределах марочного химического состава, а также рекомендовано дополнительное введение титана и бора при предельном содержании кремния. Сталь такого состава после термообработки по штатному режиму (закалка 950°C, воздух, отпуск 350°C) сохраняет высокий уровень механических свойств и коррозионной стойкости в широком температурном диапазоне.

3. С целью увеличения ресурса крепежных элементов из стали ДИ52-ВД изучено влияние микролегирования титаном (до 0,15%) и бором (до 0,002%) на механические, усталостные и коррозионные свойства. Проведено рентгеноструктурное исследование стали ДИ52-ВД с содержанием 0,15%Ti и 0,002%B и чистого железа при различных температурах отпуска. Установлена связь изменений параметров кристаллической решетки чистого железа с характерными для мартенситностареющих сталей эффектами: 350°C – начало развития релаксационных процессов, 580°C- стабилизация аустенита обратного превращения никелем, 660°C – образование максимального количества аустенита обратного превращения, 780°C – начало растворения упрочняющих фаз. Сделано предположение, что атомы железа, которых в

стали большинство, стимулируют температурные процессы в стали, способствуют более выгодному перераспределению легирующих элементов.

4. Исследован режим термической обработки стали ДИ52-ВД, содержащей титан и бор, с предварительной перекристаллизацией и изотермическими выдержками при нагреве под низкотемпературную закалку и окончательным старением. Установлено, что такой режим эффективно влияет на более раннее развитие упругопластической деформации при близких значениях пределов текучести и временного сопротивления и при мелкозернистой структуре с равномерно фрагментированным мартенситом позволяет получить увеличение пластических свойств.

Показано положительное влияние бора, позволяющего стабилизировать субструктуру стали и повысить сопротивление малоцикловой усталости. Термообработка стали, содержащей бор, по режиму с изотермическими выдержками приводит к повышению сопротивления усталостному разрушению при нагрузках, близких к пределу текучести. Это позволяет использовать сталь в крепежных элементах с повышенной ресурсоспособностью.

5. Сопоставлены коррозионные свойства мартенситностареющих сталей ДИ52-ВД, ЭП678-ВД, мартенситной ЭП56. Установлено, что сталь ДИ52-ВД является наиболее стойкой к межкристаллитной коррозии (МКК) после испытаний по методике ГОСТ6032-03 и не имеет структурных предпосылок к охрупчиванию по сравнению со сталью ЭП56, склонной к МКК при выпадении зернограницных карбидов после нагрева  $650^{\circ}\text{C}$ . Показано, что сталь ДИ52-ВД, термически обработанная по штатному режиму и по режиму со старением (закалка  $950^{\circ}\text{C}$ , воздух, старение  $500^{\circ}\text{C}$ ) с  $\sigma_{\text{в}}=1150\text{МПа}$ , испытанная в среде, имитирующей морскую воду, не является склонной к коррозионному растрескиванию. Сравнительные исследования склонности к замедленному разрушению в условиях коррозионных испытаний показали, что сталь ДИ52-ВД не подвержена трещинообразованию после старения в интервале температур  $250\text{-}520^{\circ}\text{C}$  по сравнению со сталью ЭП678-ВД, склонной к замедленному разрушению после старения  $450^{\circ}\text{C}$ .

6. Исследовано влияние концентратора напряжений в виде радиусной впадины резьбы на стойкость к коррозионному растрескиванию. Установлено, что сталь ДИ52-ВД сохраняет стойкость к коррозионному растрескиванию при изменении радиуса надреза от 0,9 до 0,3 мм. Характер развития трещины напряжения после испытания нагружением до  $0,9 \sigma_{0,2}$  до появления первых трещин (960ч) в среде, имитирующей морскую воду, имеет транскристаллитный характер, отсутствует межзеренное распространение трещины, способствующее хрупкому разрушению. Показано, что увеличение содержания остаточного аустенита от 5% до 15% не влияет на коррозионную стойкость стали. Результаты исследования показывают перспективность применения мартенситностареющих сталей для изготовления деталей и конструкций, длительно работающих в морских условиях.

