

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «ПРОМЕТЕЙ»
ИМЕНИ И.В. ГОРЫНИНА
НАЦИОНАЛЬНОГО ЦЕНТРА «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»**

На правах рукописи

УДК 669.15'786-194.56-419.4
ГРНТИ 53.49.13



ХАРЬКОВ

Олег Александрович

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛА С ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ
ИЗ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ
АРКТИЧЕСКОЙ МОРСКОЙ ТЕХНИКИ**

Специальность: 05.16.09 – материаловедение (машиностроение)

Диссертация

на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук, доцент

Калинин Григорий Юрьевич

Санкт-Петербург

2017

ОГЛАВЛЕНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ	7
ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	15
1.1 Преимущества использования биметалла перед гомогенными сталями	15
1.2 Области применения биметаллических материалов	16
1.3 Особенности эксплуатации плакированных сталей в судостроении	18
1.4 Основные требования к свойствам плакированных сталей и пути их обеспечения	22
1.4.1 Требования к свойствам стали основного слоя	22
1.4.2 Требования к свойствам стали плакирующего слоя	27
1.5 Преимущества применения аустенитных азотсодержащих сталей для изготовления биметалла	30
1.6 Способы изготовления коррозионно-стойких биметаллов	35
1.6.1 Способ пакетной прокатки	36
1.6.2 Способ электрошлаковой наплавки	39
1.6.3 Способ сварки взрывом	42
Выводы по главе 1	46
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ	48
2.1 Выбор материала основного и плакирующего слоев для изготовления новой двухслойной стали	48
2.2 Методы испытаний по определению качества плакированных сталей.	53
2.2.1 Метод испытаний на срез	54
2.2.2 Метод испытаний на отрыв	57
2.2.3 Метод испытаний на изгиб	58
2.2.4 Определение механических свойств плакированной стали на образцах натурной толщины	59

2.2.5	Методика проведения многоцикловых испытаний	61
2.2.6	Методы определения коррозионной стойкости лакирующего слоя.....	63
2.3	Методы определения износостойкости стали	67
2.3.1	Методика определения триботехнических характеристик металла лакирующего слоя	67
2.3.2	Разработка и применение методики определения электрохимического потенциала при трении стального образца в коррозионной среде	73
2.4	Определение механических свойств основного и лакирующего слоев биметалла	76
2.5	Исследование макро- и микроструктуры	76
	Выводы по главе 2	78
	ГЛАВА 3. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ НОВОЙ ДВУХСЛОЙНОЙ СТАЛИ В ЛАБОРАТОРНЫХ УСЛОВИЯХ. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА СПЛОШНОСТИ БИМЕТАЛЛА	80
3.1	Отработка технологии изготовления лакированной стали методом пакетной прокатки	81
3.1.1	Проведение подготовительных операций	81
3.1.2	Технологические операции прокатки пакета	82
3.1.3	Термическая обработка прокатанных заготовок	85
3.2	Получение образцов лакированной стали способом нанесения наплавки	87
3.2.1	Технологические операции по нанесению наплавки	87
3.2.2	Прокатка и термическая обработка наплавленных заготовок	88
3.3	Освоение технологии изготовления лакированной стали сваркой взрывом	90
3.3.1	Технологические операции при сварке взрывом	90
3.3.2	Прокатка и термическая обработка заготовок лакированной стали после сварки взрывом	92

3.4	Оценка качества образцов биметалла, полученного различными способами	94
3.4.1	Определение толщины слоев плакированной стали	94
3.4.2	Ультразвуковой контроль сплошности биметалла	96
	Выводы по главе 3	97
	ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НОВОЙ ПЛАКИРОВАННОЙ СТАЛИ	98
4.1	Определение прочности сцепления слоев	98
4.1.1	Испытания на отрыв и исследование характера разрушения образцов двухслойной стали в зависимости от технологии нанесения плакирующего слоя	98
4.1.2	Испытания на срез	105
4.1.3	Испытания на изгиб	107
4.2	Механические свойства стали основного слоя и коррозионная стойкость стали плакирующего слоя	108
4.2.1	Механические свойства стали основного слоя	108
4.2.2	Коррозионная стойкость стали плакирующего слоя	110
4.3	Исследование структуры, состава и свойств зоны сцепления слоев плакированной стали	114
4.3.1	Исследование микроструктуры, твердости и распределения легирующих элементов	114
4.3.2	Структурные особенности строения переходной зоны при изготовлении биметалла сваркой взрывом	125
4.4	Исследование коррозионно-эрозионной стойкости стали 04X20H6Г11M2АФБ	130
4.4.1	Структура и трибологические свойства азотсодержащей нержавеющей аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ	130
4.4.2	Сравнительная оценка защитной способности пассивной пленки на аустенитных нержавеющей сталях	138
	Выводы по главе 4	142

ГЛАВА 5. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА НОВОЙ ДВУХСЛОЙНОЙ СТАЛИ АБ2-2+04Х20Н6Г11М2АФБ В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ. ОЦЕНКА СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛА	145
5.1 Изготовление в промышленных условиях полуфабриката стали марки АБ2-2 для применения в качестве основного слоя	145
5.2 Изготовление в промышленных условиях стали 04Х20Н6Г11М2АФБ для применения в качестве плакирующего слоя	147
5.2.1 Выплавка стали 04Х20Н6Г11М2АФБ.....	147
5.2.2 Ковка стальных слитков.....	149
5.2.3 Прокатка листовых слитков и кованных брам стали 04/х20Н6Г11М2АФБ на стане «5000»	150
5.3 Изготовление опытной партии двухслойной плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ	152
5.3.1 Изготовление листового проката плакированной стали способом пакетной прокатки	152
5.3.2 Изготовление листового проката плакированной стали сваркой взрывом	154
5.3.3 Прокатка двухслойной заготовки, полученной сваркой взрывом	157
5.4 Свойства листового проката двухслойной плакированной стали АБ2-АП	159
5.4.1 Определение механических свойств стали основного и плакирующего слоев	159
5.4.2 Определение статической прочности	161
5.4.3 Определение циклической прочности	165
5.4.4 Оценка свариваемости и качества сварных соединений двухслойной стали	170
Выводы по главе 5	174
ВЫВОДЫ	176

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ	179
ПРИЛОЖЕНИЯ	194

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Потребность в биметаллах, которые находят довольно широкое применение в различных областях техники, связана с необходимостью использования материалов с набором свойств, которые, как правило, либо вообще нельзя получить у гомогенной стали или сплава, или это экономически нецелесообразно. Наиболее часто встречается ситуация, когда какая-нибудь несущая конструкция при эксплуатации подвергается одновременному воздействию высоких механических напряжений и агрессивной в коррозионном отношении среды. Для обеспечения необходимой прочности используют углеродистые, низко- или среднелегированные высокопрочные конструкционные стали, которые не являются коррозионно-стойкими. В свою очередь наиболее часто применяемые аустенитные коррозионно-стойкие стали не имеют необходимого уровня прочности. В таких случаях самым рациональным способом решения проблемы будет применение биметалла с основным слоем из высокопрочной стали и с защитным плакирующим слоем из коррозионно-стойкой стали.

Одним из наиболее успешных примеров применения двухслойной стали в судостроении является использование плакированной стали в качестве корпусного материала при строительстве атомного ледокола «50 лет Победы». Так установка листов двухслойной стали с основным слоем из высокопрочной хладостойкой стали типа АБ и плакирующим слоем из коррозионно-стойкой стали типа 18-10 (08X19H10Г2Б) в ледовом поясе наружной обшивки обеспечило надежную защиту корпуса ледокола от коррозионно-эрозионного воздействия льда и морской воды [1]. На атомных ледоколах предыдущей постройки («Арктика», «Сибирь»), не использующих для защиты от коррозии двухслойную сталь, интенсивность коррозионно-эрозионного износа корпуса в ледовом поясе достигала 3 мм в год. Причем износ носил неравномерный язвенный характер, что приводило к налипанию снега и льда на корпус и резко снижало ходовые качества ледокола [2]. Дру-

гим положительным примером применения биметаллических материалов в судостроении служит использование двухслойной стали E36+AISI316 на морской ледостойкой стационарной буровой платформе «Приразломная» [3]. При применении двухслойных сталей для защиты от коррозии остальной подводной части корпуса, которая изготовлена из низколегированной стали, была разработана и применена система электрохимической защиты, разработанная Ю.Л. Кузьминым [4]. Следует отметить, что для всех ответственных конструкций, в которых применяются биметаллы, наружный защитный слой из коррозионно-стойкой стали не учитывается в расчетах конструктивной прочности, так как используемые обычно аустенитные нержавеющие стали для защитного слоя имеют низкую прочность (предел текучести не превышает 240 МПа) по сравнению с высокопрочными сталями основного слоя.

Разработки, проводимые в ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» по созданию азотсодержащих сталей, показали, что легированные азотом аустенитные коррозионно-стойкие стали могут иметь предел текучести на уровне 600-780 МПа [5-7], то есть на уровне высокопрочных низколегированных конструкционных сталей. Благодаря этому просматривается перспектива по разработке биметалла с равнопрочными основным и плакирующим слоями, что позволило бы при расчете прочности конструкций принимать во внимание общую толщину двухслойной стали, включая толщину, как основного, так и плакирующего слоев. В таком случае для толстостенных конструкций, таких как, например, наружная обшивка корпуса атомного ледокола, где толщина основного слоя листа двухслойной стали составляет от 30 до 40 мм, а плакирующего слоя около 5 мм, учет в расчетах конструктивной прочности корпуса толщины плакировки является актуальным. Это позволит применять листы двухслойной стали меньшей толщины, что заметно снизит массу корпуса и уменьшит стоимость строительства при сохранении высокой надежности и долговечности. Так как в мировой практике не было опыта изготовления биметалла с плакирующим слоем из высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали, то необходимо было провести всесторонние исследования изменений, происходящих в составе и структуре сталей основного и

плакирующего слоев в зоне их контакта, а также воздействие структурных изменений на прочность сцепления слоев. Также необходимо было определить принципиальную возможность изготовления такого биметалла существующими способами (нанесение наплавки, пакетная прокатка, сварка взрывом) и оценить влияние способа изготовления на структуру, механические и коррозионные свойства и износостойкость.

Цель работы

Исследование образующейся структуры и формирование требуемых свойств во вновь созданном биметалле с основным слоем из высокопрочной хладостойкой стали и равнопрочным плакирующим слоем из коррозионностойкой азотсодержащей стали для обеспечения его использования в качестве коррозионно- и эрозионно-стойкого материала в составе корпусных конструкций арктических морских судов и сооружений.

Задачи исследования

- экспериментальное изучение принципиальной возможности получения двухслойной стали с плакирующим слоем из азотсодержащей стали методами наплавки, пакетной прокатки, сваркой взрывом в лабораторных условиях;
- сравнительные исследования структуры и свойств, двухслойной стали изготовленной различными методами;
- исследование особенностей структуры и изменения химического состава контактного слоя биметалла и установление взаимосвязи с механическими свойствами;
- разработка метода исследований и изучение механизмов сопротивления эрозионному и коррозионному износу металла плакирующего слоя;
- экспериментальное опробование изготовления двухслойной стали с плакирующим слоем из азотсодержащей стали в промышленных условиях;
- проведение сравнительных исследований качества опытных партий биметалла, изготовленного пакетной прокаткой и сваркой взрывом в промышленных условиях.

Научная новизна

1. Впервые получен биметалл с равнопрочными слоями из судостроительной хладостойкой стали ($\sigma_{0,2} = 685$ МПа) и аустенитной азотсодержащей стали ($\sigma_{0,2} = 680 - 700$ МПа), обладающий высокой коррозионной стойкостью и сопротивлением износу;
2. Показано, что независимо от способа получения биметалла (пакетной прокаткой, нанесением наплавки и сваркой взрывом) на границе слоев происходит перераспределение легирующих элементов (Ni, Mn, Cr) в сторону выравнивания концентраций, приводящее к формированию со стороны аустенитной стали мартенситного слоя размером до 30 мкм;
3. Установлено, что в зоне сцепления формируется мелкозернистая структура, как в стали плакирующего (с размером зерен 7 - 15 мкм), так и основного (с размером зерен 0,5 - 3 мкм) слоев, отличающаяся по размерам от структур в объеме слоев биметалла, приводящая к увеличению микротвердости с 2000 МПа до 3000 - 4500 МПа;
4. Показано, что закалка от 900 °С и последующий отпуск при 630 - 640 °С приводят к снижению пика твердости в переходном слое на 1000 - 1500 МПа, что положительно сказывается на характеристиках прочности сцепления слоев (сопротивлении срезу, отрыву и особенно на параметры холодного загиба образцов);
5. Установлено, что высокая износостойкость азотсодержащей стали обеспечивается за счет дислокационного твердения в процессе интенсивной пластической деформации поверхностного слоя, происходящего при трении;
6. Показано, что высокая коррозионная стойкость плакирующего слоя создается за счет мгновенного восстановления пассивной окисной пленки на поверхности после ее механического повреждения (скорость восстановления электрохимического потенциала для стали 04X20H6Г11М2АФБ составляет около 30 мВ/с).

Практическая значимость

- получена новая двухслойная коррозионно и эрозионно-стойкая сталь с плакирующим слоем из азотсодержащей стали, равнопрочным основному слою из стали АБ2-2, выпущены технические условия на опытную партию;

- опробована промышленная технология изготовления листовой двухслойной стали методом пакетной прокатки на ООО «ОМЗ-Спецсталь» и сваркой взрывом на опытном полигоне ОАО «ННИИММ «Прометей» (г. Нижний Новгород);

- испытания опытной партии биметалла, изготовленного методами пакетной прокатки и сваркой взрывом, подтвердили высокую прочность сцепления слоев при испытаниях на срез, отрыв и загиб, высокое сопротивление различным видам коррозии и износу, хорошую свариваемость; это позволяет рекомендовать данный биметалл для использования в тяжело нагруженных конструкциях, подвергающихся коррозионному и эрозионному воздействию агрессивной среды, таких как наружная обшивка корпуса мощных атомных ледоколов и морских ледостойких стационарных буровых установок.

- высокая прочность сцепления слоев в сочетании с одинаковой прочностью основного и плакирующего слоев позволяет рекомендовать учитывать плакирующий слой при проведении расчетов на прочность, что снизит расход металла и уменьшит массу корпусной конструкции на 3-5 %.

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты

- закономерности структурных изменений, происходящих в зоне сцепления основного и плакирующего слоев, и определение их различий при изготовлении биметалла методами нанесения наплавки, пакетной прокатки и сварки взрывом;

- характер взаимосвязи структуры, формирующейся в контактном слое биметалла с плакирующим слоем из азотсодержащей стали, с перераспределением легирующих элементов и прочностью сцепления слоев;

- характер сопротивления плакирующего слоя из азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ питтинговой и межкристаллитной коррозии и устойчивости пассивной пленки в условиях трения и воздействия морской воды;

- механизм взаимосвязи износостойкости азотсодержащей стали 04X20H6Г11М2АФБ со структурными изменениями, происходящими в поверхностном слое при трении;

- механические свойства, прочность сцепления слоев, статическая и циклическая прочность, свариваемость биметалла промышленного изготовления на образцах натурной толщины.

Достоверность результатов проведенных исследований подтверждена:

- использованием современных апробированных методов исследования структуры и свойств коррозионно-стойкой двухслойной стали, в том числе в условиях трения и при воздействии коррозионной среды;

- большим объемом выполненных экспериментов, результаты которых согласуются с известными данными других исследований;

- положительным опытом промышленного изготовления биметалла;

- совпадением результатов испытаний по определению основных механических характеристик биметалла, полученного в лабораторных и промышленных условиях;

- использованием для выполнения отдельных исследований современного оборудования и методик ведущих научных организаций.

