



Рис. 3. Механическая обработка пальцев

Восстановленные пальцы отработали одну навигацию на черпаковом земснаряде проекта Р32. Результаты испытаний показали, что износостойкость восстановленных деталей не уступает пальцам из стали 110Г13Л.

Список литературы:

- [1] Аристов Ю.К. Ремонт оборудования речных дноуглубительных снарядов. – М.: Транспорт, 1970.
- [2] Белоусов А.Р. Изменение геометрии цепной линии в процессе резания грунта // Труды ЛИВТ. – Ч. 3. Водные пути и изыскания. – Л., 1973. – С. 80–87.
- [3] Иванов В.А., Лукин Н.В., Разживин С.Н. Суда технического флота. – М.: Транспорт, 1982. – 366 с.
- [4] Картышев А.В., Пенкин Н.С., Погодаев Л.И. Износостойкость деталей земснарядов. – Л.: Машиностроение, 1972. – 152 с.
- [5] Лейнарчук Е.И. Электродуговапя наплавка деталей при абразивном и гидроабразивном износе. – Киев: Наукова думка, 1985. – 160 с.
- [6] Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. – М.: Машиностроение, 1976. – 272 с.
- [7] Электронный ресурс <http://www.asm-swm.com/index.php?name=pages&op=view&id=1>

В.В. Глебов, В.Г. Пушин, В.М. Блинов
ФГБОУ ВО «ВГУВТ»

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 08Х17Н6Т

Ключевые слова: сталь 08Х17Н6Т, структура, физико-механические свойства, аустенит, мартенсит.

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучено влияние термообработки на фазовый состав, структуру и механические свойства стали 08Х17Н6Т.

Сталь 08Х17Н6Т применяется при изготовлении крыльевых устройств и гребных валов судов с динамическими принципами поддержания, эксплуатирующихся в морских условиях [1]. Часто она используется взамен стали 09Х17Н7Ю, поскольку является более технологичной при горячем переделе (содержит меньше δ -феррита) и про-

являет меньшую склонность к межкристаллитной коррозии в зоне сварного соединения. Однако в литературе мало данных о влиянии термической обработки на структуру и свойства стали 08X17H6T.

Поэтому в данной работе методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгенографии были исследованы структура и фазовый состав стали 08X17H6T в зависимости от режима термообработки. Структуру стали изучали методом тонких фольг на просвечивающем электронном микроскопе JEM-150 [2], а фазовый состав определяли на дифрактометре ДРОН-3 с использованием фильтрованного излучения Co K_α [3].

Было установлено, что в закаленном состоянии сталь имеет мартенситную структуру с решеткой ОЦК и параметром $a=0,29$ нм, причем после закалки от 950°C аустенита несколько меньше (11%), чем после закалки от 1150°C (13%).

Таблица 1

Химический состав стали 08X17H6T (ДИ-21) ГОСТ 5632-72, вес. %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Fe	S	P	B
$\leq 0,08$	$\leq 0,8$	$\leq 0,8$	16,6– 18,0	5,5–6,5	0,15– 0,35	Осн.	$\leq 0,020$	$0,035 \leq$	$\leq 0,003$

Мартенсит стали 08X17H6T обладает речной морфологией, характерной для сплавов Fe – 8÷25% Ni или среднеуглеродистой стали [4,5]. Тонкие кристаллы-рейки мартенсита объединены в пакеты, в пределах которых они параллельны друг другу и вытянуты вдоль одного направления (рис. 1).

Пакеты имеют неравноосную форму, их длина больше, чем ширина. Ориентационные соотношения между γ - и α - фазами близки к соотношению Курдюмова – Закса:

$$(011)_\gamma \parallel (111)_\alpha; (1\bar{1}1)_\gamma \parallel (0\bar{1}1)_\alpha.$$

Для внутренней структуры α - кристаллов мартенсита характерна высокая плотность дислокаций, равномерно распределенных по объему и образующих трехмерные сетки ($\rho \sim 1-5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$) [6].



Рис. 1. Пакеты речного мартенсита в стали с термообработкой 1.2, $\times 20000$

Таблица 2

Влияние режима термообработки на фазовый состав стали 08X17H6T

Обозначение	Режим термообработки	Количество фазы, %	
		α – фаза	γ – фаза
1.1	Зак. 1150°C, 5 ч, вода	87	13
1.2	Зак. 950°C, 5 ч, вода	88	12
1.3	То же, но + 500°C, 8ч.	87	13
1.4	То же, но + 550°C, 8ч	81	19
1.5	То же, но + 600°C, 8ч	82	18
1.6	То же, но + 750°C, 8ч	~100	Следы
1.7	То же, + 750°C, 8ч	~100	Следы
1.8	То же, + 750°C, 8ч + 510-530°C, 8 ч + 480-510°C, 8 ч	77	23

В ряде случаев для стали, закаленной, как от 1150°C, так и от 950°C, внутри крупных реек наблюдали тонкие двойники превращения (рис. 2).



