

Министерство науки и образования Российской Федерации  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Южно-Уральский государственный университет»  
Факультет «Материаловедение и металлургические технологии»  
Кафедра «Материаловедение и физикохимия материалов»

РАБОТА ПРОВЕРЕНА

Рецензент

«\_\_\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2017 г.

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ

Заведующий кафедрой,

(профессор, д.т.н)

\_\_\_\_\_/Г.Г. Михайлов

«\_\_\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2017 г.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИЗМЕРЕНИЙ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ ДЛЯ  
КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БАЛЛОНОВ ИЗ  
СТАЛИ 38ХНЗМФА

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА  
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ РАБОТЕ  
ЮУрГУ – 22.04.02.2017.208 ПЗ ВКР

Руководитель, (профессор, д.т.н)

\_\_\_\_\_/Д.А. Мирзаев/

«\_\_\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2017 г.

Автор проекта

Студент группы П-243

\_\_\_\_\_/Д.Ю. Фомичев/

«\_\_\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2017 г.

Нормоконтролер, (профессор, д.т.н.)

\_\_\_\_\_/Ю.Д. Корягин/

«\_\_\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2017 г.

## РЕФЕРАТ

Фомичев Д.Ю. Использование измерений коэрцитивной силы для контроля качества термической обработки баллонов из стали 38ХНЗМФА. – Челябинск: ЮУрГУ, П–243, 33 с., 17 ил., 3 табл., библиогр. список – 7 наим.

В данной выпускной квалификационной работе описана технология процесса производства баллонов из стали 38ХНЗМФА на базе завода ОАО ЧТПЗ. Был рассмотрен химический состав, критические точки, диаграмма распада переохлажденного аустенита, механические и технологические свойства, а так же цель введения легирующих элементов в эту сталь.

Выбрана технология термической обработки стали. Были описаны виды брака, технология производства, а так же даны рекомендации по устранению брака и предложена методология использования неразрушающих методов контроля качества продукции для сокращения затрат на исследования

Показано, что с целью получения высокой ударной вязкости баллонов, но ЧТПЗ используется очень высокий отпуск на 690-700 С. При этом температура отпуска оказывается близкой к критической точке  $A_{c1}$ , если при выплавке стали 38ХНЗМФА для баллонов металлурги допустят ошибку в хим. Составе, то как показывает настоящее исследование, критическая точка  $A_{c1}$ , может оказаться ниже чем температура отпуска, что приводит к появлению свежеобразованного аустенита который затем при охлаждении превращается в мартенсит. И вызывает рост прочности и твердости и снижение ударной вязкости и характеристик пластичности.

На примере исследования свойств 2-х баллонов, один из которых на заводе был забракован.

Показано, что такая ситуация вполне реальна.

В работе будут систематически измерены свойства прочности и пластичности, а так же ударная вязкость в зависимости от температуры отпуска. Одновременно с этим были проведены измерения электросопротивления и коэрцитивной силы, показано, что появление свежего мартенсита после отпуска увеличивает коэрцитивную силу, даже в большей степени чем снижает ударную вязкость, поэтому по итогам работы сделано предложение о разработке метода неразрушающего контроля баллонов на основе измерений.

Следует отметить, что в лаборатории магнитных измерений ИФМ построены миниатюрные переносные коэрцитиметры, которые позволяют с высокой точностью определять величину коэрцитивной силы у массивных изделий, но требуется анализ статистики измерений коэрцитивной силы

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ .....	8
1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....	9
1.1 Условия работы деталей .....	9
1.2 Химический состав и механические свойства.....	9
1.3 Термическая обработка баллонов .....	13
1.4 Контроль качества термообработки .....	14
1.5 Материалы и методика исследования .....	16
1.6 Измерение коэрцитивной силы .....	17
1.7 Коэрцитиметр Михеева.....	18
1.8 Измерение электросопротивления по методу «двойного моста» .....	19
2 ЦЕЛЬ РАБОТЫ.....	21
3 ОБРАБОТКА ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ .....	23
4 ОБЩИЕ ВЫВОДЫ.....	31
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	32
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	33

## ВВЕДЕНИЕ

Опыт изготовления баллонов из стали 38ХНЗМФА на заводе ЧТПЗ, качество которых определяет военная приемка, показывает что процент брака у баллонов достаточно велик.

На первом месте среди бракующих признаков оказывается несоответствие ударной вязкости требованиям ТУ.

В данной научно-исследовательской работе поставлена цель выяснить причины брака по ударной вязкости баллона для подводных лодок изготавливаемых на предприятии.

В основе исследования лежит очевидная идея, что если температура отпуска превысит  $A_{c1}$  и это приведет к образованию аустенита а затем и мартенсита, то образцы стали содержащие свежесформованный мартенсит будут иметь несколько высокую прочность и меньшую пластичность и ударную вязкость.

Представляло так же интерес предложить метод неразрушающего контроля состояния образцов, который позволил бы установить существование свежесформованного мартенсита.

Наиболее простыми и доступными методами являются измерение коэрцитивной силы и электросопротивления, поэтому предполагалось измерить температурную зависимость этих характеристик для обеих сталей, чтобы определить в какой области температур отпуска обнаружится существенное различие в поведении этих свойств.

Ну и совокупность этих измерений позволит установить причину брака. Дать рекомендации по его устранению и предложить методику неразрушаемого контроля свежесформованного мартенсита.

# 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

## 1.1 Условия работы деталей

Для того чтобы лодка погружалась необходимо заполнить её баллоны водой. В эти моменты внутреннее давление воздуха возрастает, поэтому на баллоны действуют большие нагрузки.

Причем погружение должно происходить быстро, следовательно заполнение производится с высокой скоростью, а это вызывает ударное нагружение на стенки баллона. Когда лодка должна всплыть, вода должна быть резко вытеснена газом, что так же создает ударное нагружение, поэтому важнейшими требованиями, предъявляемыми к стали являются прочность и ударная вязкость.

## 1.2 Химический состав и механические свойства

Особенности легирования стали 38ХНЗМФА

Химический состав стали, приведен в табл.1[2].

Таблица 1 – Химический состав стали 38ХНЗМФА, % (ГОСТ 4543-71)

Массовая доля элементов, %									
С	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Р не более	S не более	Cu не более
0,33-0,40	0,25-0,50	0,17-0,37	1,20-1,50	3,00-3,50	0,35-0,45	0,10-0,18	0,025	0,025	0,3

Никель смещает С – образную кривую превращения аустенита по температуре превращения и повышает устойчивость аустенита т.е. увеличивает инкубационный период распада, сдвигая линии по диаграмме вправо. Вследствие увеличения критической скорости охлаждения никель сильно повышает прокаливаемость конструкционных сталей. Даже небольшая примесь никеля уже сильно может влиять на прокаливаемость. Совместное влияние никеля и молибдена обеспечивают значительное повышение устойчивости аустенита. [1]

Молибден также добавляют для подавления отпускной хрупкости и повышения пластичности.

Карбидообразующие элементы хром, молибден, ванадий существенно изменяют вид диаграммы и кинетику превращения, обуславливая четкое разделение

перлитного и бейнитного превращений с появлением области повышенной устойчивости аустенита между ними.

Диаграмма распада остаточного аустенита стали 38ХНЗМФА не найдена, поэтому приведена диаграмма наиболее близкой по составу стали (рис. 1.)

Хром, молибден ванадий тормозят рост зерна аустенита при нагреве. Такое влияние объясняется наличием нерастворенных в аустените дисперсных карбидов этих элементов, оказывающих барьерное действие на мигрирующую границу зерен.

При введении хрома около 0,4...0,6% в стали по-прежнему образуются карбиды цементитного типа, в которых растворяется значительное количество хрома, находящегося в твердом растворе. Легирование хромом приводит к заметному измельчению зерна, что обеспечивает, по сравнению с нелегированной сталью, повышение ударной вязкости.

Э. Гудремон [2] показывает, что при введении хрома повышается прокаливаемость (рисунок 2).