7. Исследовано влияния циклического нагружения, характерного для резьбовых элементов. Установлено, что сталь ДИ52-ВД, термически обработанная по штатному режиму, испытанная на циклическую релаксационную

стойкость согласно ГОСТ26007-83, обладает способностью упрочняться примерно до 1% от напряжения релаксации в режиме: нагрузка до  $0,9\sigma_{0,2}$  – полная разгрузка. По сравнению со сталью 36Х2Н2МА, широко используемой при переменных нагружениях, сталь ДИ52-ВД в течение эксперимента длительностью 512ч. показала наибольшую циклическую стойкость.

8. Сталь ДИ52-ВД внедрена для изготовления различного хладостойкого крепежа ответственного назначения, работающего в морских условиях. Разработана технология изготовления и термической обработки крепежных элементов. Производственные испытания на предельную несущую способность болтов при внецентренном растяжении корпусов, изготовленных из стали ДИ52-ВД, содержащих титан и бор, гарантированно обеспечивают требования конструкторской документации.

### **Основное содержание диссертации опубликовано в работах:**

1. Пескишев С.А. Влияние комплекса легирования на служебные характеристики стали ДИ52-ВД, ИД в изделиях ответственного назначения // Десятая международная научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов». Сб. трудов. Санкт-Петербург. СПбГУНиПТ. 2004. С. 86-87.
2. Пескишев С.А., Цветков А.С. Стабильность аустенита обратного превращения и его влияние на служебные характеристики стали 03Х11Н8М2Ф-ВД // Общероссийская научно-техническая конференция «Вторые Уткинские чтения» Сб. трудов. Санкт-Петербург. СПбГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова. 2005.С. 92-93.
3. Пескишев С.А. Использование коррозионностойких мартенситностареющих сталей в резьбовых элементах с повышенной ресурсоспособностью// Двенадцатая международная научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов» Сб. трудов. Санкт-Петербург. СПбГУНиПТ. 2007. С. 121-124.
4. Шахназаров К.Ю., Пескишев С.А. Совместное рентгеноструктурное исследование характеристик тонкой структуры чистого железа и стали 03Х11Н8М2Ф после нагрева при 350-800°// Седьмая международная научно-техническая конференция «Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике» Сб. трудов. Санкт-Петербург. СПбГПУ. 2006. С. 250-252.
5. Абрамов Ю.С., Шахназаров К.Ю., Пескишев С.А., Шахназаров Ю.В. Аномалии пластического течения при растяжении ( $\sigma_{0,2}/\sigma_B=0,98$ ) у поковок из мартенситностареющей стали 03Х11Н8М2Ф// Международная научно-техническая конференция «Современные достижения в теории и технологии пластической обработки металлов». Сб. трудов. Санкт-Петербург. СПбГПУ. 2007-С.319-321.
6. Пескишев С.А., Солнцев Ю.П. Термическая обработка мартенситностареющей стали 03Х11Н8М2Ф-ВД, содержащей бор.//Известия вузов. Черная металлургия. 2007. №9. С.55-57

7. **Пескишев С.А., Солнцев Ю.П., Цветков А.С. Использование коррозионностойких мартенситностареющих сталей в резьбовых элементах с повышенной ресурсоспособностью // Металлы. 2008г. №1. С.42-47.**
8. Пескишев С.А., Солнцев Ю.П., Цветков А.С. Использование коррозионностойких мартенситностареющих сталей в резьбовых элементах ответственного назначения// Четырнадцатая международная научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов» Сб. трудов. Санкт-Петербург. СПбГАХиПТ. 2008. С.324-332.



Работа выполнена в ОАО «ГОЗ Обуховский завод»

Научный руководитель: заслуженный деятель науки и техники РФ  
доктор технических наук, профессор  
**Солнцев Юрий Порфирьевич**

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор  
**Пряхин Евгений Иванович**

кандидат технических наук  
**Малыхина Ольга Юрьевна**

Ведущая организация: ОАО «Машиностроительный Завод «Арсенал»

Защита состоится «\_\_» \_\_\_\_\_ 2011г. в..... часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.03 в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» по адресу: 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая 29, химический корпус, ауд. 51.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГБОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет».

Автореферат разослан ”\_\_” \_\_\_\_\_ 2011г.

Ученый секретарь  
Диссертационного совета Д212.229.03  
доктор технических наук, профессор

Кондратьев С.Ю.