Рис.2. Двойники превращения в кристаллах реечного α -мартенсита, термообработка 1.1, $\times 20000$

В закаленных образцах наблюдаются также глобулярные частицы карбидов $Cr_{23}C_6$ ($a=1,06$ нм) и TiC ($a=0,415$ нм), расположенные преимущественно по границам первичных аустенитных зерен, но встречающиеся и в теле зерна, причем карбиды титана встречаются в значительно меньшем количестве. Остаточный (непревращенный) аустенит представляет собой очень тонкие, размером 1–10 нм, прослойки между пакетами, а внутри пакетов – между рейками мартенсита (рис. 3).



Рис. 3. Рейки α -мартенсита и тонкие межреечные прослойки остаточного γ -аустенита, термообработка 1.1

Таблица 3

Влияние режима термообработки на механические свойства стали 08X17H6T

Обозначение	Режим термообработки	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
1.1	Зак. 1150°C, 5 ч, вода	1050	810	17,3	49,4
1.2	Зак. 950°C, 5 ч, вода	1100	850	17,0	48,8
1.3	То же, но + 500°C, 8ч.	1170	910	15,2	38,7
1.4	То же, но + 550°C, 8ч	1070	780	18,7	49,3
1.5	То же, но + 600°C, 8ч	1090	800	17,9	50,3
1.6	То же, но + 750°C, 8ч	1190	930	13,2	30,2
1.7	То же, + 750°C, 8ч	1180	940	13,7	31,3
1.8	То же, + 750°C, 8ч + 510-530°C, 8 ч + 480-510°C, 8 ч	1050	920	14,5	42,8

Отпуск стали при 500°C в течение 8 часов после закалки от 950°C приводит к старению мартенсита, сопровождающемуся выделением на дефектах кристаллического строения частиц $Cr_{23}C_6$ и TiC (рис. 4). Старение мартенсита приводит к возрастанию пределов прочности и текучести при незначительном снижении пластических характеристик.

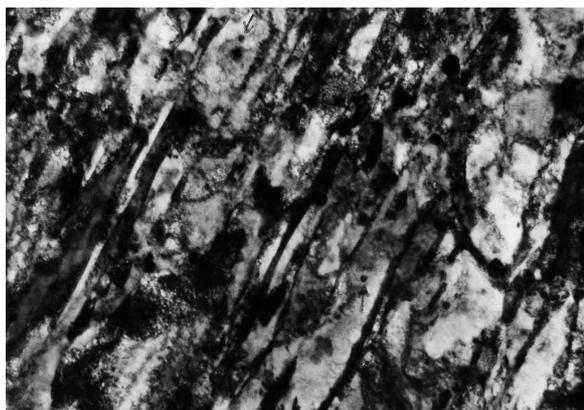


Рис.4. Реечный мартенсит и карбиды в рейках и на субграницах, термообработка 1.3, $\times 20000$

Повышение температуры отпуска до 550°C вызывает обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в стали, причем происходящее при этом обогащение образующегося аустенита никелем, углеродом (элементами γ – стабилизаторами) ведет к стабилизации аустенита. Поэтому после отпуска при 550°C – 600°C сталь обладает двухфазной ($\alpha + \gamma$) структурой (см. табл. 2), в которой пластинчатые кристаллы аустенита чередуются с рейками мартенсита (рис. 5).



Рис. 5. Структура двухфазной стали с чередованием пластинчатых кристаллов аустенита с рейками мартенсита, термообработка 1.4, $\times 20000$

В пластинах аустенита, в отличие от кристаллов α -мартенсита, плотность дислокаций невелика и после отпуска при 550°C, а особенно при 600°C наблюдаются отдельные дислокации в аустенитных кристаллах. Плотность дислокаций в кристаллах α -мартенсита также снижается при увеличении температуры отпуска. После отпуска при 600°C – 8 часов происходит снижение прочностных свойств стали в структуре непревращенного аустенита наблюдаются полигональные стенки дислокаций (рис. 6).