С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	A3	T <sub>H</sub>
0,31	0,28	0,50	1,20	3,33	0,50	705	765	850

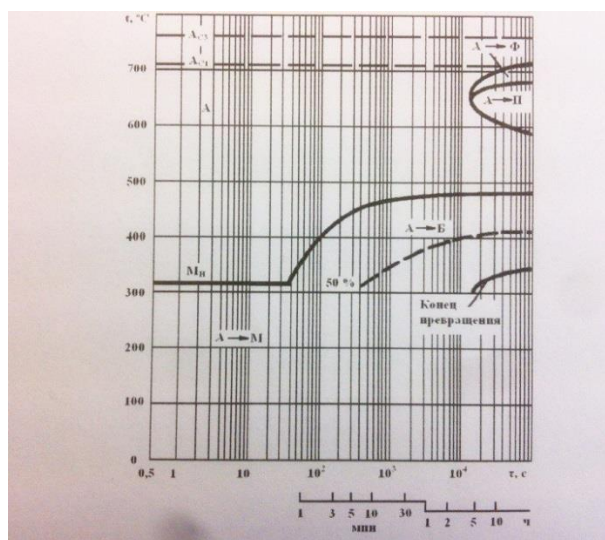


Рисунок 1 – Кинетическая диаграмма распада аустенита стали 35ХНЗМ [3]

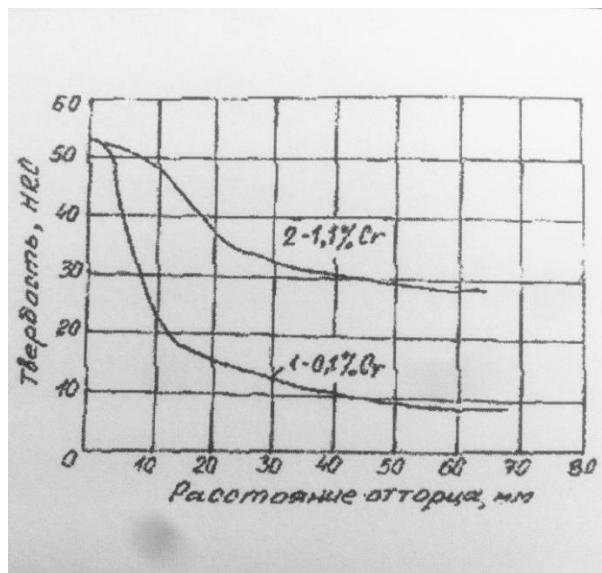


Рисунок 2 – Влияние добавки хрома на прокаливаемость (данные торцевой пробы) [3]

Введение углерода преследует, по крайней мере, четыре цели:

- 1) Дополнительное повышение прочности стали за счет карбидной фазы;
- 2) Возможность переохлаждения  $\gamma$  – фазы до мартенситной точки.
- 3) Выплавка среднеуглеродистой конструкционной стали проще и легче, чем низкоуглеродистой легированной стали.

Особое значение имеет отношение концентрации марганца к углероду. Как видно из рисунка 4, при увеличении отношения концентрации марганца к углероду порог хладноломкости падает. К тому же при охлаждении из  $\gamma$  – области, например, при охлаждении от температуры прокатки марганец снижает температуру превращения и тем самым обуславливает измельчение структуры, влияющее аналогично улучшению.

Кроме легирующих элементов в стали 38ХНЗМФА присутствуют и примеси, такие как сера, фосфор и медь.

При комнатной температуре растворимость серы в  $\alpha$  – железе практически отсутствует, поскольку почти вся сера в стали связана в сульфиды железа и марганца, и частично в сульфиды легирующих элементов. С повышением температуры сера растворяется в  $\alpha$  – и  $\gamma$  – железе, хотя и незначительно, но до вполне определенных концентраций (0,02% в  $\alpha$  – железе при 913 °С и 0,05% в  $\gamma$  – железе при 1365 °С) поэтому сернистые включения могут видоизменяться при термической



обработке стали. Если сера связана в сульфиды железа FeS, то при относительно низких температурах горячей деформации, вследствие расплавления эвтектики сульфида железа (988 °С), наблюдается красноломкость стали. При более высоких температурах горячей пластической деформации возможна горячеломкость стали.

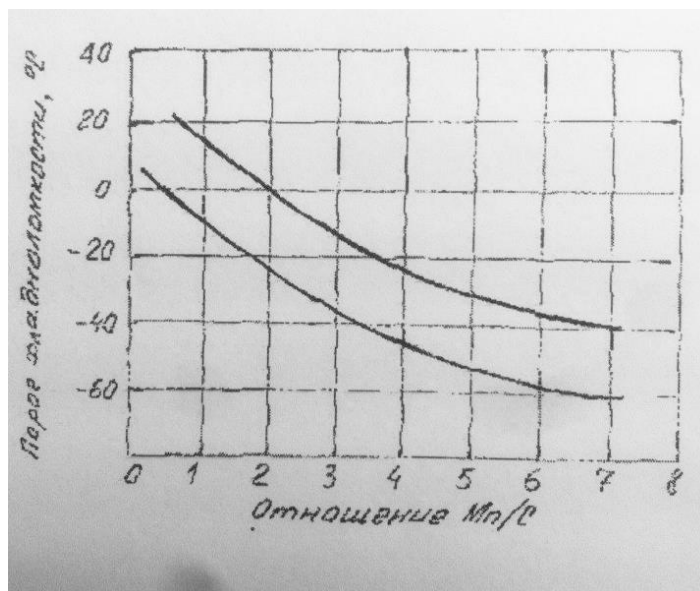


Рисунок 3 – Влияние отношения содержания марганца по отношению к содержанию углерода на порог хладноломкости [3]

Введение в сталь марганца в отношении  $[Mn] : [S] > 8 \dots 10$  практически приводит к полному связыванию серы в тугоплавкий сульфид марганца MnS с температурой плавления 1620 °С и исключает образование легкоплавкой сульфидной эвтектики [6].

Растворимость фосфора в  $\alpha$  – и  $\gamma$  – железе значительно выше, чем содержание фосфора в стали как примеси. Поэтому фосфор в стали целиком находится в твердом растворе, и его влияние на свойства сказывается посредством изменения свойств феррита и аустенита. Действие фосфора на свойства феррита проявляется, прежде всего, в его упрочняющем влиянии, и особенно, в усилении хладноломкости стали. В конструкционных улучшаемых сталях фосфор ответственен за проявление обратимой отпускной хрупкости. Это же справедливо и в отношении стали 38ХНЗМФА. Но добавки молибдена в значительной степени подавляют обратную отпускную хрупкость, поскольку молибден увеличивает растворимость молибдена в объеме зерна и тем самым снижает его концентрацию на границах

зерна. Добавки никеля почти не влияют на отпускную хрупкость, но его положительный эффект на вязкость стали связан с устранением сегрегации углерода на дислокациях, которые так же создают охрупчивание [1]

Медь относится к случайным примесям и попадает в сталь из скрапа или природно-легированной руды.

Она оказывает влияние на склонность стали к хрупкому разрушению и отпускной хрупкости, усиливая их. Содержание в стали более 0,2% меди способствует образованию трещин [6].

Таблица – 2. Механические свойства стали 38ХНЗМФА

Сортамент	Размер	Напр.	$\sigma_B$	$\sigma_T$	$d_5$	$\psi$	КСУ	Термообр.
-	мм	-	МПа	МПа	%	%	кДж / м <sup>2</sup>	-
Прутки, ГОСТ 4543-71	Ø 25		1180	1080	12	50	780	Закалка 850°С, масло, Отпуск 600°С, воздух,
Твердость 38ХНЗМФА после отжига, ГОСТ 4543-71						НВ 10 <sup>-1</sup> = 269 МПа		

### 1.3 Термическая обработка баллонов

Баллоны подвергаются термической обработке по режиму, указанному в табл.1. Термическая обработка баллонов производится садками. Садка состоит из 4-х баллонов. На каждый баллон на уровне середины длины баллона подвешивается темплет – свидетель размером не менее 240×170 мм, вырезанный из патрубка, соответствующего им по номеру плавки и толщине стенки. Темплет – свидетель маркируется номером садки, номером плавки, номером баллона.