Апробация работы

Материалы диссертации доложены и обсуждены на XIII международной научно-технической конференции «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов», (СПбГУН и ПТ, 24-27 октября 2007г.); Всероссийской конференции «Современные проблемы коррозионно-электрохимической науки», посвященной 100-летию со дня рождения академика Я.М. Колотыркина (Мемориал Я.М. Колотыркина, пятая сессия, НИФХИ им. Л.Я. Карпова, 18-22 октября 2010г.); на XVI международной научно-технической конференции «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций», (СПбГУН и ПТ, 1-2 марта 2011г.); на IX международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии», (СПбГТУ, 22-24 июня 2011г.); на XIX Менделеевском съезде по общей и прикладной химии (Волгоград; ИУНЛ ВолгГТУ,

25-30 сентября 2011г.); на XII международной конференции «Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС» (СПб, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», 5-8 июня 2012г.); на международной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья-основа инновационного развития экономики России», (Москва, ФГУП ВИАМ, 25-28июня); на Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов, (Москва, ФГУП ВИАМ, 27-28 февраля 2013г.); на 54 международной конференции «Актуальные проблемы прочности», (Екатеринбург, ФГБУН ИФМ УрО РАН, 11-15 ноября 2013г.); на XXII Уральской школе металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического материаловедения сталей и сплавов», (Оренбург, ОГТИ филиал ОГУ, 2-6 февраля 2014г.); на Международной научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов» (СПб, ГПУ, 24-28 июня 2014г.); на XXIII Международной конференции «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов», Екатеринбург, ФГБУН ИФМ УрО РАН, 7-11сентября 2014г.); на Научной сессии ИФМ УрО РАН по итогам 2014г.; (Екатеринбург: ИФМ УрО РАН, 30 марта-3 апреля); на V Международной конференции-школе по химической технологии ХТ-16, (г. Волгоград, ВолгГТУ, 16-20 мая 2016г.).

Публикации

Основное содержание работы опубликовано в 8 статьях, из них 6 статей в журналах из перечня ВАК, получено 2 патента РФ на изобретение.

Структура и объем работы

Работа состоит из введения, пяти глав, выводов, списка литературы и приложений. Работа изложена на 197 страницах машинописного текста, содержит 66 рисунков и 32 таблицы. Список использованной литературы отечественных и зарубежных авторов включает 135 наименование.

В первой главе основное внимание уделено состоянию вопроса по требованиям, предъявляемым к двухслойным коррозионно-стойким сталям их областям применения, и рассмотрены современные способы изготовления биметаллических материалов.

Во второй главе приводится характеристика выбранных исходных материалов и методика исследования структуры и свойств биметалла.

В третьей главе приведены результаты лабораторных исследований по выбору технологических режимов изготовления новой двухслойной коррозионно-стойкой стали методами пакетной прокатки, нанесения наплавки и сварки взрывом. Даются результаты контроля сплошности полученных образцов биметалла ультразвуковым методом.

В четвертой главе описаны результаты исследований структуры и свойств двухслойной стали АБ2-2+04Х20Н6Г11М2АФБ, проведен анализ полученных характеристик износостойкости и коррозионной стойкости.

В пятой главе изложены основные технологические принципы промышленного изготовления двухслойной стали и представлены результаты исследований ее работоспособности при воздействии статических и циклических нагрузок.

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Преимущества использования биметалла перед гомогенными сталями

В современной технике подавляющее большинство металлических конструкций различного назначения при эксплуатации испытывают одновременное воздействие механических нагрузок и внешней агрессивной среды. Для особо ответственных металлоемких конструкций, где требуется обеспечение высокого уровня прочности и сопротивления различным видам коррозионных разрушений, а иногда и абразивного износа, становится невозможным подобрать сталь или сплав, который совмещает в себе все требуемые качества, не прибегая к неоправданному материально и экономически увеличению толщины стенок несущих конструкций.

В указанных случаях становится целесообразным использование композитных материалов, к числу которых относятся конструкционные плакированные стали. В двухслойных плакированных сталях основной слой отвечает за несущую способность конструкции, то есть он должен обладать высокими прочностными свойствами, способностью сопротивляться действию статических или переменных нагрузок, но от него не требуется высокой коррозионной стойкости или износостойкости. Поэтому расчет прочности конструкций из плакированной стали ведется исходя только из толщины основного слоя. Для использования в арктических условиях металл основного слоя должен сохранять достаточную ударную вязкость при низких температурах. Плакирующий слой несет чисто защитные функции, в связи с чем он должен быть выполненным из коррозионно-стойкого и/или износостойкого материала. Наиболее часто в качестве материала плакирующего слоя применяют нержавеющие стали типа X13, X18H10 или еще более коррозионно-стойкие, легированные дополнительно молибденом, азотом – для

повышения стойкости против питтинговой коррозии, титаном, ниобием – для предотвращения склонности к межкристаллитной коррозии. В некоторых случаях материалом плакирующего слоя являются сплавы на основе меди, никеля или титана. До настоящего времени требований к материалу плакирующего слоя по прочностным свойствам не предъявляется, и его толщина определяется только исходя из величины коррозионного или абразивного износа за расчетный период эксплуатации конструкции, но не учитывается при расчетах конструктивной прочности конструкции из двухслойной стали.

Таким образом, основными преимуществами плакированных сталей перед гомогенными являются:

- сочетание в себе комплекса служебных характеристик, не достижимых при применении гомогенных сталей;
- снижение массы конструкции из-за возможности уменьшения ее толщины, то есть экономия металла;
- увеличение надежности и долговечности конструкций;
- значительное снижение или полное исключение ремонтных работ при эксплуатации конструкций.

1.2 Области применения биметаллических материалов

Наиболее распространенное применение в различных отраслях промышленности двухслойные стали находят в качестве коррозионно-стойких материалов в составе несущих корпусных конструкций, соприкасающихся с агрессивной рабочей средой. В зависимости от степени агрессивности коррозионной среды используются двухслойные стали, плакирующий слой в которых изготовлен из различных по стойкости сталей или сплавов.

Наибольшее распространение в качестве коррозионно-стойкого плакирующего слоя нашла аустенитная нержавеющая сталь типа 08X18H10T. Такие двух-

слоистые стали применяют для изготовления сосудов атомных электростанций, в химической, нефтеперерабатывающей и целлюлозно-бумажной промышленности. Там, где возможно в коррозионной среде присутствие хлоридов, применяют для плакирования сталь, содержащую молибден, типа 10X17H13M2T. К этим сталям также предъявляется требование по отсутствию склонности к межкристаллитной коррозии, для чего в их составе обязательно присутствует титан. Для менее агрессивных сред используют двухслойную сталь, с плакирующим слоем из хромистой нержавеющей стали 08X13.

Например, для изготовления сосудов атомных электростанций применяется толстолистовой прокат двухслойной стали с основным слоем из котельной стали марки 22К, плакированным нержавеющей аустенитной сталью марки 08X18H10T [8]. Для пресной воды и пара применяется также для плакировки хромистые нержавеющие стали 08X13 и 08X17.

Широко используются двухслойные стали в химической промышленности для изготовления химических реакторов, автоклавов, резервуаров для хранения химических соединений, теплообменниках. Для автоклавов большой емкости, в которых температура достигает 500 °С, а давление доходит до 20 МПа, применяется листовая плакированная сталь с основным слоем из теплостойкой стали типа 10X2М и плакирующим слоем из стали 08X18H10T [9, 10]. Химические аппараты, подвергающиеся действию таких органических кислот как уксусная, щавелевая, молочная и некоторых других применяют в качестве плакировки стали, содержащие молибден и титан для предотвращения питтинговой и щелевой коррозии, типа 10X17H13M2T и 08X17H15M3T или монель НМЖМц28-2,5-1,5. Для химических сосудов, предназначенных для работы с хлористыми соединениями или расплавами солей и щелочей, в качестве плакирующего слоя используются сплавы на никелевой основе ХН78Т или Н70МФВ [11].

В целлюлозно-бумажной промышленности варочные котлы, емкости для отходов, смесители бумажной массы изготавливают из плакированных сталей типа 09Г2С + 08X18H10Т или 20К + 10X17H13M2Т [12, 13]. Для аппаратов по отбеливанию целлюлозы, где в состав отбеливающих веществ входят соединения хлора,

в которых нержавеющие стали подвергаются коррозии, для создания плакирующего слоя применяют сплавы титана. Также сплавы титана находят применение при использовании биметаллов в судостроении [14].

В нефтехимическом производстве для переработки сернистой нефти применяют двухслойные стали с основным слоем из низколегированных сталей марок 20К, 09Г2С, 16ГС и плакирующим слоем из стали марки 08Х13 [15]. Плакированная сталь 12ХМ + 08Х18Н10Т в листах толщиной до 150 мм используется для изготовления реакторов риформинга и гидроочистки, работающих под давлением до 6 МПа при температуре 540 °С [16]. За рубежом двухслойные стали с плакирующим слоем из нержавеющих сталей применяют для изготовления сварных труб для транспортировки природного газа с высоким содержанием сероводорода и резервуаров газохранилищ [10, 11]. Для промысловых нефтегазопроводов рекомендовано использовать биметаллические трубы [17,18].

Примером применения двухслойных сталей в легкой и пищевой промышленности может служить оборудование молочных заводов (резервуары для брожения, перегонные кубовые установки, барабанные сушилки). Для производства кормовых дрожжей применяют двухслойные листы с плакирующим слоем из меди [13].

1.3 Особенности эксплуатации плакированных сталей в судостроении

В судостроении достаточно давно применяют двухслойные стали, плакированные нержавеющей сталью для опреснительных установок, емкостей питьевой воды, некоторых вварышей для систем забортной воды, где применены трубы из нержавеющей стали.

Вопрос о применении двухслойных сталей в качестве корпусного материала в отечественном судостроении наиболее остро встал в 70-х годах XX века. Тогда

впервые столкнулись с проблемой снижения ледопроеходимости атомных ледоколов «Арктика» и «Сибирь» более, чем на 30% из-за увеличения шероховатости подводной части наружной обшивки корпуса, вызванной интенсивными коррозионными процессами. Кроме того, корпус ледокола находится под воздействием ветровых и волновых нагрузок, динамическому воздействию движущихся льдов и отрицательных температур. Существовавшие в то время средства защиты от коррозии были малоэффективными. Для разработки более эффективных мер борьбы с интенсивным износом корпуса ледоколов были проведены электрохимические, физические и коррозионные исследования, выполненные в лабораторных условиях и двух ледовых экспедициях на атомном ледоколе «Арктика», а также выполнен анализ многочисленных данных о механизме разлома льдов при их взаимодействии между собой и металлом. Был обнаружен ряд явлений, которые позволили создать общее представление о процессах, способных усиливать коррозионный износ стальных конструкций, одновременно приводя к неравномерной коррозии.

Например, авторами [19] установлено, что разлому льда сопутствует ряд физических процессов – электромагнитное излучение, сопровождающееся искровыми разрядами, эмиссия быстрых электронов, рентгеновское излучение. Эти процессы могут существенно активизировать коррозию металла, поверхность которого в данный момент подвергается еще и механическому износу от трения с ломающимся льдом. Экспериментально установлено, что в искровых микроразрядах плотность импульсов тока может достигать значений 10^{-2} - 10^{-1} А/см². Если бы вся поверхность корпуса находилась под воздействием импульсов тока такой величины, скорость коррозионного износа стали была бы более, чем в 100 раз выше ее обычной скорости в морской воде. Однако микроразряды очень кратковременны и распределены случайным образом по относительно большой площади соприкосновения металла со льдом, что успевая несколько усилить коррозию в месте разряда, одновременно способствует неравномерности износа. Возникновение мощных электрических полей напряженностью до 50 кВ/м, образующихся при

разломе льдов, было подтверждено во время научно-исследовательской экспедиции на атомном ледоколе «Арктика» [1].

Если при эмиссии быстрых электронов, возникшей при разломе льдин, отдельные электронные пучки разряжаются на поверхности металла, то это приводит к возникновению на поверхности до 10-100 тысяч мельчайших кратеров, что также способствует развитию неравномерного коррозионного износа.

Наконец, из рассмотрения диаграммы состояния «вода – хлористый натрий» (так как именно хлористый натрий является солью, которая в наибольшем количестве растворена в морской воде), можно видеть (рисунок 1), что в растворе близком к эвтектическому составу, который замерзает при температуре $\sim 24,1$ °С, может содержаться до 23 % соли хлористого натрия. В реальных условиях такой случай может произойти, если, например, при смыкании двух или нескольких льдин произошло их смерзание, а попавшая в эти места морская вода, по мере уменьшения объема имевшихся несплошностей за счет замерзания воды будет увеличивать концентрацию соли. При разломе такого льда ледоколом концентрированный рассол будет воздействовать на металл, что будет способствовать неравномерности растворения металла [20].

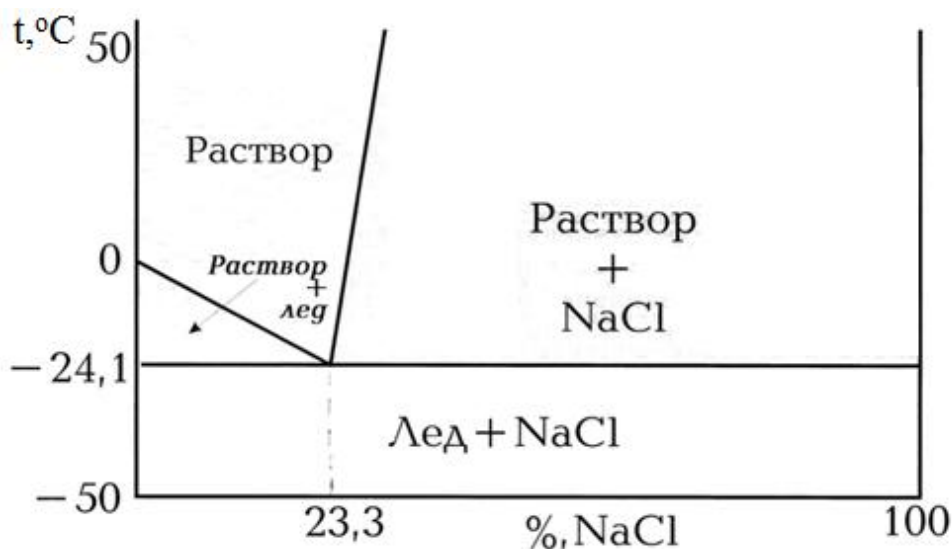


Рисунок 1 – Диаграмма состояния «вода – хлористый натрий»

Проведенные к этому периоду обследования коррозионного состояния корпусов ледоколов и судов ледового плавания показали, что во всех случаях отме-

чается усиленный неравномерный износ сталей, который не зависел от примененной при строительстве марки стали. Интенсивность коррозии возрастала при увеличении срока эксплуатации судов в ледовых условиях. Но особенно сильному износу были подвержены атомные ледоколы проекта 2120 («Арктика» и «Сибирь»), которые впервые начали проводку судов через тяжелые многолетние льды в зимних условиях (рисунок 2) [15].