Рис. 6. Структура двухфазной стали, в которой наблюдаются полигональные стенки дислокаций в аустените, термообработка 1.5, $\times 40000$

Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 750°C – 8 часов вызывает повышение плотности дислокаций в стали и существенное увеличение количества мартенсита при охлаждении стали до комнатной температуры. Это обусловлено тем, что при 750°C эффект стабилизации ревертированного аустенита практически исчезает, а также происходит выделение карбидов, сталь дестабилизируется и степень полноты мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ возрастает. В структуре стали хорошо видны частицы карбидов Cr_{23}C_6 (рис. 7).

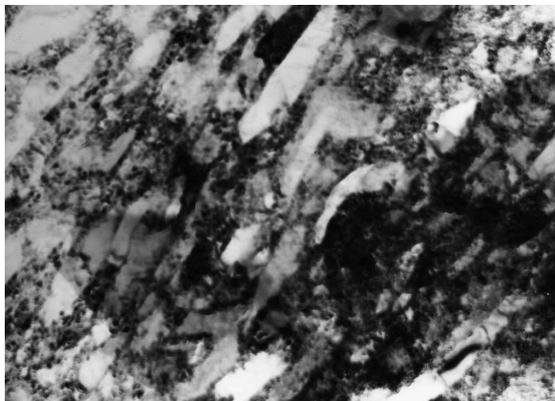


Рис. 7. Двухфазная структура стали с частицами карбидов Cr_{23}C_6 , термообработка 1.6, $\times 20000$

Проведение термообработки по полному циклу (режим 1.8) с применением низкотемпературного отпуска в двухфазной $\alpha + \gamma$ – области приводит к существенным изменениям структуры стали. Сталь имеет двухфазную структуру ($\sim 77\%$ α – мартенсита + $\sim 23\%$ аустенита) и в ней наблюдаются выделения карбидов. Пластины аустенита и мартенсита чередуются между собой (рис.8), плотность дислокаций в них невелика, причем в аустените дислокации преимущественно прямолинейны и располагаются по нескольким плоскостям скольжения типа $\{111\}$.

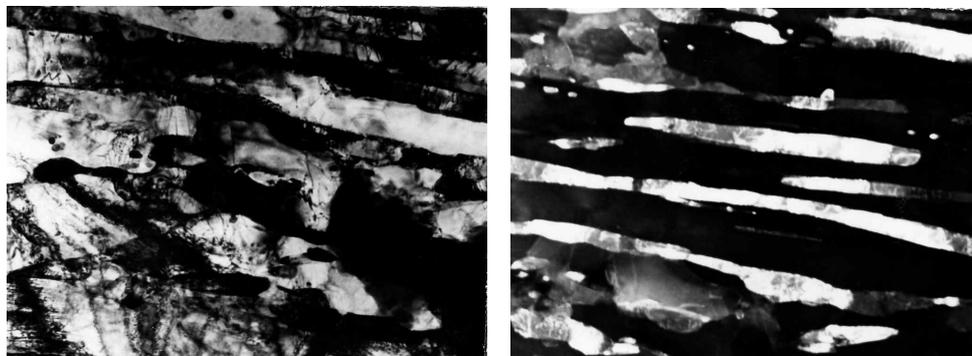


Рис. 8. Светлопольное и темнопольное (в рефлексе аустенита) изображение двухфазной структуры стали, термообработка 1.8, $\times 20000$

Внутри пластин α – и γ – фаз наблюдается разориентация фрагментов на небольшие углы, что свидетельствует о процессе полигонизации как внутри α – мартенсита, так и в γ – фазе (рис. 9).



Рис. 9. Формирование полигональной структуры в мартенсите и аустените, термообработка 1.8, $\times 40000$

Также наблюдаются отдельные (рис. 10 а, б), выстроенные в пересекающихся полосах дисперсные кристаллы аустенита равноосной формы с муаровым узором и практически без дислокаций.

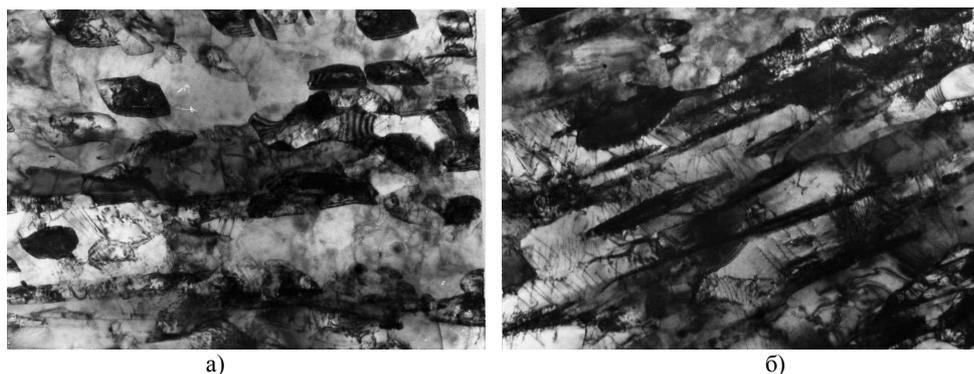


Рис.10. Дисперсные кристаллы аустенита (а) и мартенсита (б) с более темным контрастом и полигональные сетки дислокаций в аустените, термообработка 1.8, $\times 20000$