Таблица 3 – Режим термической обработки баллонов из стали 38ХНЗМФА

Температура нагрева, С	Время нагрева, ч	Время выдержки	Охлаждающая среда	Температура охлаждающей среды, С	Время выдержки в охлаждающей среде, С
Закалка					
От 870 до 890	От 2,0 до 2,5	От 45 до 60 мин	Масло	От 40 до 70	От 20 до 30
Отпуск					
От 690 до 700	От 3,0 до 3,5	От 2,5 часов до 2,75 часов	вода	От 30 до 40	От 12 до 15

Загрузка баллонов производится краном по середине печи.

Для закалки используется индустриальное масло И-12а или И-20а по ГОСТ 20799. При проведении термообработки содержание влаги в масле контролируется не реже трех раз в неделю по ГОСТ 2477 и допускается не более 0,3%.

Перед началом термообработки каждой новой партии баллонов проводится анализ масла на соответствие ГОСТ 20799.

За 15 минут до закалки и в период закалки масло должно перемешиваться сжатым воздухом под давлением 0,294 до 0,588 Мпа.

Время переноса баллонов до охлаждающей среды во время закалки не должно превышать 30 секунд.

Непосредственно после закалки баллоны передаются на отпуск. Измерение температуры рабочего пространства печей осуществляется четырьмя термоэлектрическими термометрами, расположенными в двух тепловых зонах на уровне верха и низа печи.

Термообработка производится в вертикальных безмуфельных рециркуляционных печах.

#### 1.4 Контроль качества термообработки

Все баллоны и темплеты – свидетели подвергаются измерению твердости. Сначала измерение производится на темплете – свидетеле в одной точке, далее контроль проводится в четырех точках по окружности баллона, расположенных

на расстоянии от 700 до 800 мм от закрытой горловины, или от 150 до 200 мм от сферической части. По результатам контроля выбирается точка с максимальным диаметром отпечатка, т.е. с минимальным значением твердости.

После этого производится измерение в двух точках баллона на расстоянии от 100 до 150 мм от точки с минимальным значением твердости. Затем производится измерение твердости еще в двух точках по длине баллона от точки с минимальным значением твердости в средней части баллона со стороны открытой горловины на расстоянии от 100 до 150 мм от сферической части (рис.4).

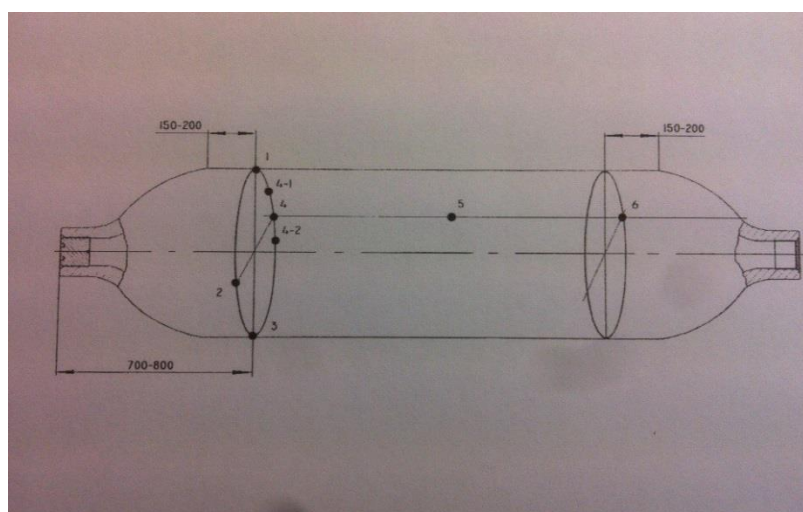


Рисунок 4 – Схема измерения твердости баллона

При получении неудовлетворительных результатов измерения твердости баллоны подвергаются повторной термообработке или повторному отпуску.

Для контроля механических свойств баллонов из темплетов – свидетелей вырезают два образца для испытания на растяжение и по два образца на испытание на ударный изгиб.

Испытания на растяжение проводятся на образцах типа III по ГОСТ 1497. Испытания на ударный изгиб проводятся по ГОСТ 9454 на образцах типа 1.

При получении неудовлетворительных результатов механических испытаний хотя бы по одному из показателей, по нему проводятся дополнительные испытания на удвоенном количестве образцов от тех же темплетов – свидетелей. При повторных неудовлетворительных результатах механических испытаний, баллоны подвергаются повторной термической обработке и отпуску.

При получении неудовлетворительных результатов испытаний после проведения трех закалок с отпуском баллон бракуется.

### 1.5 Материалы и методика исследования

Для исследований механических свойств стали 38ХНЗМФА был использован металл двух заводских баллонов, один из которых соответствует ТУ завода, а другой нет. Они были разрезаны фрезой, на продольные полосы шириной примерно 5 см и толщиной 19.5 мм, из которых были изготовлены образцы на растяжение, и испытание на ударную вязкость.

Образцы на растяжение с размером цилиндрической части  $d = 5$  мм и длиной 25 мм, стандартные образцы для испытаний ударной вязкости сечение  $10 \times 10$  мм и длиной 55 мм, а так же образцы диаметром 9 мм были вырезаны из средней части этих полос в направлении длины цилиндра (продольное направление). Образцы термообрабатывались по указанным ниже режимам и затем для них был проведен полный цикл механических испытаний. При этом были использованы разрывная машина марки ЕИ – 40, копер маятниковый для ударных испытаний 20 – 10 КМ – 30 и лабораторный коэрцитиметр (конструкция ИФМ г.Екатеринбург). Твердость стали 38ХНЗМФА замеряли на половинках от ударных образцов на твердомере Роквелла ТК – 2.

Для испытания стали 38ХНЗМФА используются образцы с радиусом надреза 1,0 U – образным надрезом (рис. 6). Работоспособность материала определяется не столько зарождению трещины, сколько сопротивлением ее распространению. Образцы имеют сечение  $10 \times 10$  мм и длину 55 мм [6].

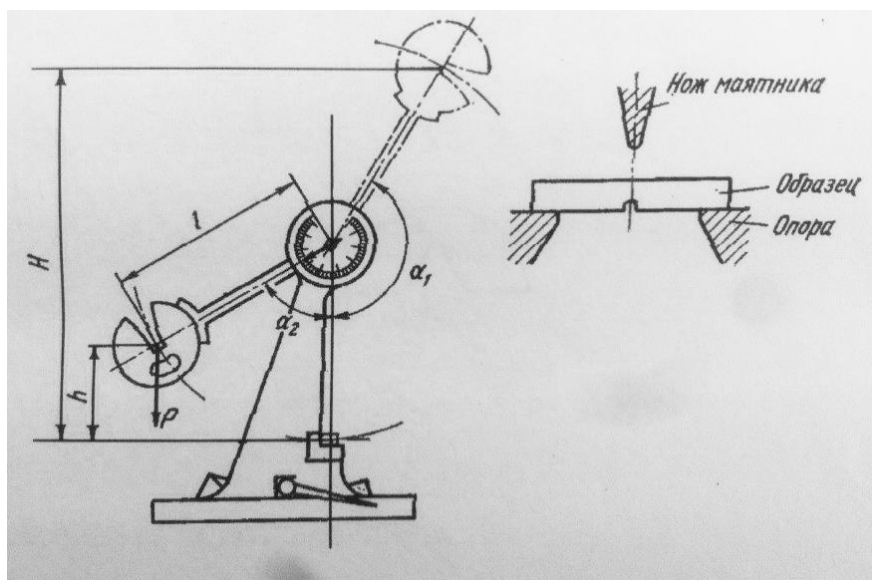


Рисунок 5 – Схема испытаний ударной вязкости

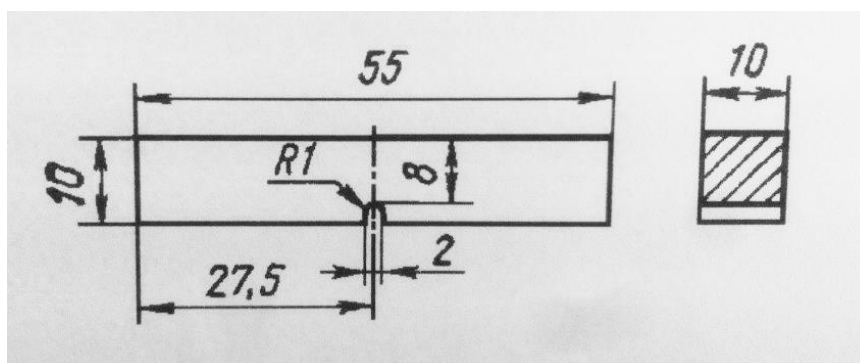


Рисунок 6 – Эскиз образца с концентратором вида U

### 1.6 Измерение коэрцитивной силы

Для измерения коэрцитивной силы применяют специальные приборы – коэрцитиметры. Коэрцитивная сила – это напряженность обратного магнитного поля при которой индукция или намагниченность предварительно намагниченного до насыщения образца обращается в нуль.