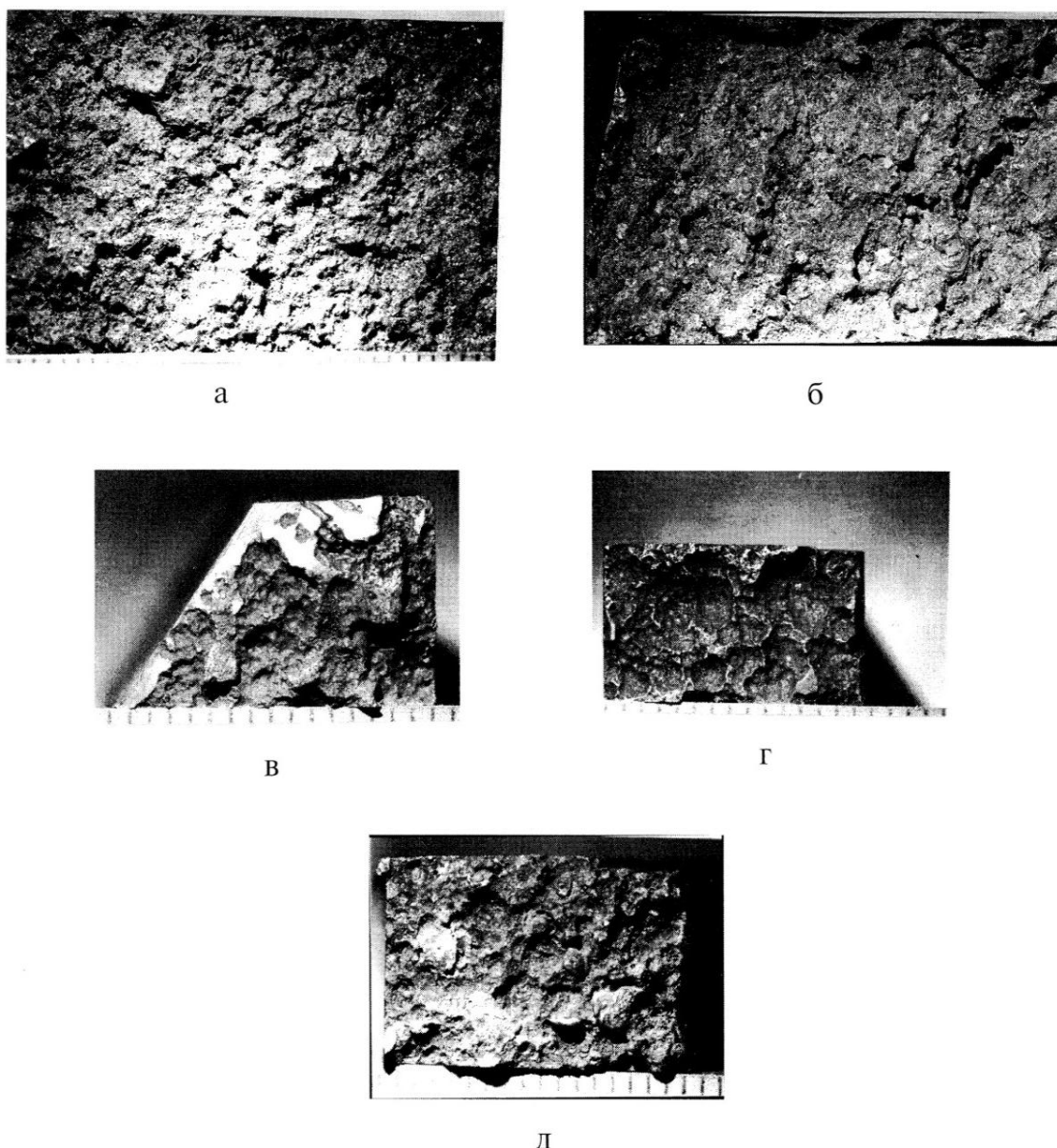


Рисунок 2 – Вид коррозионного состояния корпусов ледоколов:
а – дизельный ледокол «Отто Шмидт»; б – дизельный ледокол «Красин»;
в – атомный ледокол «Ленин»; г – атомный ледокол «Арктика»;
д – атомный ледокол «Сибирь»

При этом для защиты остальной части корпуса ледокола от коррозии была применена, разработанная Ю.Л. Кузьминым [1, 4] специальная система катодной электрохимической защиты. Также двухслойная сталь с плакирующим слоем из нержавеющей стали марки AISI 316 была применена при строительстве ледостойкой морской стационарной платформы «Приразломная». С целью недопущения усиленной коррозии низколегированной стали, из которой построена остальная часть корпуса, в месте контакта с двухслойной сталью на корпусе ледокола и буровой платформы установлена система катодной защиты.

Большой вклад в разработку мероприятий по защите корпусных конструкций, эксплуатирующихся в арктических условиях, внесли разработчики хладостойких, в том числе двухслойных сталей Ю.Л. Легостаев, В.А. Малышевский, а также Ю.Л. Кузьмин, создавший надежную систему катодной электрохимической защиты.

1.4 Основные требования к свойствам плакированных сталей и пути их обеспечения

1.4.1 Требования к свойствам стали основного слоя

Двухслойные стали должны обладать комплексом свойств основного и плакирующего слоя. Главное требование к основному слою заключается в том, чтобы он обладал заданным уровнем прочности, необходимым для обеспечения работоспособности изделия при воздействии на него механических нагрузок. Повышение прочности основного слоя можно достичь путем замены углеродистых сталей на низколегированные с повышенной прочностью. Для соблюдения разумного компромисса между прочностными и пластическими свойствами двухслойные

стали подвергают термической обработке по режимам стали основного слоя, но с учетом химического состава стали как основного, так и плакирующего слоя.

Например, для двухслойных сталей с плакирующим слоем из аустенитных коррозионно-стойких сталей и основным слоем из Ст3 или 20К применяют нормализацию при температуре 920-940 °С. Для композиции Ст3+08Х13 после нормализации дополнительно проводят отпуск при температуре 680-760 °С. При применении в качестве основного слоя низколегированных сталей 16ГС или 09Г2С плакированная сталь подвергается закалке от 900-940 °С с последующим отпуском при температуре 680-720 °С [21].

В судостроении помимо прочностных и пластических свойств, определяемых при положительных температурах, и требований по свариваемости к стали основного слоя предъявляются требования по хладостойкости в связи с использованием плакированных сталей в качестве корпусных конструкций для ледоколов и ледостойких морских буровых платформ в арктических условиях. Созданные во второй половине XX века в ЦНИИ КМ «Прометей» высокопрочные свариваемые стали типа АБ могут рассматриваться в качестве стали основного слоя при создании плакированных сталей, так как они обеспечивают [21, 22]:

- высокую сопротивляемость хрупким разрушениям, в том числе в условиях резко изменяющихся температур и нагрузок;
- сопротивляемость слоистым разрушениям в узлах сварных конструкций, в том числе при высоком уровне растягивающих напряжений, действующих в направлении толщины листов;
- высокое сопротивление воздействию знакопеременных нагрузок, вызывающих появление в металлоконструкциях циклических напряжений, способных привести к усталостным разрушениям;
- высокое сопротивление коррозионно-механическим повреждениям;
- хорошую свариваемость.

Обеспечение хорошей свариваемости стали накладывает ограничения по содержанию углерода. Одним из способов оценки свариваемости является рас-

четное определение углеродного эквивалента $C_{\text{ЭКВ}}$ в зависимости от содержания легирующих элементов в стали [18]:

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \frac{Mo + Cr + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Mn}{6}, \% \quad (1)$$

Углеродный эквивалент $C_{\text{ЭКВ}}$, рассчитанный по формуле (1) составляет для сталей типа АБ от 0,55 до 0,90 %. Легирование для обеспечения необходимой прокаливаемости, что особенно важно при получении толстолистового проката, осуществляется элементами замещения (медь, никель) и карбидообразующими элементами (хром, молибден, ванадий). Карбидообразующие элементы позволяют обеспечить требуемую степень прокаливаемости при относительно небольшом содержании никеля и меди, не оказывая охрупчивающего воздействия в конечной структуре, так как выделяются из твердого раствора в процессе высокого отпуска. Повышая сопротивление матрицы пластической деформации, никель и медь предотвращают раннюю полигонизацию дислокаций. Так как никель повышает растворимость меди, в более прочных сталях целесообразно одновременно с повышением легирования медью повышать содержание никеля [23-25].

Пластичность стали, сопротивляемость хрупким разрушениям, в том числе в Z - направлении (сопротивляемость слоистым разрывам), в значительной степени зависит от наличия вредных примесей, прежде всего серы, а также от вида неметаллических включений и их формы. При содержании серы менее 0,010 %, а также при наличии в стали глобулярных равномерно распределенных оксидов и сульфидов относительное сужение в Z - направлении составляет не менее 35 %.

Наилучшее сочетание физико-механических и технологических свойств в стали АБ с пределом текучести 390 МПа достигается за счет фазового наклепа при закалке, формирования за счет микролегирования ниобием (до 0,05 %) и алюминием (до 0,06 %), мелкозернистого строения ферритной матрицы, упрочнения твердого раствора атомами замещения марганца и никеля, а также процессов полигонизации ферритной основы при высоком отпуске [26-30].

Хромоникельмолибденовая улучшаемая сталь марок АБ1 и АБ2 с минимальными значениями предела текучести соответственно 500 и 588 МПа легирована никелем, хромом, молибденом, ванадием, алюминием. После закалки в этих сталях формируется мартенситно-бейнитная структура с высокой плотностью дислокаций. При последующем высоком отпуске плотность дислокаций несколько снижается, и образуются мелкодисперсные ферритная и карбидная фазы.

Работоспособность сталей при отрицательных температурах обычно оценивается по количеству волокнистой составляющей в изломе образцов после ударных испытаний (рисунок 3), а также по условиям торможения хрупкого разрушения при испытании сварных конструкций или их элементов (рисунок 4) [21, 25].

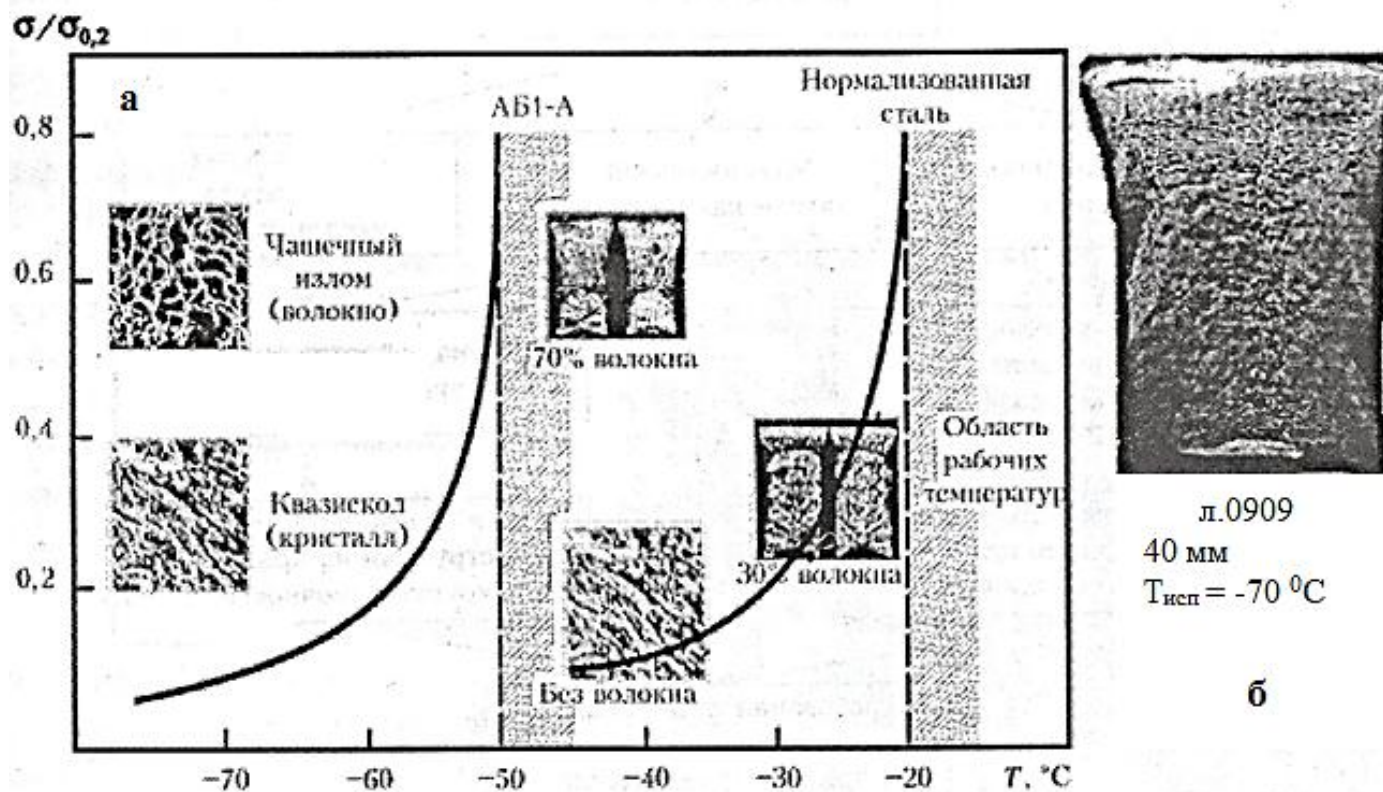


Рисунок 3 – Взаимосвязь температуры торможения хрупкой трещины в стали АБ2-А

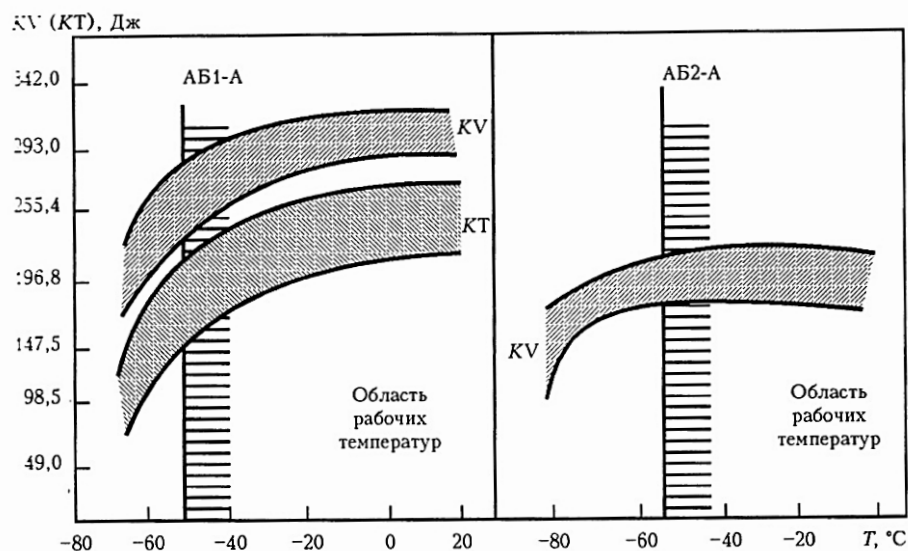


Рисунок 4 – Влияние температуры испытания и остроты концентратора на работу удара сталей АБ1-А и АБ2-А

В таблице 1 приведены основные служебные свойства хладостойких

Таблица 1 – Свойства хладостойких корпусных сталей типа АБ

	Толщина проката, заготовки, мм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KV, Дж	T_k , °C	Количество волокна в изломе, %	$C_{ЭКВ}$
АБА (10ГНБ)	10-40	510-690	≥ 390	21	-	78*	-80	90	0,37-0,41
АБ1 (10ХН2МД)	10-70	570-710	≥ 490	20	55	47**	От -60 до -80	90	0,62-0,69
АБ2-1 (09ХН2МД)	10-30	≥ 637	588-686	18	55	78**	-80	90	0,60-0,65
АБ2-2 (10ХН3МД)	10-130	665-805	≥ 590	16	55	59***	От -50 до -90	90	0,74-0,76

*При -60 °C; **При -40 °C; *** При -50 °C

корпусных судостроительных сталей основного слоя, применяемых для изготовления двухслойных сталей [21].

1.4.2 Требования к свойствам стали плакирующего слоя

К сталям для плакирующего слоя предъявляемые требования зависят от назначения двухслойной стали. Наиболее часто требования к плакированной стали сводятся к обеспечению коррозионной стойкости для противодействия агрессивным средам или обеспечению износостойкости. В работе [31] следующим образом обобщены требования к плакированным сталям, разделяя их на технологические, эксплуатационные и технико-экономические:

1) материалы, образующие двухслойную сталь, должны образовывать между собой качественное соединение;

- плакированная сталь должна быть технологичной при изготовлении из нее изделий резкой, штамповкой, сваркой и т.д.;

2) коррозионная стойкость или другие требуемые свойства плакирующего слоя должна обеспечивать надежную и длительную эксплуатацию при воздействии внешней среды;

- прочность, пластичность и вязкость плакированной стали должна противостоять воздействию внешних и остаточных сварочных напряжений в конструкции на протяжении всего периода эксплуатации;

- качество соединения слоев должно быть таким, чтобы не произошло расслоения плакированной стали;

3) применение двухслойной стали, отвечающей вышеперечисленным требованиям, становится целесообразным, если при этом достигаются следующие цели:

- экономическая целесообразность ее получения при выбранных соотношениях толщин слоев и технологических процессов изготовления;

- получение нового комплекса служебных свойств, не обеспечиваемого сталями или сплавами, взятыми отдельно;

- получение новых технологических свойств не обеспечиваемых однослойными сталями.

Сортамент выпускаемого двухслойного коррозионно-стойкого листового проката отличается большим разнообразием. В соответствии с ГОСТ 10885-85 листы могут производиться со следующими габаритными размерами: 3200-9400 мм длиной; 1200-2800 мм шириной и 8-60 мм толщиной. Однако по отдельным техническим условиям выпускают листовой прокат как меньших, так и больших толщин в интервале от 4 до 110 мм.

Другая задача, которую могут успешно решать двухслойные стали, заключается в повышении износостойкости различных изделий, эксплуатация которых связана с механическим взаимодействием с твердой контактирующей средой. Такие плакированные стали применяют для изготовления различных ножей, лемехов-плоскорезов и других почвообрабатывающих орудий. Для основного слоя в таких сталях используют низкоуглеродистые стали, а для плакирующего слоя - высокоуглеродистые легированные инструментальные стали 6ХС, 85ХВ, Х12 и другие. После закалки на мартенсит эти стали приобретают высокую твердость [32, 33].