Можно предположить, что происхождение этих слабо разориентированных друг относительно друга γ -кристаллов связано с образованием глобулярного аустенита при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении в условиях рекристаллизации «на месте» в многократно циклированной стали на последних этапах отпуска, при температурах ниже точки конца обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

Таким образом, после полного цикла термообработки сталь обладает двухфазной ($\alpha + \gamma$) мелкокристаллической структурой (типа микродуплекс), что и обуславливает ее достаточно высокие прочностные, пластические и коррозионные свойства, несмотря на большое количество карбидных частиц. Следует отметить, что в этом случае карбиды располагаются, в основном в объеме зерен на дислокациях и гораздо реже встречаются на границах, имеют глобулярную форму и высокую дисперсность ($\sim 50 - 100$ нм).

Список литературы:

- [1] Вейнгартен А.М., Гринвальд И.И. Изыскание высокопрочных нержавеющей сталей для судовых валов, работающих в морской воде, Технология судостроения, 1966. – №5, с. 54–59.
- [2] ОСТ 5.9218-75 Заготовки судовых валов и баллеров рулей из коррозионностойких сталей. Технические требования.
- [3] Хирш П., Хови А., Николсон Р., Электронная микроскопия тонких кристаллов, М., Мир, 1968, 574 с.
- [4] Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. Физические методы исследования металлов, т.1, под ред. Кишкина С.Т., М., Машиностроение, 1971, 302 с.
- [5] Перкас М.Д., Кардонский В.М., Высокопрочные мартенситостареющие стали, М., Металлургия, 1970, 224 с.
- [6] Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Лурье С.А., Влияние ВТМО на структуру и свойства стали 38ХС, ФММ, 1974, т.38, № 2, с. 389–397.
- [7] Пушин В.Г., Романова Р.Р., Смирнов Л.В., Влияние высокотемпературной деформации аустенита на структуру и кинетику старения мартенситостареющей стали Н12К7М5ТЮ, ФММ, 1980, т.49, № 5, с.1054-1062.

В.В. Глебов, Ефремов С.Ю.
ФГБОУ ВО «ВГУВТ»

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 23X15H7M2 СО СТАЛЬЮ 12X18H8T

Ключевые слова: сварное соединение, сталь 23X15H7M2, режим сварки, способ сварки, сталь 12X18H8T, структура, механические характеристики, коррозионные свойства.

Рассмотрены механические и коррозионные характеристики сварного соединения стали переходного класса 23X15H7M2 со сталью 12X18H10T в зависимости от состава стали 23X15H7M2, а также режима и способа сварки.

Сталь 23X15H7M2 относится к классу переходных сталей и может находиться в зависимости от режима термообработки как в аустенитном (немагнитном) состоянии, так и в мартенситном (магнитном) состоянии. Она предназначена для изготовления ответственных деталей судового и энергетического машиностроения, имеющих заданное расположение магнитных и немагнитных участков в пределах монолитной заготовки.

Технология создания магнитных и немагнитных участков в цельной заготовке из стали 23X15H7M2 заключается в том, что заготовка в закаленном (аустенитном) состоянии подвергается старению для образования 90÷95% мартенситной (магнитной) фазы. Далее заданные участки, подвергаются локальному нагреву концентрированными потоками энергии (ТВЧ, лазерным или электронным лучом) до температуры 1100÷1200°C с целью образования немагнитной (аустенитной) структуры.

Сталь 23X15H7M2 может применяться при изготовлении элементов электроагрегатов, имеющих заданное расположение магнитных и немагнитных участков в пределах монолитной заготовки (валов электродвигателей, СУЗ АЭС) в различных областях энергомашиностроения.

По традиционной технологии заготовки деталей состоящие из магнитных (сталь 0X17-феррит) и немагнитных (сталь 12X18H10T-аустенит) участков изготавливаются сварными, поэтому были проведены исследования влияния параметров сварочного цикла на свойства соединений стали 23X15H7M2 в аустенитном (немагнитном) со-