Коэрцитивную силу по намагниченности измеряют в разомкнутой цепи. Универсальным методом, в разной мере пригодным для измерения малых и больших значений  $H_c$ , является метод сдергивания измерительной катушки (рисунок 7).

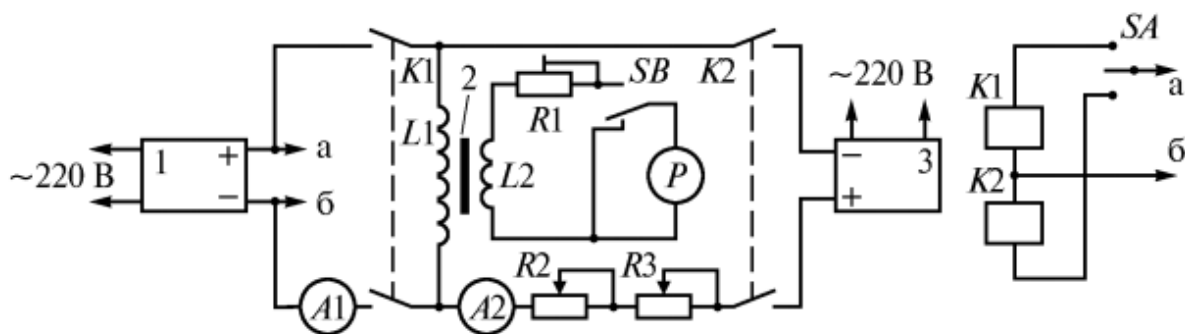


Рисунок – 7. Принципиальная схема установки для определения коэрцитивной силы методом сбрасывания измерительной катушки

Для измерения пригодны образцы или изделия цилиндрического или призматического сечения, в том числе, короткие толстые.

### 1.7 Коэрцитиметр Михеева

Коэрцитиметр Михеева предназначен для контроля качества термической обработки полуфабрикатов и деталей машин, но может быть использован в лабораторных условиях для определения коэрцитивной силы образцов при наличии эталонов с известными значениями  $H_c$ .

Коэрцитиметр состоит из приставной головки, которой осуществляется местное намагничивание и перемагничивание контролируемого объекта, и блока питания с пультом управления (рисунок 8). Приставная головка содержит П-образный электромагнит постоянного тока, обмотка которого при намагничивании объекта питается от выпрямителя G1 через амперметр PA и от выпрямителя G2 через миллиамперметр PmA - при перемагничивании. Род работы головки - намагничивание или перемагничивание - определяется SA1. В одном из зазоров магнитопровода головки размещена рамка магнитоэлектрического измерительного прибора P, питаемая постоянным током от выпрямителя G3. Регулируя силу этого вспомогательного тока путем изменения сопротивления в цепи с помощью переключателя SA3, можно изменять чувствительность головки. Чувствительность возрастает при увеличении силы тока и, следовательно, при уменьшении сопротивления. Диапазон измерения выбирается переключателем SA2. Все выпрямители питаются от понижающих трансформаторов T1 и T2. Трансформатор T2 и конденсатор C образуют феррорезонансный стабилизатор напряжения.

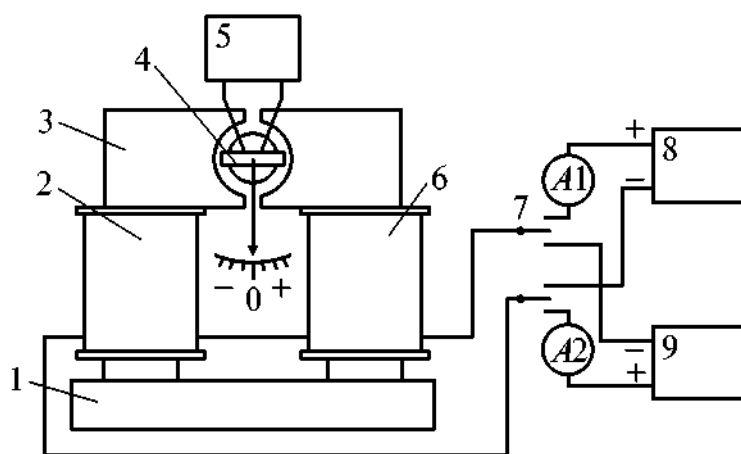


Рисунок – 8. Принципиальная схема коэрцитиметра Михеева.

### 1.8 Измерение электросопротивления по методу «двойного моста»

Этим методом (рисунок.9) можно с высокой точностью измерять малые сопротивления (от  $1 \cdot 10^{-6}$  до 1 Ом). В результате простого изменения схемы (превращением ее в одинарный мост) возможно также измерять и весьма большие сопротивления.

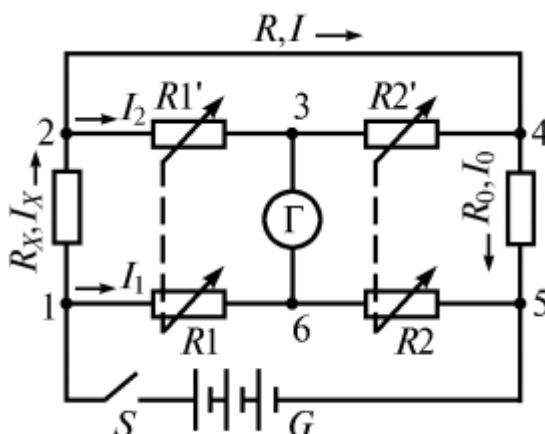


Рисунок 9 – Принципиальная схема двойного моста

Применение метода двойного моста для измерения малых сопротивлений или малых их изменений основано на том, что дополнительные сопротивления контактов и потенциальных токоподводов, связанных с образцом, не влияют на потенциалы точек  $f$  и  $s$ , к которым подсоединен нуль – гальванометр, поскольку величина промежуточных сопротивлений  $R_1, R_2, R_3, R_4$  намного больше ( $> 100$  Ом) указанных дополнительных сопротивлений.

Изменяя сопротивление  $R_1 - R_2, R_3 - R_4$  при эталонном  $R_N$ , добиваются равенства потенциалов в точках  $f$  и  $s$ , что соответствует нулевому показанию галь-



ванометра . В момент равновесия моста падение напряжения на участке  $a_f$  и  $f_e$  должно быть соответственно равно падению напряжения на участках  $a_c$  и  $c_e$ .

Потенциометрический метод обеспечивает высокую точность при измерении малых сопротивлений. В этом случае падение напряжения на образце сравнивается с падением напряжения на последовательно включенном эталонном сопротивлении. Падение напряжения  $E_D$  и  $E_N$  измеряется потенциометром.

В этом случае искомое сопротивление  $X$  равно  $X = R_N(E_X / E_N)$ , где  $R_N$  – сопротивление эталона;  $E_X$  и  $E_N$  – падение напряжений на искомом сопротивлении и эталоне соответственно.

## 2 ЦЕЛЬ РАБОТЫ

В данной научно-исследовательской работе, поставлена цель выяснить причины брака по ударной вязкости баллона для подводных лодок, изготавливаемого на ЧТПЗ стали 38ХНЗМФА.