В случае, когда изделие подвержено одновременному воздействию коррозионной среды и эрозионному износу при контакте с твердыми телами, из-за низкой коррозионной стойкости инструментальных сталей целесообразно использовать для плакирующего слоя аустенитные нержавеющие стали. За счет высокого сопротивления коррозии при воздействии внешней среды и мгновенному залечиванию пассивной пленки после взаимодействия с твердым телом такие стали наиболее предпочтительно использовать для защиты от коррозионно-эрозионного износа различных конструкций. Удачным примером такого применения двухслойных коррозионно-стойких сталей, плакированных сталью типа Х18Н10, является их использование в ледовом поясе корпусов атомного ледокола «50 лет По-

беды» и ледостойкой морской стационарной платформы «Приразломная», установленной на арктическом шельфе [3, 34, 35].

К настоящему времени подавляющее большинство применяемых для плакировки нержавеющей сталей являются аустенитными, структуру и свойства которых определяют легирующие элементы. К числу аустенитообразующих элементов, т.е. элементов, расширяющих γ -область, относятся никель и марганец, реже используются медь и кобальт. Расширению γ -области наиболее эффективно способствуют углерод и азот. Все перечисленные элементы, растворяясь в аустените, дают один из двух типов твердых растворов. Никель, марганец, медь и кобальт образуют с γ -железом твердые растворы замещения, углерод и азот - твердые растворы внедрения.

Наиболее эффективным аустенитообразующим элементом является никель. Марганец расширяет γ -область, однако действует менее эффективно, чем никель, и зависит от концентрации хрома (ферритообразующего элемента).

Возможность расширения γ -области вплоть до низких температур позволяет изготавливать сплавы, обладающие при комнатной температуре всеми свойствами γ -твердого раствора (аустенита). Аустенитные стали отличаются также весьма высокой пластичностью. При наклепе они упрочняются сильнее, чем α - сплавы. Их температура рекристаллизации значительно выше, чем у α - сплавов. Они обнаруживают также более высокие значения коэффициента теплового расширения и более низкую теплопроводность [36, 37].

Кристаллическая решетка аустенита имеет более высокую плотность упаковки, чем решетка феррита; в соответствии с этим аустенит обладает меньшим удельным объемом.

Гранецентрированная решетка имеет больше возможностей для скольжения при пластической деформации, чем объемноцентрированная. Вследствие этого аустенит обладает высокой способностью к пластической деформации и малой чувствительностью к хрупкому разрушению при сравнительно низком пределе текучести. Он имеет, как правило, очень высокие характеристики вязкости даже при ударном нагружении, сохраняющиеся вплоть до низких температур. Между

тем способность к упрочнению при холодной деформации у аустенита выше, чем γ -феррита. Поскольку диффузия атомов в γ -решетке затруднена, чем в α -решетке, аустенит имеет более высокую температуру рекристаллизации и более высокую жаропрочность, чем структуры с ферритной основой. По той же причине процессы выделения в аустените идут медленнее и могут наступать лишь при более высокой температуре, чем в феррите. Аустенит имеет более высокий коэффициент термического расширения, чем феррит.

1.5 Преимущества применения аустенитных азотсодержащих сталей для изготовления биметалла

Азот, так же как и углерод, образует с железом твердый раствор внедрения, стабилизируя область γ -железа. Диаграммы состояния систем «железо – углерод» и «железо – азот» имеют большое сходство (рисунок 5, а - в) [38].

На рисунках 5, б и в представлена диаграмма состояния железо – азот. На них - α -азотистый феррит, содержащий в растворе 0,1 % N при 591 °С и 0,01 % N при комнатной температуре; γ -азотистый аустенит, существующий как равновесная фаза лишь при температуре выше эвтектоидной (591 °С);

Из диаграммы состояния «железо–азот» видно, что температура эвтектоидного превращения (591 °С) ниже, чем у сплавов системы железо – углерод (727 °С). Также предельная растворимость азота в γ -Fe и α -Fe несколько выше, чем у углерода [39, 40].

Разницу между поведением этих элементов в твердых растворах сплавов на основе железа определяют различия во влиянии азота и углерода на физико-химические свойства железных сплавов [41-44].

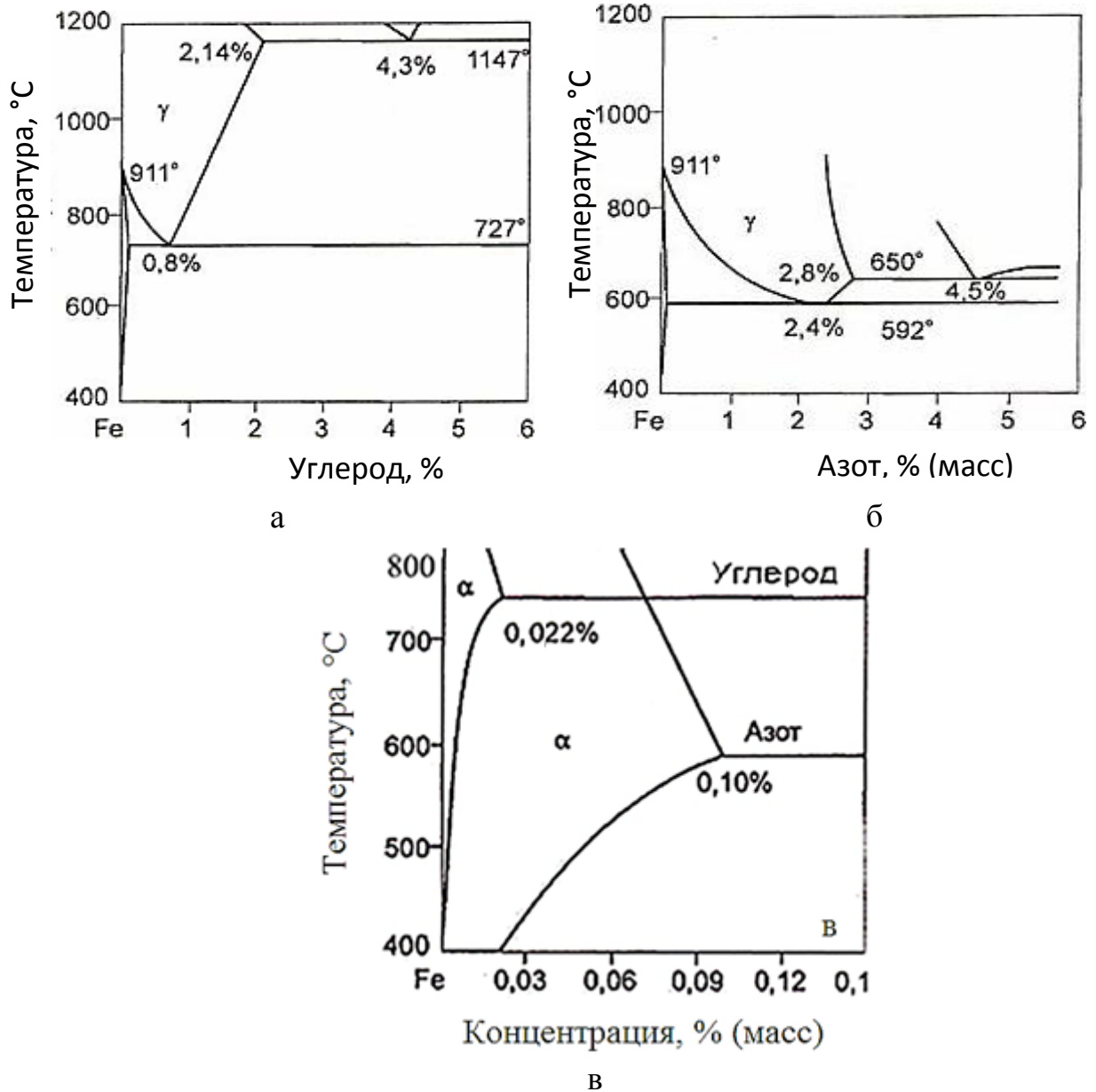


Рисунок 5 – Диаграммы состояния систем: а - Fe-C; б - Fe-N;

в - Fe-C и Fe-N

- 1) Атомный и ионный радиусы у азота меньше, чем у углерода ($R_{\text{ат}}^{\text{N}} = 0,62 \text{ \AA}$, $R_{\text{ат}}^{\text{C}} = 0,77 \text{ \AA}$, $R_{\text{ион}}^{\text{N}} = 0,13 \text{ \AA}$, $R_{\text{ион}}^{\text{C}} = 0,16 \text{ \AA}$).
- 2) Углерод d – электронный заряд на железе увеличивает, а азот уменьшает, ослабляя тем самым ковалентную составляющую межатомной связи.
- 3) При температурах выше $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ коэффициент диффузии азота меньше, чем у углерода.

4) Азот в кристаллической решетке железа проявляет тенденцию к упорядочению, тогда как углерод инициирует кластерообразование.

5) В связи с наличием сильных межатомных связей между хромом и азотом проявляется тенденция к равномерному распределению в кристаллической решетке железа растворенного в ней хрома – основного легирующего элемента в коррозионно-стойких сталях.

6) Энергия взаимодействия азота с дислокациями выше, чем у углерода.

Азот понижает энергию дефектов упаковки (ЭДУ) в кристаллической решетке железа, увеличивая степень расщепления дислокаций [42].

Азот как легирующий элемент находит все более широкое применение в производстве коррозионно-стойких сталей. Подобно углероду, азот расширяет γ – область и, образуя твердые растворы внедрения, упрочняет аустенит, но в противоположность углероду азот не ухудшает коррозионной стойкости сталей с содержанием углерода до 0,02 %. Преимущества азота как стабилизирующего аустенит элемента проявляются в высоколегированных сталях. Использование азота, где это возможно, позволяет частично, а в некоторых случаях полностью заменить дефицитный никель в нержавеющей сталях. Для повышения прочностных свойств малоуглеродистых коррозионно-стойких сталей без ущерба для коррозионной стойкости их легируют азотом, который упрочняет γ – твердый раствор, растворяясь в нем.

Присутствие азота в твердом растворе положительно влияет как минимум на четыре фактора упрочнения [5, 6, 45, 46]: прочность твердого раствора, прочность границ зерен (рисунок 6), деформационное упрочнение и упрочнение деформационным старением. Предел текучести низкоуглеродистых аустенитных сталей, содержащих хром, марганец, никель и азот, после высокотемпературной закалки зависит от содержания азота и размера аустенитного зерна d (уравнение 2) [5]:

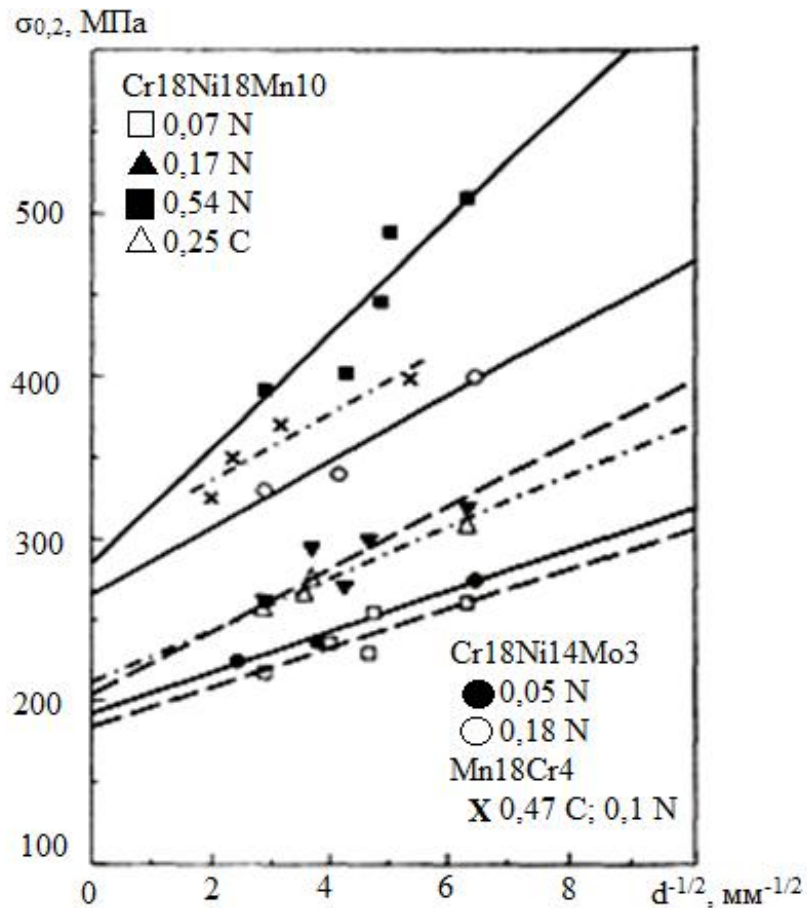


Рисунок 6 – Влияние азота и углерода на упрочнение аустенитной стали границами зерен

$$\sigma_{0,2} = 145\sqrt{1 + 18(\%N)} + \frac{24 (\%N)}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

Основным суммарным практическим результатом описанных выше эффектов является способность азота участвовать в различных механизмах упрочнения (твердорастворном, дисперсионном, деформационном, зернограничном) аустенитных сталей. Влияние азота на механические свойства сталей иллюстрирует рисунок 7.

Из рисунка 7 видно, что при увеличении содержания в стали азота происходит увеличение характеристик прочности и снижение пластических свойств. Упрочнение пропорционально содержанию азота, растворенного в стали. Повышение прочности аустенитных сталей при введении азота связано со значительными искажениями кристаллической решетки и изменениями ее параметров. С

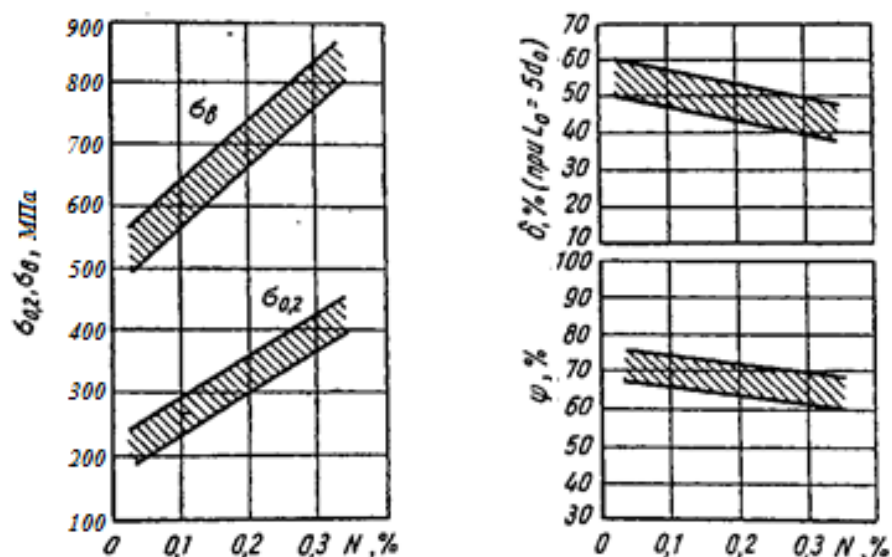


Рисунок 7 – Влияние азота на механические свойства малоуглеродистых аустенитных Cr-Ni, Cr-Ni-Mo и Cr-Ni-Mn-Mo сталей типа 18–10, 18–14–3, 20–12–10–3 [47]

увеличением концентрации азота в γ -твердом растворе увеличивается параметр кристаллической решетки и снижается энергия дефектов упаковки, наблюдается тенденция к измельчению структуры и повышение уровня микроискажений [5, 48-50]. Аустенитные стали, легированные азотом, в результате пластической деформации упрочняются более интенсивно, чем стали, не содержащие азота. Азот значительно повышает устойчивость аустенита хромоникелевой стали, предупреждая его распад при пластической деформации [40]. Также азот повышает длительную прочность и увеличивает сопротивление ползучести.

В сталях при понижении содержания углерода можно добиться существенного улучшения коррозионной стойкости стали с повышенными прочностными свойствами. В малоуглеродистой хромоникелевой стали, легированной азотом, наличие стабильной аустенитной структуры и отсутствие второй фазы исключает опасность структурно-избирательной коррозии и делает сталь не подверженной охрупчиванию при отпуске в интервале температур 600 – 900 °C [7, 51, 52].

Азот повышает стойкость против питтинговой коррозии в растворах хлоридов, что находит отражение в формуле для определения индекса стойкости к питтингообразованию – PRE [53]:

$$PRE = \% Cr + 3,3\% Mo + 16\% N \quad (3)$$

Согласно данной формуле легирование 0,2% N способно заменить 1% Mo с сохранением высокой коррозионной стойкости.