Окончательная термическая обработка баллонов заключается в закалке и высоком отпуске на 690-700 °С. Возникло предположение что температура отпуска слишком высока, так что в условиях колебания химического состава стали от плавки к плавке критическая точка  $A_{c1}$  может оказаться ниже чем температура отпуска, что приведет к образованию некоторого количества аустенита, который при охлаждении превратится в мартенсит, охрупчивая тем самым сталь, поэтому было решено провести сравнительное исследование механических свойств образцов вырезанных из 2-х баллонов, один из которых был бракованный, а другой пригодный. Предполагается, что образцы будут закалены от одинаковой температуры, а затем отпущены в широком интервале температур ниже 700 и выше 700 °С, с последующим измерением механических свойств для последовательно повышающихся температур отпуска.

В основе исследования лежит очевидная идея, что если температура отпуска превысит  $A_{c1}$ , и это приведет к образованию аустенита а затем мартенсита, то образцы стали содержащие свежееобразованный мартенсит будут иметь несколько высокую прочность и меньшую пластичность и ударную вязкость, для температуры отпуска выше чем  $A_{c1}$ , по окончанию измерений предполагалось сравнить температурную зависимость свойств этих образцов, для того чтобы вычислить при какой температуре начинаются различия в характере температурного изменения свойств.

Представляло так же интерес предложить метод неразрушающего контроля состояния образцов, который позволил бы установить существование свежееобразованного мартенсита

Наиболее простыми и доступными методами являются измерение коэрцитивной силы и электросопротивления, поэтому предполагалось измерить темпера-

турную зависимость этих характеристик для обеих сталей, чтобы определить в какой области температур отпуска обнаружится существенное различие в поведении этих свойств. Ну и совокупность этих измерений позволит установить причину брака. Дать рекомендацию по его устранению и предложить методику неразрушающего контроля свежесформованного мартенсита.

### 3 ОБРАБОТКА ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

При отпуске закаленной стали происходит целый ряд процессов.

Во первых: идет постепенное устранение тетрагональности мартенсита, при температурах близких к комнатной реализуется двухфазный распад обусловленный медленной диффузией углерода в решетке тетрагонального мартенсита, атомы углерода собираются в слоях, ограниченных плоскостями (102), по другим данным (103).

Состав слоев приблизительно можно отразить формулой  $Fe_8C_2$ , т.е. на 4 атома Fe приходится один атом С, а между слоями с подобной структурой располагаются слои практически чистого железа, поэтому такой низкотемпературный распад получил наименование двухфазного.

При дальнейшем повышении температуры отпуска, в тех местах, где располагалась упорядоченная фаза  $Fe_8C_2$ , начинают образовываться зародыши карбидов  $Fe_3C$ , сферической формы, и тетрагональность мартенсита резко снижается, к  $T = 400-500$  °С, тетрагональность практически исчезает, решетка железа становится кубической, но происходит непрерывный рост карбидных частиц, и их коагуляция. В результате чего расстояние между карбидными частицами увеличивается.

Процессы проходящие во время отпуска мартенсита [7]:

1. Удаление С из решетки тетрагонального мартенсита в решетку карбида;
2. Увеличение размеров частиц карбидов и межкарбидного расстояния
3. Аннигиляция дилокаций, и перераспределение одноименных дислокаций в границе субзерен;
4. Когда температура отпуска достигает 500 °С и выше, начинается преобразование карбида железа в специальные карбиды  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ ,  $Mo_2C$  и др.

Это приводит к снижению пределов текучести и прочности (рисунок 10 и 12), и росту свойств пластичности: относительного удлинения и относительного сужения (рисунок 11 и 13)

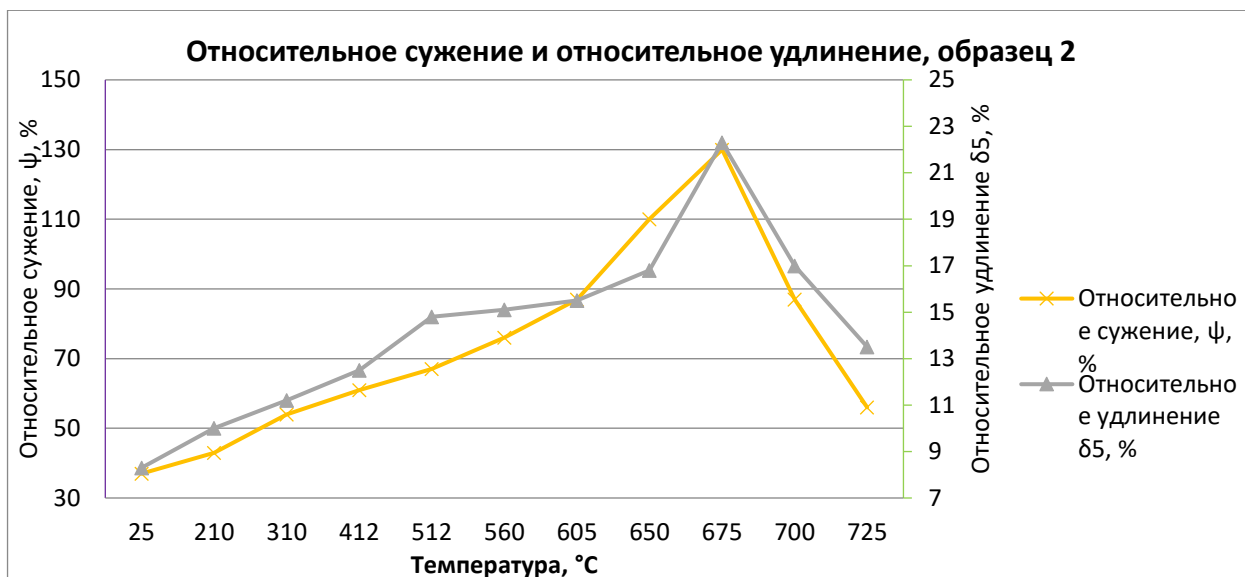


Рисунок 10 – Влияние температуры отпуска на относительное сужение и удлинение образцов баллона 2.

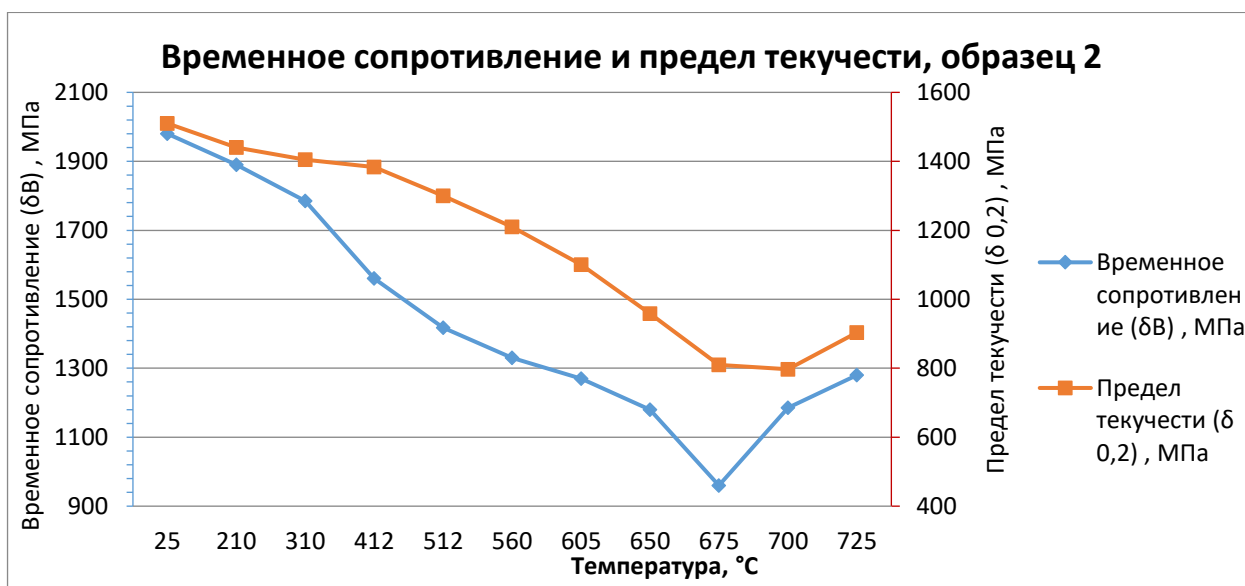


Рисунок 11 – Влияние температуры отпуска на предел текучести и прочности образцов баллона 2.

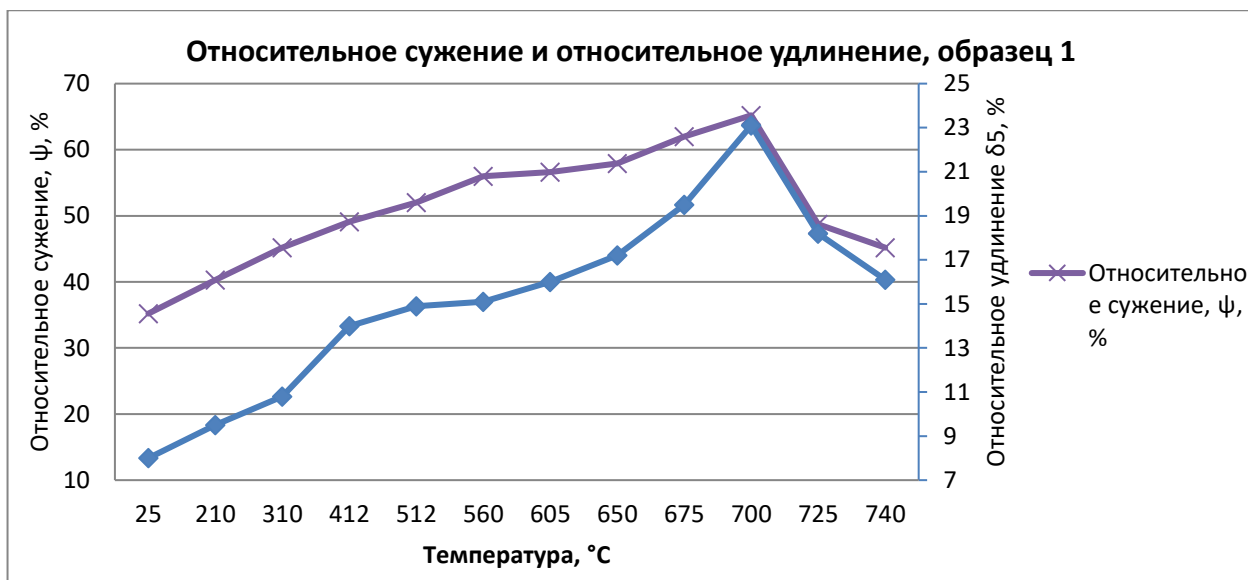


Рисунок 12 – Влияние температуры отпуска на относительное сужение и удлинение образцов баллона 1.

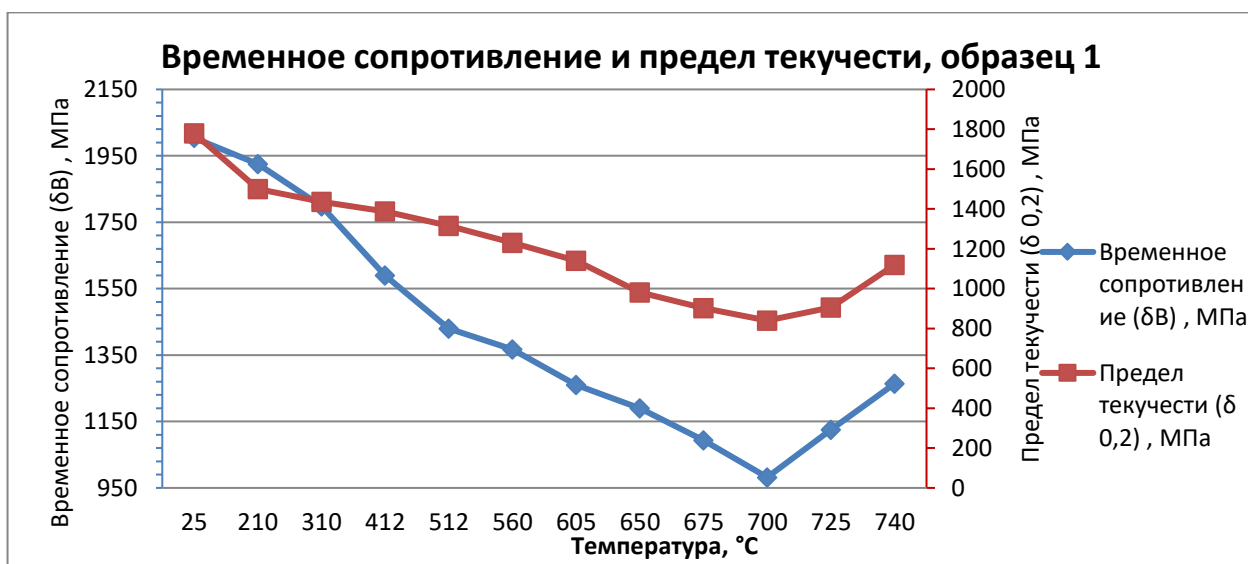


Рисунок 13 – Влияние температуры отпуска предел текучести и прочности образцов баллона 1.

В принципе ударная вязкость так же должна возрастать, но существует два интервала температуры вблизи 350-400 °C, и вблизи 500-550 °C, в которых реализуется обратная и необратимая отпускная хрупкость.

Необратимая отпускная хрупкость [7], возникает потому что диффузия углерода при температурах 300-400 °C проходит в основном по границам бывшего аустенитного зерна, на этих границах появляются чешуйчато – подобная структура карбидных выделений, что приводит к сильному охрупчиванию, однако в

нашей стали отпускная хрупкость проявляется слабо. Во всяком случае отчетливый провал ударной вязкости мы не наблюдаем.

Отпускная хрупкость второго рода, или обратимая, возникает при отпуске в районе температур 500-550 °С, в результате сегрегации атомов фосфора по старым аустенитным границам.

Такие легирующие элементы как марганец, хром, кремний, никель и другие, способствуют сегрегации фосфора и поэтому отпускная хрупкость, чаще наблюдается у легированных сталей, но растворенные в железе молибден и вольфрам подавляют отпускную хрупкость, а наша сталь содержит ~ 0.4% Мо, поэтому обратимая отпускная хрупкость 2-го рода отчетливо не проявляется. Т.е. ударная вязкость образцов баллона 1 непрерывно возрастает при увеличении температуры отпуска вплоть до 700 °С (рисунок 14).

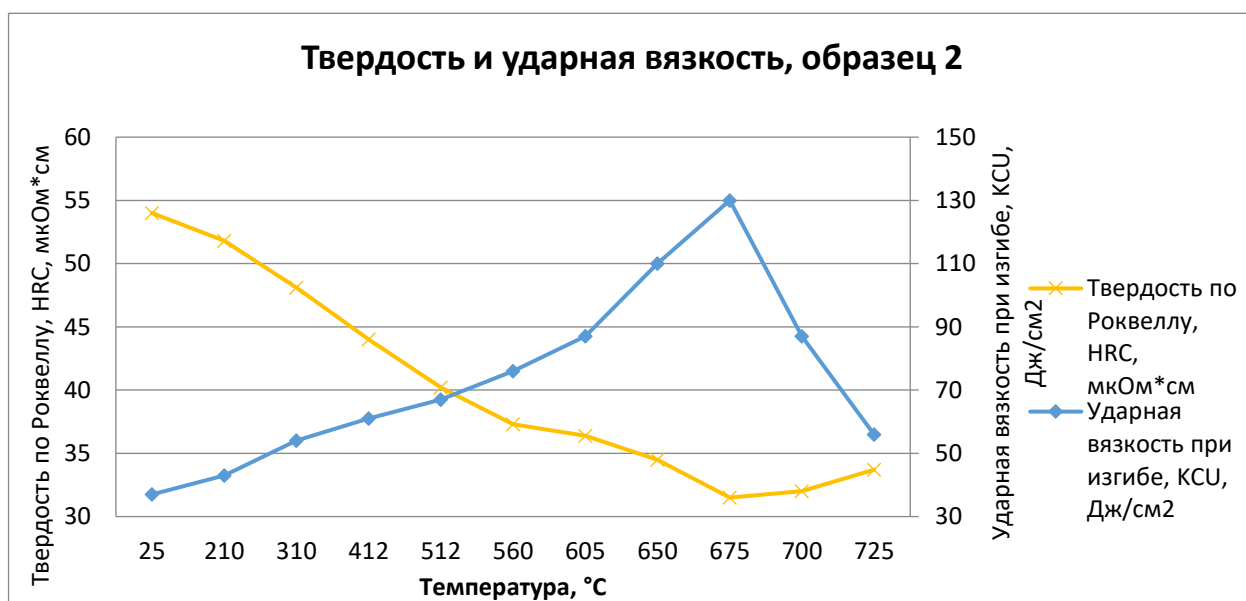


Рисунок 14 – Влияние температуры отпуска на твердость и ударную вязкость образцов баллона 2.