Присутствие азота в стали требует ограничения погонной энергии при сварке во избежание выпадения карбонитридов по границам зерен, что может приводить к снижению пластичности и вязкости сварного шва и повышению чувствительности к концентраторам напряжений. В свариваемых сталях с азотом необходимо более строго ограничивать концентрацию углерода. Содержание углерода должно составлять не более 0,03-0,05 %. Получение низкой концентрации углерода в стали требует применения современных технологий выплавки [54].

1.6 Способы изготовления коррозионно-стойких биметаллов

К настоящему времени разработано достаточно много различных методов изготовления биметаллических материалов, из которых основными можно считать методы пакетной прокатки, сварки взрывом и нанесения наплавки. Известен еще метод литейного плакирования, который заключается в заливке в изложницу, куда предварительно установлена плита из нержавеющей стали, углеродистой или низколегированной стали. При заливке не обеспечивается плотное сцепления слоев из-за низкой температуры плиты, поэтому схватывание слоев происходит только при последующей прокатке. В современном производстве биметаллов литейный метод плакирования практически не применяется вследствие недостаточной прочности сцепления слоев [16].

1.6.1 Способ пакетной прокатки

Пакетная прокатка или точнее сварка прокаткой пакета, состоящего из двух различных сталей в виде пластин или слябов, к настоящему времени является одним из самых распространенных технологических процессов получения двухслойных плакированных сталей. В основном этот процесс применяют для изготовления листового проката двухслойных и трехслойных сталей в широком диапазоне толщин от 1 до 10 мм, полос и лент, но также его можно использовать для получения биметаллических прутков, проволоки или профиля. Для получения крупногабаритных листов обычно применяют одинарные пакеты. Когда необходимо получить двухслойные листы небольшой толщины, то часто собирают двойные (рисунок 8), позволяющие одновременно получить соответственно два листа биметалла. При соблюдении технологии достигается высокая прочность сцепления слоев, а также обеспечиваются минимальные отклонения по толщине как основного, так и плакирующего слоев.

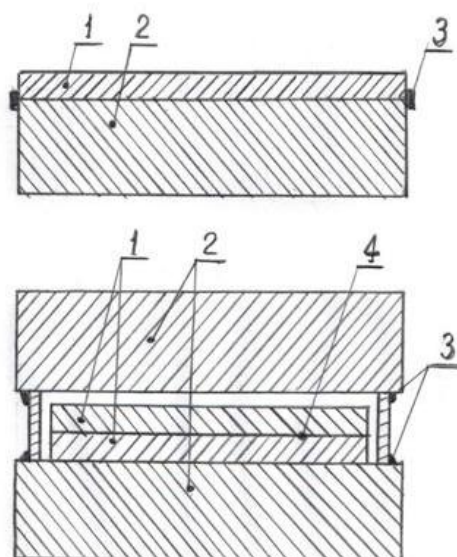


Рисунок 8 – Конструкции пакетов для сварки прокаткой:

- 1- заготовки для плакирующего слоя; 2- заготовки для основного слоя;
3- технологический сварной шов; 4- разделительный слой

Большое значение для получения высококачественного листового проката плакированных сталей имеют подготовка контактирующих поверхностей заготовок основного и плакирующего слоев перед сборкой пакета и технология его сборки. К операциям подготовки поверхностей относятся:

- обеспечение минимально возможной неплоскостности листовых заготовок или слябов, которая желательна, чтобы не превышала 2 мм/ пог. метр;
- последующая абразивная зачистка, а иногда и строжка контактирующей поверхности заготовки основного слоя до шероховатости не ниже Ra 12,5;
- тщательное обезжиривание поверхностей с помощью салфеток из мягкой ткани, смоченной ацетоном или этиловым спиртом.

При нагреве пакета перед горячей прокаткой может произойти окисление контактирующих поверхностей, что отрицательно сказывается на прочности сцепления слоев биметалла. С целью исключения окисления может быть использовано нанесение на контактную поверхность коррозионноустойчивой стали тонкого слоя другого металла, имеющего большее, чем хром, который содержится в выбранной стали, сродство к кислороду [55]. Кроме того, прокладка между основным и плакирующим слоем должна препятствовать перераспределению легирующих элементов между слоями. К таким металлам относятся медь и никель. Однако медь из-за низкой температуры плавления (1083°C) неприменима для покрытия нержавеющей стали, которые при прокатке нагреваются до более высоких температур. Слой никеля толщиной в несколько десятков микрон наносят на нержавеющую сталь гальваническим способом или напылением расплавленного никеля. Последний способ более экономичен. Сборка пакета осуществляется путем сварки заготовок по периметру. В настоящее время часто после герметизации пакета для предотвращения окисления поверхностей пространство между заготовками вакуумируют до давления $\sim 10^{-4}$ мм ртутного столба [56-59]. При нагреве в вакууме удаляются адсорбированные газы, распадаются нестойкие химические соединения типа гидратов, то есть поверхности дополнительно очищаются от загрязнений.

Нагрев пакетов осуществляется в методических или камерных печах до температуры 1200-1250 °С для большинства коррозионно-стойких плакированных сталей (углеродистая или низколегированная сталь и нержавеющая сталь) [58, 60, 61].

Нагретые пакеты катают на обычных листопрокатных станах, используемых для прокатки листов из гомогенных сталей. Степень пластической деформации, необходимая для достижения высокой прочности сцепления слоев, как следует из практики, должна быть в пределах 70-80 %. Причем максимальная степень обжа-тия должна достигаться при первом проходе и составлять 17-20 %. Число прохо-дов обычно колеблется в пределах 5-10 раз. Сложный процесс, происходящий при сварке горячей прокаткой, относится к твердофазным топомхимическим процес-сам, протекающим по стадиям. Условно его разделяют на три стадии [31, 52, 62-66].

На первом этапе наблюдается смятие неровностей поверхностей контакти-рующих слоев за счет вдавливания выступающих микронеровностей. На отдель-ных участках поверхности образуется прямой контакт чистых от окислов поверх-ностей с объединением кристаллических решеток путем химического взаимодей-ствия (образование узлов взаимодействия K_1, K_2, \dots) (рисунок 9, а).

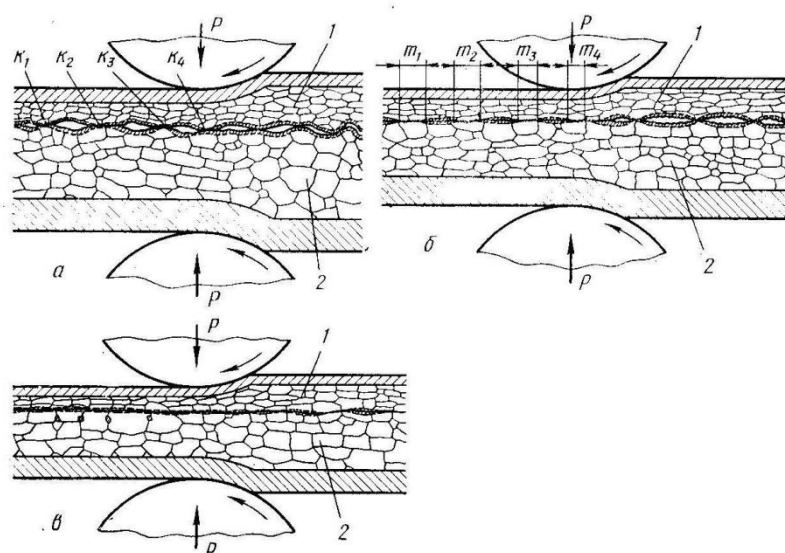


Рисунок 9 – Схема соединения между слоями при сварке пакета горячей прокаткой: а – первый этап прокатки, б – второй этап прокатки, в - третий этап прокатки

При наступлении второго этапа за счет дальнейшей пластической деформации (рисунок 9, б) узлы взаимодействия превращаются в зоны взаимодействия (m_1, m_2, \dots). В этих зонах появляются места скопления структурных дефектов типа дислокаций и вакансий. При высокой температуре такие дефекты способствуют облегчению диффузии легирующих элементов между слоями, что в свою очередь приводит к образованию переходной зоны переменного состава и сложного строения.

Третий этап завершает расширение зоны взаимодействия с образованием непрерывной межслойной границы (рисунок 9, в). На рисунке 9 заштрихованы зоны, прилегающие к валкам, чтобы показать их отличие в размерах и форме зерен вследствие более интенсивного охлаждения наружных поверхностей листа плакированной стали.

Однако раскаты из несимметричного пакета в процессе прокатки изгибаются, а листы, полученные из таких пакетов подвержены короблению.

Завершается изготовление плакированных листов термической обработкой, включающей закалку и высокий отпуск или нормализацию для обеспечения необходимых механических свойств стали основного слоя.

Большой вклад в создание коррозионно-стойких биметаллических материалов для судостроения и в разработку технологии их производства на ООО «ОМЗ-Спецсталь» с использованием метода пакетной прокатки внесли ученые ЦНИИ КМ «Прометей» Ю.Л. Легостаев, Н.Ф. Владимиров и другие [3, 34, 35, 67].

1.6.2 Способ электрошлаковой наплавки

Одним из вариантов создания плакированных сталей является нанесение на основной металл наплавленного с помощью сварки плакированного слоя, обладающего высокой коррозионной стойкостью или износостойкостью. В таких случаях наплавленный слой создается, как правило, электродуговой сваркой непла-

вящимся электродом с присадкой из стали, примененной для образования плакирующего слоя, в среде защитного газа. Наплавка дуговой электросваркой широко используется для защиты от коррозии или износа поверхностей различных деталей, соприкасающихся в процессе эксплуатации с агрессивной средой. Чтобы избежать непроваров между нанесенными сварочными валиками часто наплавку проводят в два или более слоев. При изготовлении крупногабаритного листового проката двухслойных сталей процесс нанесения наплавки становится малопродуктивным, поэтому наплавку наносят на поверхность сляба, подготовленного для последующей прокатки на лист требуемых размеров. В настоящее время способ изготовления двухслойной листовой стали нанесением наплавленного слоя электродуговой сваркой практически не используется, так как институтом электросварки им. Е.О. Патона в середине XX века был разработан и успешно внедрен в промышленность новый способ соединения металлов с помощью электрошлаковой сварки, когда основным тепловым источником является шлаковая ванна. На основе этого процесса появилась новая технология получения биметаллов – электрошлаковая наплавка (ЭШН) [66-73], которая впервые при получении листового проката плакированной стали в промышленном масштабе была осуществлена в ОАО «Северсталь». В дальнейшем налажено производство листовых двухслойных заготовок методом ЭШН в ЗАО «Красный Октябрь» учеными и специалистами ЦНИИЧерМет И.Г. Родионовой, А.И. Зайцевым и другими сотрудниками [74-78].

Процесс ЭШН имеет ряд существенных преимуществ перед дуговой наплавкой:

- увеличение производительности по массе наплавленного металла до 6 раз;
- уменьшение расхода электроэнергии на 15-20 %;
- возможность наплавки больших толщин металла за один проход;
- уменьшение доли участия основного металла в наплавленном слое;
- улучшение качества наплавленного металла по вредным примесям.

Сущность способа ЭШН заключается в том, что на расположенную в специальном кристаллизаторе заготовку основного металла, с помощью движущегося с

определенной скоростью электрода, состоящего из одной или нескольких полос либо прутков стали для плакировки наносится слой расплавленного металла (рисунок 10). Кристаллизатор представляет собой устройство, в котором жидкий наплавленный металл кристаллизуется. Для предотвращения перегрева кристаллизаторы, которые обычно изготавливают из меди, охлаждают проточной водой, а их поверхности, контактирующие с расплавами шлака и металла, покрывают графитом для защиты от электрохимической эрозии. Необходимым условием ведения процесса электрошлаковой наплавки является наличие шлаковой ванны. Создание шлаковой ванны достигается путем расплавления флюса до жидкого состояния в тигельной печи и заливкой шлака перед началом наплавки в рабочую зону процесса ЭШН. Поддержание шлаковой ванны в течение всего процесса ЭШН осуществляется путем добавления флюса на зеркало расплавленной шлаковой ванны.

Важным требованием к процессу наплавки является обеспечение его устойчивости. Для поддержания устойчивости процесса ЭШН необходимо стабилизировать температуру, объем шлаковой ванны и глубину погружения электрода в шлак.

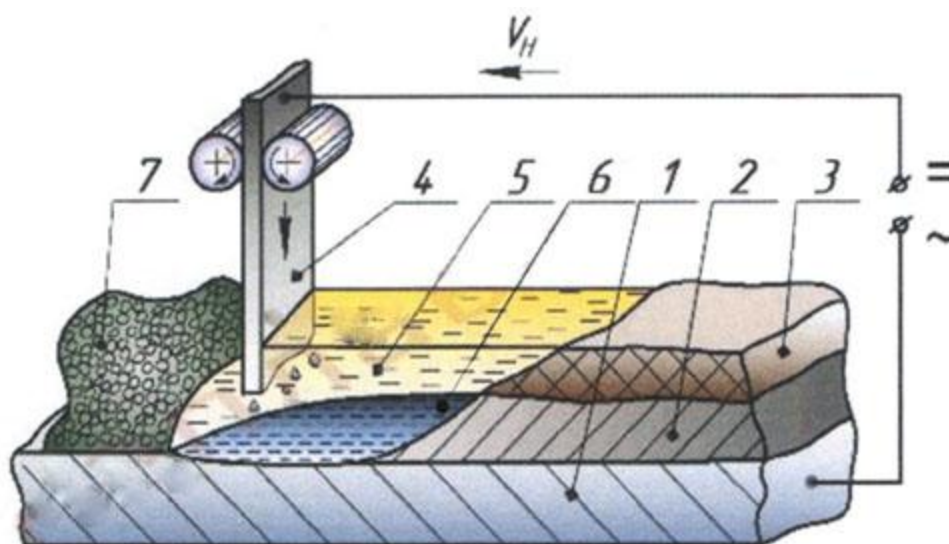


Рисунок 10 – Схема процесса электрошлаковой наплавки:

1 – основной металл; 2 – наплавленный металл; 3 – шлаковая корка; 4 – полоса наплаваемого металла; 5- шлаковая ванна; 6 – кристаллизатор; 7 – сварочный флюс

Несмотря на ряд существенных достоинств способа ЭШН, таких как обеспечение высокой чистоты стали плакирующего слоя по сере, кислороду и неметаллическим включениям, при изготовлении плакированных крупногабаритных листов имеет ряд недостатков, а именно:

- необходимость сохранения после прокатки плакирующего слоя увеличенной толщины из-за возможного образования несплошностей между полосами из наплавляемого металла в процессе создания ЭШН;
- возможная неравномерность по толщине плакирующего слоя;
- повышенный по сравнению с другими способами расход дорогостоящей нержавеющей стали.

1.6.3 Способ сварки взрывом

Сварка взрывом в настоящее время находит все более широкое применение при изготовлении двухслойных плакированных сталей и других биметаллов. Только при помощи сварки взрывом стало возможным создавать равнопрочные соединения сталей с титаном, цирконием, изготовление которых невозможно другими способами сварки. В.И. Лысак и С.В. Кузьмин [79] дают следующее определение термину «сварка взрывом». Сварка взрывом – «явление прочного соединения соударяющихся под некоторым углом поверхностей металлических тел, по крайней мере одно из которых разгоняется до скоростей 150-100 м/с продуктами детонации взрывчатого вещества».

В нашей стране работы по сварке взрывом начались в 60-х годах XX века в институте гидродинамики СО АН СССР [80]. В дальнейшем развитие технологий сварки взрывом успешно осуществлялось в институте электросварки им. Е.О. Патона, Волгоградском ГПУ (В.С. Седых, В.И. Лысак, С.В. Кузьмин), московском институте стали и сплавов, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» и в ряде других научных и производственных предприятий [13, 81-87].

Физическая природа и механизм твердофазной сварки, к которой относятся сварка пакета горячей прокаткой и сварка взрывом, большинством исследователей объясняется с помощью гипотезы топохимических реакций, основанной на физическом представлении о несовершенствах кристаллической решетки и кинетики протекания местных поверхностных химических (топохимических) реакций [31, 56, 64, 79, 88]. Условно развитие топохимических реакций разделяют на три стадии (рисунок 11).

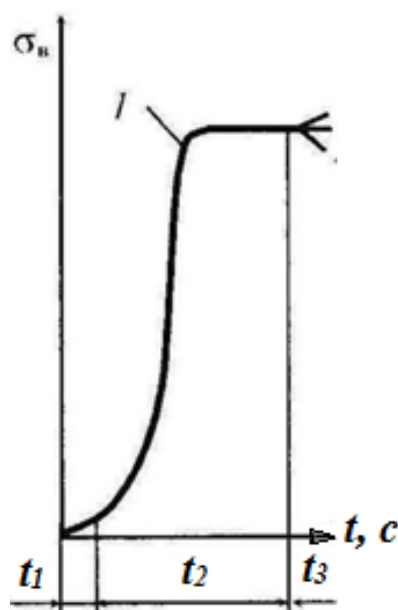


Рисунок 11 – Изменение сопротивления отрыву биметалла во времени в процессе сварки взрывом

1) образование физического контакта, когда происходит сближение атом соединяемых металлов с помощью пластической деформации на расстояние, где начинает действовать ван-дер-ваальсовское или даже слабое химическое взаимодействие (t_1). При определенном упрощении процесс образования физического контакта можно представить, как смятие микровыступов под действием напряжений при контакте. Если считать, что сглаживание при пластичном течении протекает по дислокационному механизму [63, 89], то время процесса составит примерно 10^{-9} с. Это означает, что образование физического контакта не является лимитирующей стадией процесса сварки взрывом;

2) активация контактных поверхностей с образованием активных центров на поверхности более твердого из соединяемых металлов (t_2). По теории топокхимических реакций активация контактных поверхностей является необходимым и достаточным условием образования сварного соединения в твердой фазе. Она заключается в разрыве химических связей между атомами;

3) объемное взаимодействие наступает с момента образования активных центров на соединяемых поверхностях. В течение этой стадии развитие взаимодействия соединяемых металлов как в плоскости контакта с образованием прочных связей, так и в объеме зоны контакта (t_3). В плоскости контакта процесс заканчивается слиянием дискретных очагов взаимодействия, а в объеме - релаксацией напряжений.

По данным, изложенным в работах [62, 90], при сварке взрывом с высокоинтенсивным силовым воздействием третья стадия топокхимической реакции (объемного взаимодействия) не успевает развиваться.

Необходимо также отметить еще один важный фактор, сопровождающий процесс сварки взрывом, а именно, локальное повышение температуры в зоне соединения. В некоторых случаях, особенно при сварке взрывом меди и алюминия, повышение температуры достигает точки плавления, приводя к появлению участков оплавленного металла.

К настоящему времени разработаны и применяются на практике множество технологических схем сварки взрывом, но в их основе лежат всего две принципиальные схемы – угловая и параллельная (рисунок 12).

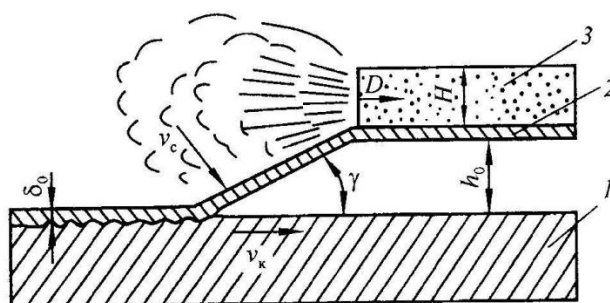


Рисунок 12 – Схема сварки взрывом плоских двухслойных заготовок

Изначально свариваемые пластины 1 и 2 размещают одну над другой с определенным зазором h_0 , который требуется для придания метаемой пластине необходимой скорости. Пластины устанавливаются либо под углом друг к другу, либо параллельно. На метаемую пластину устанавливают заряд взрывчатого вещества 3 с детонатором D. Весь собранный пакет устанавливается на основание из песка, грунта, бетона и т.п. После подрыва взрывчатого вещества под действием образующегося высокого давления метаемая пластина изгибается на определенный угол γ и набирает скорость v до нескольких сотен метров в секунду, при которой ударяется о неподвижную пластину. Вершина этого угла (линия контакта) перемещается в направлении распространения детонации, создавая условия для совместного пластического деформирования свариваемых металлов и формированию соединений.

К недостаткам сварки взрывом можно отнести:

- высокие требования по очистке контактирующих поверхностей от окалин, ржавчины и других загрязнений;
- обеспечение повышенной плоскостности листов перед сваркой взрывом;
- сложность в равномерном распределении зарядов при большой протяженности свариваемых листов;
- необходимость в ряде случаев проведения термической обработки для снижения внутренних напряжений в зоне сцепления слоев.

Достаточно часто на практике операцию сварки взрывом сопровождают горячей прокаткой. В этом случае берется заготовка основного металла большого сечения, которое необходимо для получения биметалла горячей прокаткой. Также сталь для создания плакирующего слоя берется с определенным запасом по толщине. При использовании такого варианта устраняются два последних из указанных недостатков, хотя заметно увеличивается трудоемкость изготовления биметалла.

Выводы по главе 1

На основании проведенного анализа литературных данных по созданию и рациональному использованию плакированных двухслойных сталей можно сделать следующие выводы:

1. Применение биметаллов является технически целесообразным и экономически обоснованным в тех случаях, когда необходимо обеспечить одновременно высокие прочностные свойства и сопротивление воздействию агрессивной коррозионной среды и/или износу.

2. Опыт применения двухслойных сталей в судостроении показывает, что плакирование высокопрочных хладостойких корпусных сталей типа АБ коррозионно-стойкими сталями типа AISI 316 или 08X18H10T обеспечивает надежную эксплуатацию атомных ледоколов и стационарных ледостойких морских буровых платформ в условиях воздействия ледовых полей и морской воды.

3. Из рассмотрения требований к свойствам сталей для основного и плакирующего слоев следует, что оптимальное сочетание механических свойств, коррозионной стойкости и сопротивлению износу может быть получено при применении в качестве материала основного слоя стали типа АБ, и в качестве стали для плакирующего слоя – коррозионно-стойкой аустенитной азотсодержащей стали. Разработка биметалла из выбранных исходных сталей позволяет поставить одной из целей работы создание равнопрочной по сечению двухслойной стали с высокой прочностью сцепления слоев для снижения металлоемкости корпусных конструкций.

4. В связи с тем, что изготовление биметалла с плакирующим слоем из высокопрочной коррозионно-стойкой аустенитной азотсодержащей стали осуществляется впервые, необходимо исследовать характер воздействия структуры на прочность сцепления основного и плакирующего слоев, на основные служебные характеристики биметалла, изготавливаемого наиболее технологичными способами, а именно:

- пакетной прокаткой;
- нанесением наплавки;
- сваркой взрывом.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Выбор материала основного и плакирующего слоев для изготовления новой двухслойной стали

Анализ служебных свойств и технологичности существующих корпусных сталей показал, что при разработке новой плакированной стали для работы в условиях воздействия больших нагрузок, низких температур, агрессивной коррозионной среды, и одновременно подвергающейся эрозионному воздействию, в качестве исходного материала для основного слоя целесообразно применить сталь марки АБ2-2 (10ХНЗМД) по ТУ5.961-11571-2006 или сталь марки АБ1 (Е500W) по ГОСТ Р 5 2927-2015.

Высокий уровень физико-механических и технологических свойств, хорошая свариваемость этих сталей подтверждены комплексом испытаний и успешным опытом эксплуатации в составе корпусов атомных ледоколов, стационарных и полупогружных морских буровых платформ и других изделий морской техники [2, 21, 22, 24].

Все вышеперечисленные механические и технологические свойства стали марок АБ1 и АБ2 с минимальным пределом текучести 500 и 588 МПа обеспечены комплексным легированием никелем, хромом, молибденом, ванадием, алюминием и кальцием, и соответствующей термической обработкой. После закалки в этих сталях формируется мартенситно-бейнитная структура с высокой плотностью дислокаций. При проведении после закалки высокого отпуска плотность дислокаций снижается, и образуются мелкодисперсные α - и карбидные фазы [30].

В основу металлургического производства сталей типа АБ после выплавки в открытой электродуговой печи положены способы внепечного рафинирования жидкого полупродукта на установках внепечного рафинирования и вакуумирования [22, 91, 92]. Это позволяет обеспечивать чистоту сталей по содержанию сульф-

фидных и оксидных неметаллических включений, ограничивать концентрацию серы и фосфора не более 0,01 и 0,012 % соответственно. Для обеспечения свариваемости сталей без подогрева содержание углерода в сталях АБ составляет 0,08 - 0,10 %. Указанные стали поставляются в виде листового проката в толщинах от 10 до 100 мм и более.

В данной работе для разработки новой двухслойной стали в качестве металла основного слоя была выбрана сталь марки АБ2-2 с гарантированным пределом текучести не менее 588 МПа.

Выбор азотсодержащих сталей для плакирующего слоя обусловлен тем, что входящий в их состав азот повышает прочность стали [37-39], что позволяет приблизить ее к прочности стали АБ2-2, выбранной в качестве основного слоя при разработке новой двухслойной плакированной стали. Одновременно азот способствует повышению сопротивления коррозионным разрушениям (особенно таким, как питтинг) [34, 38, 50, 51, 54, 93].

Известно [34, 94, 95], что оба эти фактора (уровень прочности и высокая коррозионная стойкость, связанная с восстановлением пассивной пленки при ее механическом повреждении) способствуют и повышению износостойкости.

Так как нержавеющие стали, которые используют при изготовлении двух- и трехслойных сталей в настоящее время (08X18H10T, 08X19H10Г2Б, 316L и др.), не содержат азота, то их сопротивление питтинговой коррозии в морской воде и предел текучести значительно ниже, чем у азотсодержащих сталей.

Исходя из изложенного, для отработки технологии изготовления плакированной стали в качестве материала плакирующего слоя, были рассмотрены две азотсодержащие стали марок 04X20H6Г11M2АФБ (ТУ5.961-11837-2004) и 04X20H14Г6M2АСБ (НС-5Т) (ТУ14-1-5110-92), то есть азотсодержащие стали системы легирования Cr-Mn-Ni. Введение в сталь 19-21 % хрома необходимо для обеспечения растворимости азота требуемой концентрации до 0,6 %. Содержание марганца до 11 % повышает растворимость азота и наряду с никелем и азотом обеспечивает получение стабильной аустенитной структуры. Введение в сталь около 0,1 % ванадия и ниобия обеспечивает получение мелкозернистой структуры

и повышение прочности (за счет образования мелкодисперсных нитридов ванадия и ниобия). Молибден в количестве 1,5 % повышает сопротивление стали локальным видам коррозии. При такой композиции легирования введение в сталь азота в пределах 0,38 - 0,55 % позволяет ему участвовать в различных механизмах упрочнения (твердорастворном, дисперсионном, деформационном и зернограничном) без снижения пластичности стали [39, 41-43]. Кроме того, азот повышает стойкость сталей к питтинговой коррозии в морской воде и других хлоридных растворах.

Технология производства листового проката стали марки НС-5Т включает в себя горячую прокатку с последующей термической обработкой для растворения вторичных фаз (нитридов и карбонитридов) и снятия микронапряжений. Термическая обработка заключается в нагреве и выдержке стали при температуре 1100 °С. Азотсодержащая сталь марки НС-5Т, изготовленная по такой технологии, имеет предел текучести не менее 400 МПа [52].

Более высокая прочность стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ при сохранении пластичности и ударной вязкости обеспечивается применением высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), проводимой по определенным режимам. Основными требованиями к разработанной технологии ВТМО для данной азотсодержащей стали являются:

- суммарная степень деформации при горячей прокатке должна быть не ниже 70 % (15-20 % за проход);
- температура конца прокатки должна находиться в интервале 950-1000 °С;
- после прокатки необходимо провести ускоренное охлаждение листов в воду.

Полученная по такой технологии сталь имеет смешанную структуру, содержащую рекристаллизованную, фрагментированную и полигонизованную составляющие (рисунок 13, а и б). Видно, что в стали наблюдается как полосчатая структура с мелкими нитридами (рисунок 13, а) характерная для режима высокотемпературной термомеханической обработки, так и рекристаллизованные зерна с

выделившимися частицами типа VN размером до 3-4 нм (электронограмма и темнопольное изображение в рефлексе $(200)_{VN}$ показаны на рисунке 13, б).

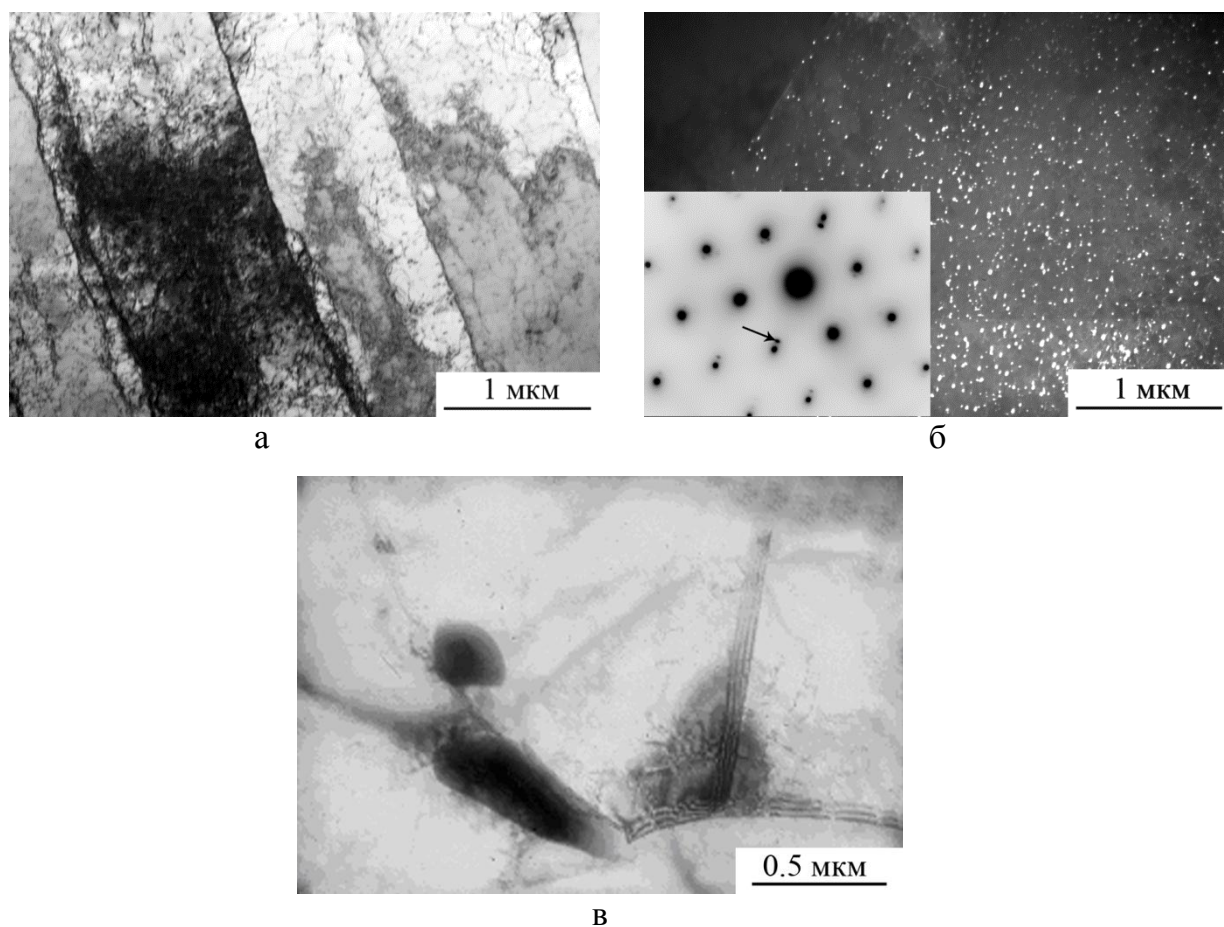


Рисунок 13 – Исходная структура стали 04X20H6Г11М2АФБ после прокатки (а, б) и закалки от 1150 °С (в)

По данным [96] в сложнолегированных сталях, содержащих азот, углерод и сильные карбидообразующие элементы, на первой стадии выделяются кластеры или карбонитриды типа $VNb(N,C)$, дополнительно легированные хромом и молибденом. В нерекристаллизованных зернах наблюдается достаточно высокая плотность дислокаций, достигающая $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Так во время горячей деформации развиваются динамические процессы перераспределения дислокаций и происходят изменения в субзеренной структуре. Поэтому в локальных участках одного и того же образца могут различаться форма и размер субзерен, а также тип субграниц и плотность дислокаций [47]. Такая структура обеспечивает стали 04X20H6Г11М2АФБ предел текучести не менее 690 МПа и ударную вязкость не

менее 100 Дж/см² [97, 98]. После закалки от 1150 °С в стали происходит растворение мелких нитридов и существенно уменьшается плотность дислокаций (рисунок 14, в). Отсутствие в стали дефектов упаковки свидетельствует о том, что их энергия выше, чем у аустенитных сталей типа X18H9 (10-20 мДж/м²) [96, 99]. Исходя из того, что сталь марки НС-5Т имеет предел текучести, не превышающий 450 МПа, предпочтение было отдано более прочной азотсодержащей стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ.