Если судить по кривым изменения относительного сужения и удлинения, то следов или проявлений отпускной хрупкости 1 и 2-го рода так же незаметно, обе величины  $\delta$  и  $\psi$  для образцов баллона 1 достигают максимума при отпуске в районе 700 °С (рисунок 12), а при дальнейшем повышении температуры – снижаются.

Предел текучести и предел прочности образцов 1 напротив снижаются при повышении температуры до 700 °С, а затем начинают возрастать (рисунок 10).

Падение свойств пластичности и ударной вязкости и наоборот возрастание предела текучести, прочности и твердости можно объяснить только тем, что температура 700 °С, является критической точкой  $A_{c1}$ , для образцов стали баллона 1. При повышении температуры фигуративная точка стали оказывается в двухфазной  $\alpha+\gamma$  области, т.е. возникает аустенит, который при охлаждении детали до комнатной температуры, достигая точки  $M_n$ , превращается в мартенсит. А поскольку повторного отпуска не было, то он сохраняется в структуре баллона 1, увеличивая прочность и уменьшая пластичность а также ударную вязкость стали.

Немного иначе ведут себя механические свойства при отпуске образцов баллона 2.

Для них при повышении температуры отпуска до 675 °С, пределы текучести и предел прочности так же непрерывно снижаются (рисунок 12), а относительное сужение, удлинение и ударная вязкость возрастают (рисунок 14 и 15), но превышение температуры 675 °С, приводит к смене направления изменения свойств: ударная вязкость начинает существенно снижаться, а прочностные характеристики возрастают. Это означает, что для 2-го баллона критическая точка  $A_{c1}$  составляет не 700 °С а 675 °С, т.е. оказывается на 25 °С.



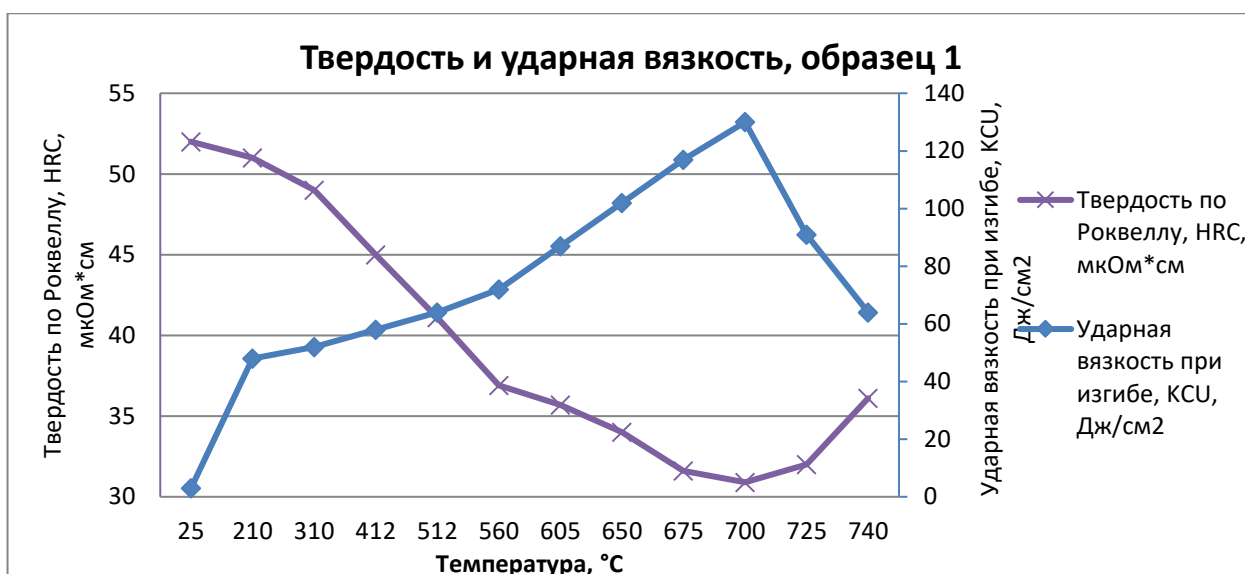


Рисунок 15 – Влияние температуры отпуска на твердость и ударную вязкость образцов баллона 1.

Отсюда следует, что если мы будем отпускать изделия при температуре 700 °С, то для баллона 1 уровень свойств будет соответствовать техническим условиям, а в случае отпуска при 700 °С, образцов от баллона 2 мы получим некоторый провал по ударной вязкости и заметный рост твердости и прочности. Причем  $\delta$  и  $\psi$  так же будут пониженными, все это свидетельствует о том, что химический состав этих двух баллонов заметно отличается.

Если посмотреть на формулу [4] критической температуры  $A_{c1} = [723 - 9,2 * Mn + 30,4 * Si + 19,0 * Cr + 15,8 * Ni + 23,6 * V + 24,3 * Al]$  то значительное влияние на эту температуру оказывают хром и никель, содержащиеся в стали в относительно больших количествах. Отсюда следует, что баллоны в термообработанном состоянии необходимо контролировать по ударной вязкости и прочности, однако подобная операция контроля связана с необходимостью разрушением баллона и поэтому является затратной. С нашей точки зрения можно использовать или разработать неразрушающий метод контроля, поэтому помимо механических свойств в работе были измерены два физических свойства: удельное электросопротивление и коэрцитивная сила.

Электросопротивление было измерено методом двойного моста, а коэрцитивная сила с помощью коэрцитиметра Михеева [6], схема которых представлена ниже

Как выяснилось, использовать электросопротивление для анализа образования аустенита, не удалось т.к. эффект измерения электросопротивления для образцов, перешедших через  $t_{Ac_1}$  и образцов, нормально закаленных, оказался очень слабым. Для коэрцитивной силы образцов 1 и 2 ситуация другая. Переход через критическую точку привел к значительному увеличению коэрцитивной силы образцов 1 и 2 (рисунок 16 и 17)