В таблицах 2 и 3 приведены химический состав и механические свойства

Таблица 2 – Химический состав исходных сталей

В массовых процентах

Марка стали	Содержание элементов											
	С	N	Cr	Ni	Mn	Mo	V	Nb	Si	Cu	S	P
АБ2-2	0,10	0,011	0,62	3,15	0,72	0,27	0,040	0,020	0,33	0,52	0,003	0,006
по ТУ5.961-11571-2006	0,08-0,11		0,80-1,10	2,80-3,20	0,60-0,90	0,18-0,30	0,03-0,06	-	0,20-0,40	0,60-0,90	≤0,010	≤0,015
04Х20Н6Г11М2АФБ	0,04	0,40	19,20	7,00	11,03	1,42	0,174	0,12	0,43	0,003	0,003	0,009
по ТУ5.961-11837-2004	≤0,04	0,45-0,55*	19,0-21,0	5,0-7,0	10,0-12,0	1,3-1,8	0,10-0,20	0,05-0,15	0,10-0,50	-	≤0,010	≤0,025

*Допускается отклонение по массовой доле азота - 0,05%.

Таблица 3 – Механические свойства исходных сталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KV, Дж, 20°С
АБ2-2	640	810	21	71	157-187
по ТУ5.961-11571-2006	588-686	≥637	≥18	≥55	78 ^{40°С}
04Х20Н6Г11М2АФБ	660	965	41	71	152-166
по ТУ5.961-11837-2004	≤760	≥850	≥20	≥50	100 ^{20°С}

ства сталей АБ2-2 и 04Х20Н6Г11М2АФБ, которые были выбраны для изготовления исходных заготовок.

2.2 Методы испытаний по определению качества плакированных сталей

В зависимости от требований, которые предъявляются к двухслойным плакированным сталям, применяются соответствующие методы определения их качества. Для листовых горячекатаных двухслойных коррозионно-стойких сталей с основным слоем из углеродистой или низколегированной стали и плакирующим слоем из коррозионно-стойких сталей и сплавов, никеля и монель-металла в соответствии с требованиями ГОСТ 10885-85 [100] установлена серия обязательных испытаний. Как и для листового проката из однородных сталей, стандартом предусмотрены испытания по определению химического состава слоев, волокнистости излома, механических свойств при растяжении, ударной вязкости при различных температурах основного слоя, стойкости против межкристаллитной коррозии для коррозионно-стойких сталей плакирующего слоя и т.д.). Кроме того, существует ряд специальных характеристик, которые отвечают за качество сплошности и прочности сцепления слоев и их пластичности. Для определения сплошности сцепления слоев осуществляют ультразвуковой контроль по ГОСТ 22727-88 [101]. Ультразвуковой контроль образцов листового проката плакированных сталей проводили в соответствии с требованиями РД9332-80 «Контроль неразрушающий. Прокат листовой металлический. Ультразвуковые методы контроля сплошности», с использованием ультразвукового дефектоскопа УДЗ-103 «Пеленг» эхоимпульсным методом на частотах 4,0-5,0 МГц прямым раздельно-совмещенным пьезоэлектрическим преобразователем П111-2,5-К12.

Калибровка дефектоскопа по глубине прозвучивания и по чувствительности производилась по стандартному образцу предприятия (СОП), имеющему плоскодонное отверстие, диаметром 2 мм.

Сканирование при контроле проводится контактным способом со стороны основного металла по поверхности, подвергнутой зачистке от грязи и других инородных частиц. В качестве контактной среды использовали гель ультразвукового контроля сплошности. Объем контроля – 100 %. По сплошности сцепления слоев листы толщиной 8 мм и более должны соответствовать классам, требования к которым приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Классы сплошности сцепления слоев для листов 8 мм и более

Класс листов	Условная площадь нарушений сплошности, см ²		Относительная площадь всех учитываемых нарушений сплошности металла (по отношению к площади листа), % не более
	максимально учитываемых	минимально допустимых	
1	20	50	0,5
2	20	100	2,0
3	20	500	5,0
4	100	1000	5,0

2.2.1 Метод испытаний на срез

Для определения прочности соединения слоев двухслойной стали определяют сопротивление срезу по плоскости соприкосновения основного и плакирующего слоев, используя специальный метод испытаний. Касательные напряжения определяют по зависимости:

$$\tau_{\text{ср}} = \frac{P_{\text{ср}}}{bh} \quad (4)$$

где $P_{\text{ср}}$ – разрушающее усилие; b – ширина образца; h – длина зоны соединения.

Испытание на срез образцов листового проката плакированных сталей представляет собой способ количественного определения прочности сцепления слоев при механических испытаниях плоских образцов с выступом стандартного размера, вырезанных из заготовки больших размеров таким образом, чтобы плоский участок сцепления слоев стандартной калиброванной площади попадал в область действия срезающих усилий [100].

Для испытаний образец размещается в специальном приспособлении, позволяющем реализовать срезающее усилие в соединении. Общий вид образца и приспособления для испытаний на срез показан на рисунках 14 и 15.

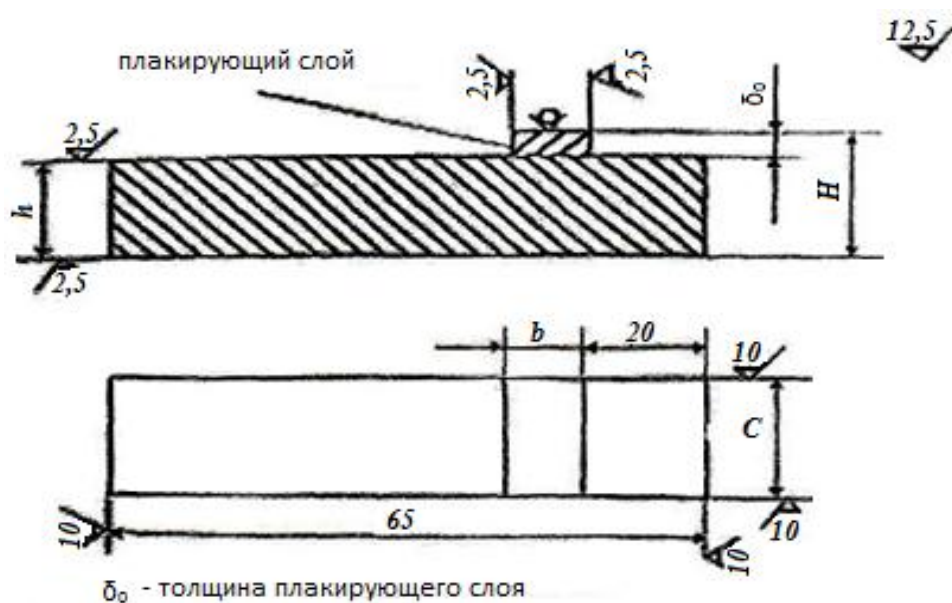


Рисунок 14 – Вид образца, рекомендуемого для определения сопротивления срезу

Направляющий вкладыш должен удерживать образец устойчиво и без перекосов, не создавая при этом препятствий свободному ходу поверхности образца и вкладыша относительно приспособления, которые могут исказить результаты испытаний. Устройство в сборе помещают между сжимающимися плоскостями разрывной испытательной машины, способной довести до разрушения испытуемый образец, соблюдая при этом совмещение геометрической оси образца с осью нагружения. Результатом испытания является максимальное усилие (усилие среза), при котором происходит разрушение образца, а также расчетное значение

напряжений среза, вычисляемое как отношение максимального усилия к площади плоского участка среза.

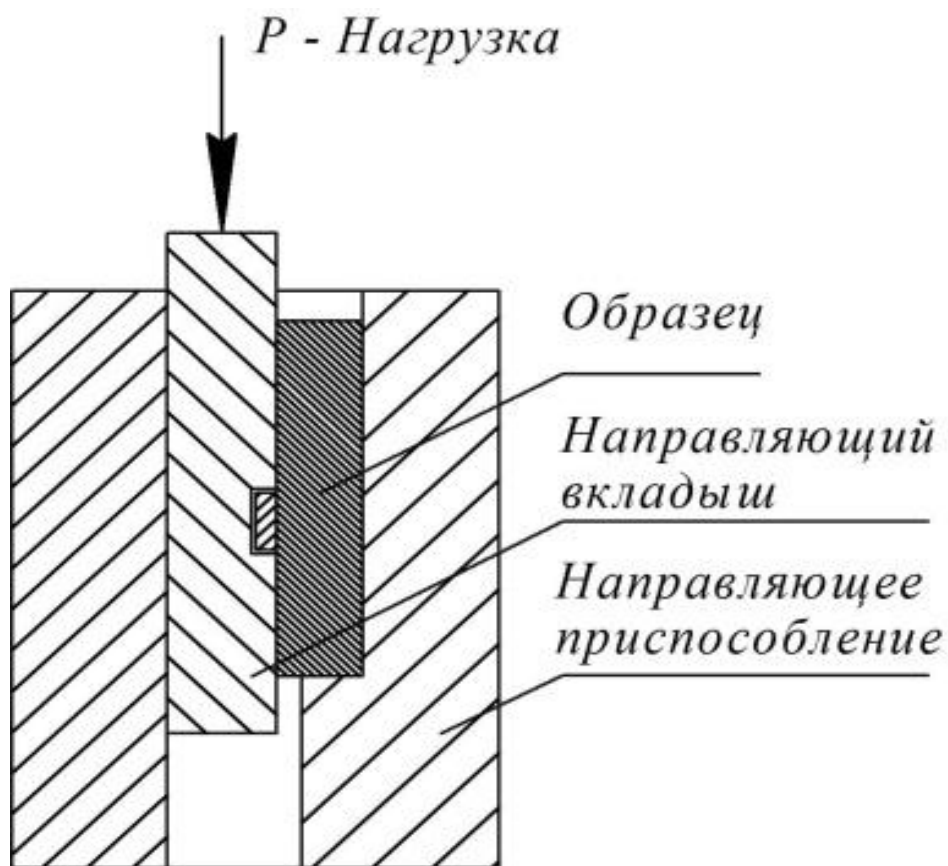


Рисунок 15 – Схема установки плоского образца в приспособление при проведении испытаний на срез

В соответствии с ГОСТ 10885-85 сопротивление срезу при определении прочности соединения слоев стали с плакирующим слоем толщиной 2 мм и более должно быть не менее 147 МПа. В наиболее распространенных зарубежных стандартах приводятся несколько отличные допустимые значения величин сопротивления срезу, зависящие от соединяемых металлов. Так по данным, приведенным в [13], в стандартах ASTM A263, A264, A265 допустимое сопротивление срезу составляет 140 МПа, а в японских стандартах JISG36601 и JISG3604 – 196 МПа и 98 МПа соответственно.

2.2.2 Метод испытаний на отрыв

В ряде случаев взамен или дополнительно к испытаниям двухслойных сталей на сдвиг проводят испытания по определению сопротивления отрыву. Этот вид испытаний, методика проведения которых была предложена в 60-х годах ЦНИИЧерМет [102], не нормируется стандартами, и его результаты являются факультативными. Испытания на отрыв листового проката плакированных сталей представляет собой способ определения прочности сцепления слоев при механических испытаниях специальных образцов цилиндрической формы, вырезанных из заготовки больших размеров таким образом, чтобы плоский (кольцевой) участок сцепления слоев стандартной (калиброванной) площади попал в область действия отрывных усилий. Для испытаний образец размещается в специальном приспособлении, позволяющем реализовать усилие отрыва в соединении (рисунок 16 и 17).

Приспособление в сборе с испытуемым образцом помещают между сжимающими плоскостями разрывной испытательной машины, соблюдая при этом совмещение геометрической оси образца с осью нагружения и затем, плавно прикладывая усилие, проводится испытание на отрыв до разрушения образца.

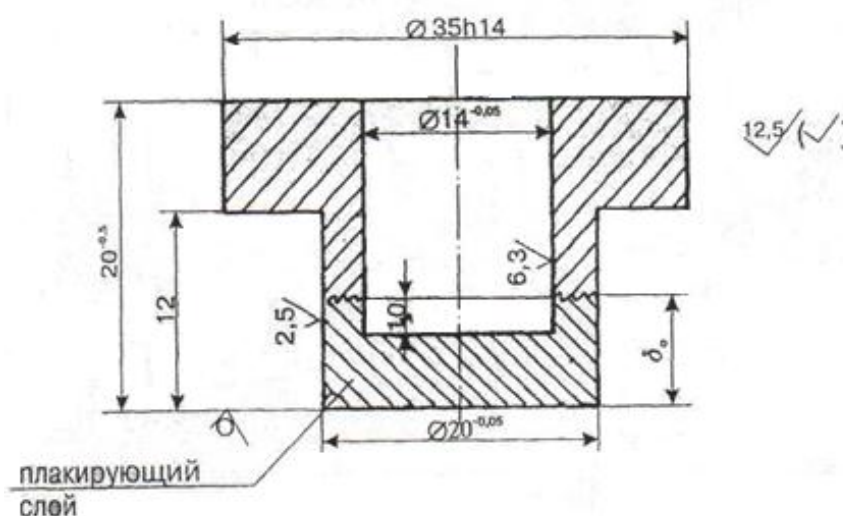


Рисунок 16 – Образец для испытания двухслойной стали на отрыв

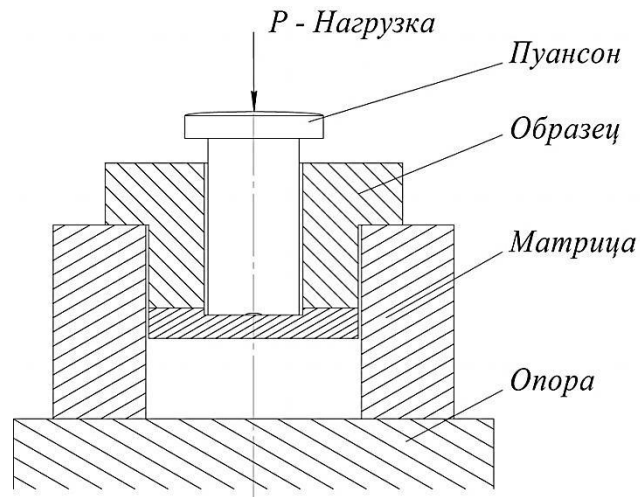


Рисунок 17 – Схема приспособления для испытаний на отрыв лакирующего слоя

Прочность на отрыв рассчитывается по формуле:

$$\sigma_{\text{отр}} = \frac{4P_{\text{отр}}}{\pi(D^2 - d^2)}, \quad (5)$$

где $P_{\text{отр}}$ – сила, при которой образец разрушается; D и d – наружный и внутренний диаметры образца соответственно.

2.2.3 Метод испытаний на изгиб

Для листовых лакированных сталей помимо определения их сопротивления напряжениям сдвига и отрыва большой практический интерес представляет знание способности биметалла выдерживать заданную деформацию, которая может быть охарактеризована углом изгиба до образования первой трещины.