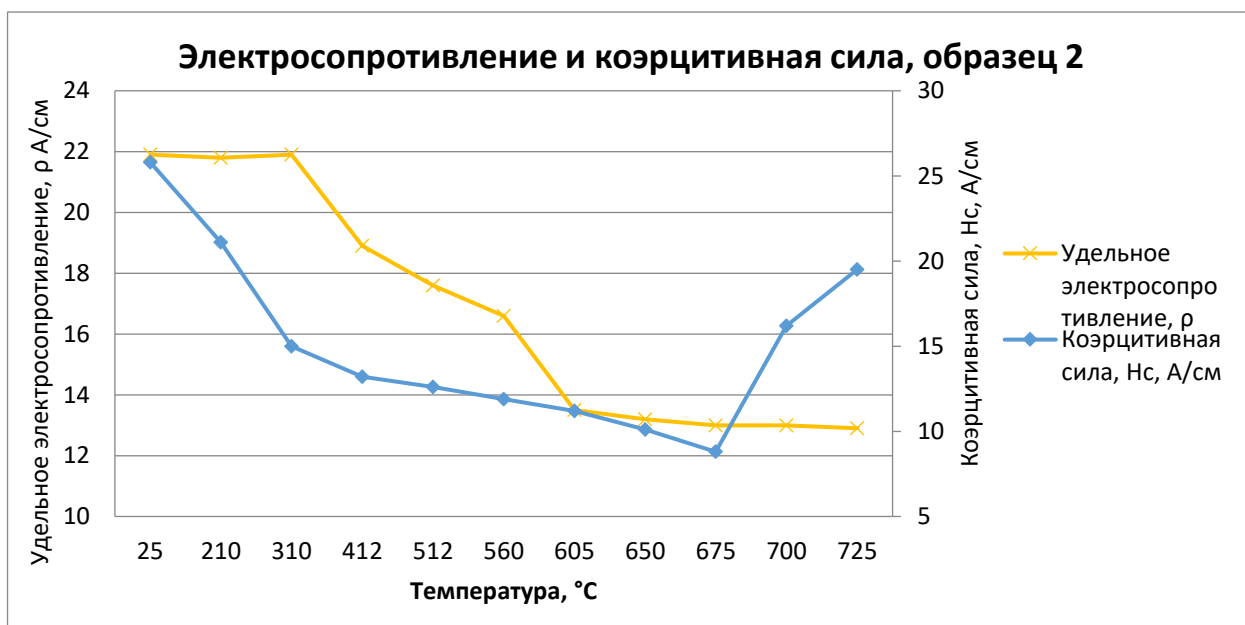


Рисунок 16 – Влияние температуры отпуска на электросопротивление и коэрцитивную силу образцов баллона 2.

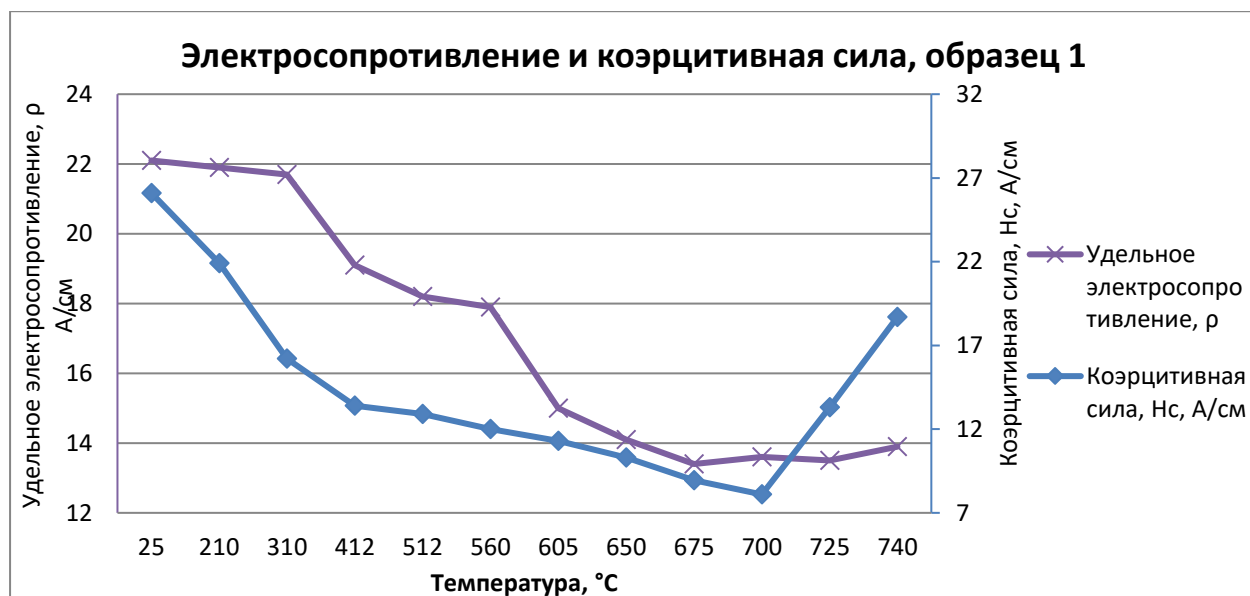


Рисунок 17 – Влияние температуры отпуска на электросопротивление и коэрцитивную силу образцов баллона 1.

Поэтому в данной работе:

1. Предлагается использовать измерение коэрцитивной силы для определения того факта, превысила ли температура отпуска, точку  $A_{c1}$ , если величина критической точки оказывается больше чем 9 А/см, то подобные баллоны надо браковать.
2. Пока количество проведенных экспериментов недостаточно для разработки заводской методики, однако полученные результаты показывают что подобная методика может быть построена

#### 4 ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Стали 38ХНЗМФА, которые ЧТПЗ использует для производства баллонов, имеют заметный разброс по химическому составу, в результате чего критические точки стали, в частности  $A_{c1}$ , для отдельных баллонов, могут отличаться на 25 °С.
2. Поскольку на заводе используется предельно высокий отпуск до 700 °С, с целью получения повышенной пластичности и ударной вязкости, то к моменту завершения отпуска можно получить структуру отпущенного мартенсита, содержащая небольшое количество вновь образовавшегося аустенита, перешедшего в мартенсит при охлаждении.
3. На примере образцов от 2-х разных баллонов было показано, что этот свежеобразованный аустенит переходящий при охлаждении в мартенсит, приводит к возрастанию свойств прочности и уменьшению ударной вязкости, пластичности и относительного сужения, что безусловно недопустимо.
4. В качестве меры борьбы с таким явлением можно предложить повторный отпуск на более низкую температуру например 650-660 °С при котором мы не переходим критическую точку  $A_{c1}$ , однако очевидно, что такая сложная термообработка не экономична.
5. Показано, что свежеобразованный мартенсит приводит к слабому изменению электросопротивления, и более значительному увеличению коэрцитивной силы.
6. В работе предложено использовать метод измерения коэрцитивной силы сталей, для контроля баллонов на свежеобразованный аустенит, и соответственно на мартенсит.
7. В этом случае повторный отпуск на 650-660 °С, целесообразно проводить только для баллонов, не прошедших испытание на коэрцитивную силу.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной научно-исследовательской работе была поставлена цель выяснить причины брака по ударной вязкости баллона для подводных лодок изготавливаемых на предприятии.

В основе исследования лежала очевидная идея, что если температура отпуска превысит  $A_{c1}$  и это приведет к образованию аустенита а затем и мартенсита, то образцы стали содержащие свежесформованный мартенсит будут иметь несколько высокую прочность и меньшую пластичность и ударную вязкость.

Представляло так же интерес предложить метод неразрушающего контроля состояния образцов, который позволил бы установить существование свежесформованного мартенсита.

Была установлена причина брака, и даны рекомендации по его устранению. Так же была предложена методика неразрушаемого контроля свежесформованного мартенсита.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев, А.П. Материаловедение / А.П. Гуляев – М: Государственное издательство оборонной промышленности, 1951. — 484 с
2. Гудремон, Э. Специальные стали. Том 2 / Э. Гудремон, – М: Metallurgiya, 1966. - 540 с.
3. Попов, А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана / А.А. Попов, Л.Е. Попова, Справочник термиста. — 3-е изд., перераб. и доп. — : Metallurgiya, 1991. — 503 с.: ил.
4. Gunther, E. Die rechnerische Ermittlung der umwandlungspunkte  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  / E. Gunther, G. Radowski, V. Oheim // Neue Hutte 1970 – Jg. 15. – Н.1. – S. 18-21. Цитируется по [5]
5. Окишев, К.Ю. Специальные стали. / К.Ю. Окишев Д.А. Мирзаев. – Челябинск: ЮУрГУ, 2012 – 190 с.
6. Журавлёв, Л.Г. Физические методы исследования металлов и сплавов / Журавлев, Л.Г. Филатов, В.И. Учебное пособие для студентов металлургических специальностей. — Челябинск: ЮУрГУ, 2004. – 157 с
7. Смирнов М.А. Основы термической обработки стали / Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г., Учебное пособие. — Екатеринбург: УРО РАН, 1999. — 496 с.