Испытания на изгиб характеризуют в основном пластичность основного и лакирующего слоев двухслойной стали и в значительно меньшей степени – пластичность граничной зоны и прочность сцепления слоев. Испытаниям подвергаются специальные плоские образцы призматической формы, вырезанные из заготовки больших размеров таким образом, чтобы один из слоев, участвующих в соедине-

нии, располагался на растягиваемой при изгибе поверхности, как это предусмотрено ГОСТ 10885-85 (рисунок 18). Испытания проводятся по схеме трехточечного изгиба в соответствии с требованиями ГОСТ 14019-80 [103] вокруг оправки с диаметром, равным двум толщинам испытуемого образца. Испытание прекращают при достижении одного из условий:

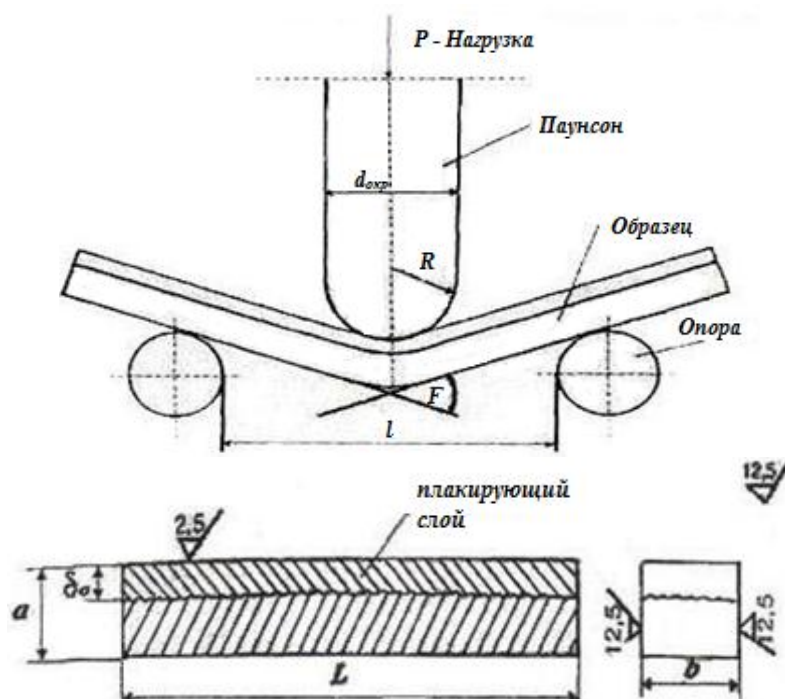


Рисунок 18 – Образец и схема испытаний плакированной стали на изгиб

- до заданного угла 120° ;
- до появления видимых трещин на растягиваемой поверхности раздела слоев;
- до угла 180° .

2.2.4 Определение механических свойств плакированной стали на образцах натурной толщины

Для определения механических свойств листового проката проводятся стандартные испытания на растяжение. В России, как правило, испытания на рас-

тяжение проводят на образцах с удаленным лакирующим слоем. Но в соответствии с Правилами Российского морского Регистра судоходства [104] испытания на растяжение для новых судостроительных материалов необходимо проводить на образцах полной толщины листа. Согласно [105] испытания на растяжение для листов толщиной до 38 мм проводят на двухслойных образцах, для листов толщиной свыше 38,1 мм – на образцах с удаленным лакирующим слоем. В обоих случаях механические свойства двухслойных листов должны соответствовать требованиям стандартов на сталь основного слоя. В японских стандартах JIS минимально допустимое значение временного сопротивления разрыву двухслойных сталей определяют по формуле:

$$\sigma_{B \min} = a_1 \sigma_1 + \frac{a_2 \sigma_2}{a_1} + a_2, \quad (6)$$

где a_1 и a_2 – толщина соответственно основного и лакирующего слоя; σ_1 и σ_2 – минимальные значения временного сопротивления разрыву сталей соответственно основного и лакирующего слоев.

На рисунке 19 показана схема проведения испытаний образца двухслойной стали при осевом растяжении для определения предела текучести и временного сопротивления.

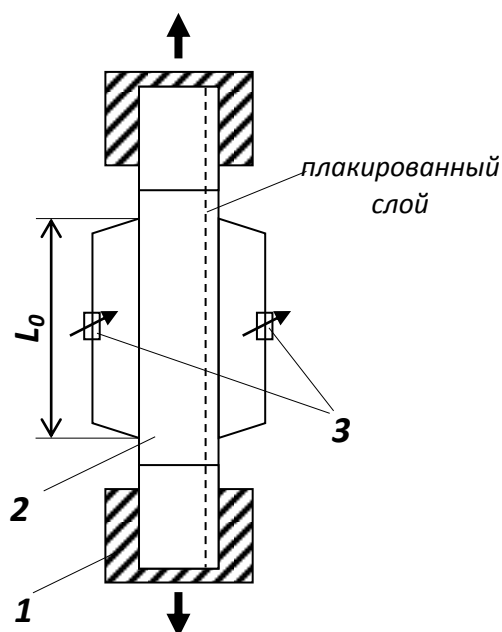


Рисунок 19 - Испытания статической прочности образца:

1 – захваты испытательной машины; 2 – образец;

3 – измерители перемещений.

Испытания по определению статической и циклической прочности образцов биметалла проводились в Крыловском государственном научном центре в рамках совместных работ.

2.2.5 Методика проведения многоцикловых испытаний

Использованная методика проведения испытаний прочности двухслойной стали под действием циклических нагрузок в значительной степени основывается на требованиях руководящих документов Российского морского регистра судоходства.

Нагружение и испытания образцов осуществлялись на универсальных испытательных машинах МУП-20 и МУП-50 в условиях циклического трехточечного изгиба. Машины МУП-20 и МУП-50 позволяют в синусоидальном цикле с частотой не выше ~ 10 Гц воспроизводить нагрузки в диапазоне от 0 до 98 кН (от 0 до 10 тс) и от 0 до 245 кН (от 0 до 25 тс) соответственно. Для центровки образцов при установке в машине существует специальная тензоизмерительная система, состоящая из тензорезисторов группы качества А или Б, усилителя типа УИМ-2 и персонального компьютера типа NotebookNP 8500. Диапазон измеряемых деформаций $\pm 1430 \text{ млн}^{-1}$, погрешность измерения не более $\pm 6,6 \%$.

Для определения размеров образцов используются штангенциркуль типа ШЦ-II-250-0,05 ГОСТ 166-89, диапазон измерений 0-150 мм, цена деления по нониусу 0,05 мм; и линейка измерительная металлическая, диапазон измерения от 0 до 1000 мм, цена деления 1 мм.

На образец, подлежащий испытанию, наклеивается 2 тензорезистора (по одному на лакирующий и основной слой материала образца, рисунок 20) [106].

Для выполнения центровки объекта испытаний на испытательной машине. Затем испытываемый образец устанавливается на опорные ножи испытательной машины в ненаполненную коррозионную ванну и проводится статическое нагружение до уровня $\sim 20 \%$ от предполагаемой циклической нагрузки при усталост-

ных испытаниях. При нагружении выполняется предварительное тензометрирование. По двум результатам измерений деформаций находится среднее арифметическое и оценивается отклонение от среднего каждого из двух результатов. Если отклонение оказывается более 10 %, то с помощью специальных прокладок производится исправление центровки образца. Эта операция повторяется до тех пор, пока отклонение показаний тензорезисторов от среднего будет менее ± 7 %. На этом подготовка к испытаниям считается законченной. В завершении подготовки испытаний, в зависимости от плана испытаний, ванна заполняется или не заполняется 3,5 %-ным раствором NaCl.

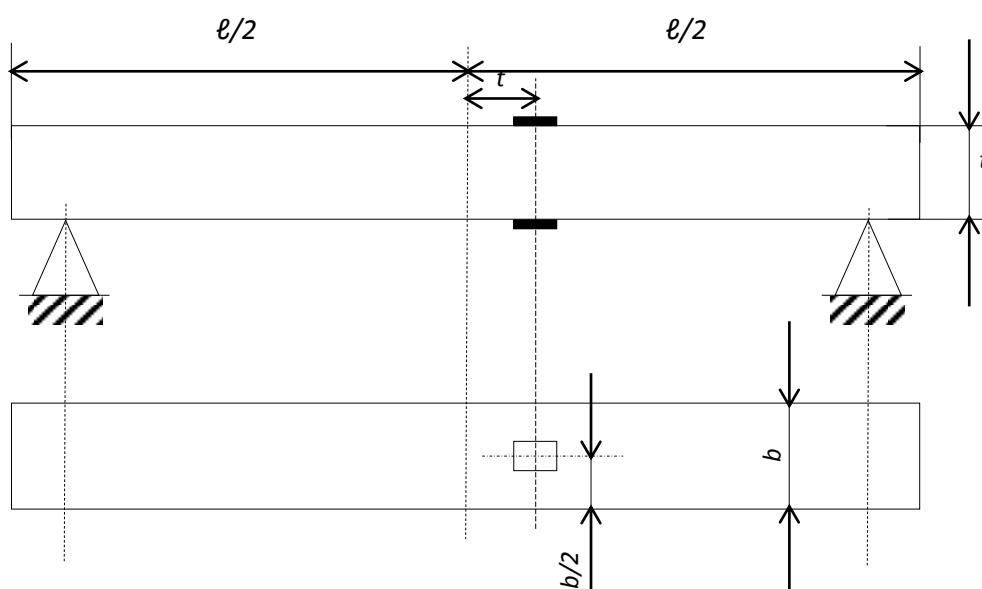


Рисунок 20 – Схема установки тензорезисторов на образце

Испытания образцов проводятся в условиях циклического трехточечного изгиба. Испытания проводятся на одном уровне нагружения. Уровень нагружения (величина максимальной нагрузки цикла P_{\max}) выбирается таким образом, чтобы долговечность образца до разрушения располагалась в диапазоне от 10^5 до 10^7 циклов. Ориентировочные значения размахов циклической нагрузки будут лежать в пределах от 0,9 до 0,6 предела текучести испытываемого материала.

К подготовленному образцу прикладывается циклическая синусоидальная знакопостоянная нагрузка. Величина максимальной нагрузки цикла P_{\max} выбирается соответствующей выбранному уровню нагружения. Минимальная нагрузка

цикла P_{\min} не должна превышать 0,22 от максимальной P_{\max} . Частота перемен нагрузки должна составлять до ~ 10 Гц на машинах МУП-20 и МУП-50. Нагружение образца продолжается до полного разрушения его основного слоя (АБ2-2).

После прекращения испытаний фиксируются нагрузки цикла, число циклов до разрушения, места зарождения трещин и разрушения.

2.2.6 Методы определения коррозионной стойкости плакирующего слоя

Коррозионная стойкость стали плакирующего слоя главным образом зависит от коррозионной среды, в которой предполагается применение двухслойной стали, и от химического состава стали, контактирующего с эксплуатационной средой. При использовании двухслойных сталей в качестве судовых корпусных конструкций основной коррозионной средой является морская вода, а сталью для плакировки служит коррозионно-стойкая сталь [3, 7, 34, 52].

Коррозионная стойкость нержавеющей сталей связана с наличием на их поверхности защитной пассивной пленки, которая в большинстве нейтральных водных сред защищает сталь от коррозии [107-109]. Но в растворах, содержащих хлориды, к которым относится и морская вода, нержавеющие стали подвергаются питтинговой коррозии. В узких щелях, под отслоившимися покрытиями, куда затруднен доступ кислорода, может развиваться щелевая коррозия [108]. Кроме того обязательным является определение склонности сталей к межкристаллитной коррозии [109-112].

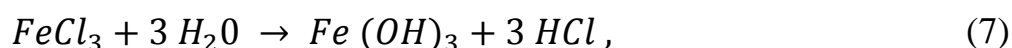
Питтинговая коррозия (ПК) является одним из наиболее опасных видов локальной коррозии, при протекании которой разрушение сосредотачивается в отдельных точках на поверхности. При внешне незначительном повреждении поверхности нередки случаи весьма серьезных последствий ПК при сквозном пит-

тинге (перфорации). Образование питтингов протекает по электрохимическому механизму.

Для протекания ПК необходимо выполнение ряда условий:

- питтинг образуется на поверхности металлов, находящихся в пассивном состоянии;
- развитию питтинга способствуют дефекты пассивирующей пленки (структурные неоднородности, посторонние включения, поры). Особенно уязвимы для питтинга ребра в конце плоских поверхностей, риски, границы лакокрасочных покрытий;
- в растворе должны одновременно присутствовать активаторы ПК (галогенные анионы: Cl^- , Br^- , I^- , F^-) и пассиваторы металла. Причем наиболее агрессивным активатором является хлор-ион Cl^- . Пассиваторами металла могут быть различные анионы, как правило, содержащие кислород (NO_3^- , SO_4^{2-} , OH^- , CO_3^{2-} , ClO_3^- , ClO_4^{3-} , PO_4^{3-}), но наиболее универсальным пассиватором является вода, насыщенная кислородом.
- наличие в растворе окислителя, способного сместить потенциал коррозии положительнее потенциала питтингообразования $E_{\text{по}}$ (роль окислителя может выполнить анодная поляризация от внешнего источника или наличие катионов трехвалентного железа Fe^{3+}).

Существуют стандартные методы определения склонности нержавеющей сталей к питтинговой коррозии (ПК). Химический метод испытаний основан на ГОСТ 9.908-85, ГОСТ 9.912-89, РД5. АЕИШ 3738-2013 [113-115] и заключается в применении для испытаний водного раствора хлорного железа FeCl_3 , содержащего в своем составе сильный активатор Cl^- и сильный окислитель Fe^{3+} . Указанный раствор эффективен также благодаря тому, что соль FeCl_3 слабого основания $\text{Fe}(\text{OH})_3$ и сильной кислоты HCl , подвергается в воде гидролизу (формула 7), обеспечивая тем самым подкисление раствора (снижение pH):



Сущность химического метода испытаний по ГОСТ 9.912 на ПК заключается в выдерживании образцов в 6 % водном растворе хлорного железа FeCl_3 (или 10 % $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) при заданной температуре (из интервала от 5 °С до 60 °С) в течение заданного времени (5, 24 или 72 ч) с последующим определением потери массы образца. При электрохимическом методе оценки склонности нержавеющей сталей к питтинговой коррозии, также рекомендованном ГОСТ 9.912-89 [114], по анодным поляризационным кривым определяются потенциалы питтингообразования и репассивации, которые служат критерием сопротивления сталей питтингообразованию в растворах хлоридов.

Другой метод по стандарту ASTM G48-2003 [116] заключается в определении критической температуры ПК в ходе выдержки образцов в 6 % водном растворе хлорного железа FeCl_3 (или 10 % $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) при минимальной расчетной температуре (но не менее 5 °С), при которой не ожидается развитие ПК, с последующим ступенчатым повышением температуры испытаний и выдержкой на каждом шаге в течение 24 часа до момента появления ПК глубиной более 0,025 мм.

Особенностью коррозионного процесса, протекающего в узких зазорах, является пониженная концентрация кислорода по сравнению с его концентрацией в объеме раствора и снижение значений pH за счет гидролиза продуктов коррозии, из-за их замедленного отвода из щелевого зазора. В результате чего потенциал коррозии металла смещается в отрицательную сторону, так что металл в щели переходит в активное состояние, и скорость его растворения увеличивается. В то время тот же металл вне щели находится в пассивном состоянии. Создается гальваническая пара, и потенциал металла в щели принимает еще более отрицательное значение. При этом коррозия в щели идет с довольно высокими скоростями.

При испытаниях на щелевую коррозию, основанных на методах, изложенных в [114, 115] геометрическая форма образцов должна имитировать щель, которая создается с использованием металла и неметаллического материала – фторопласта, показанная на рисунке 21.

Сущность метода испытаний на щелевую коррозию, основанного на стандарте [113], заключается в выдерживании образцов с присоединенными к нему фторопластовыми блоками в 6 % водном растворе хлорного железа FeCl_3 (или 10 % $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) при заданной температуре (из интервала от 5 °С до 80 °С) в течение заданного времени (5, 24 или 72 часа) с последующим определением потери массы образца и средней глубины щелевой коррозии.

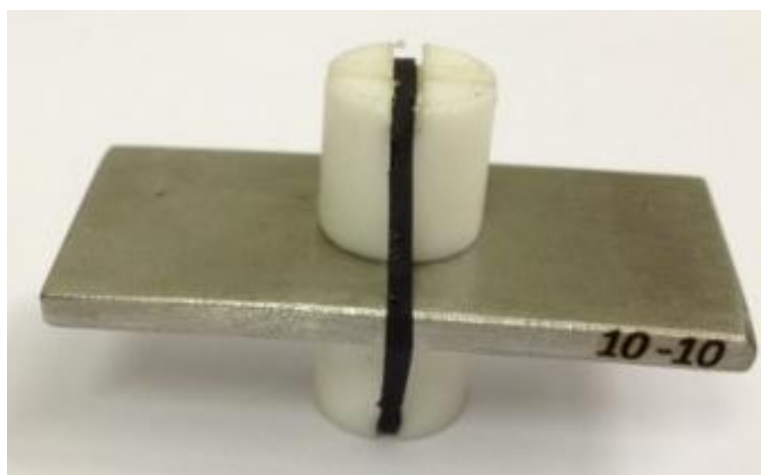


Рисунок 21 – Образец с фторопластовыми блоками для испытаний на ЩК

Склонность к межкристаллитной коррозии может возникать у нержавеющей сталей в процессе термического нагрева, вызывающего выделение карбида Cr_{23}C_6 на границах зерен [110, 112]. Вследствие высокой скорости диффузии атомов углерода в реакцию образования карбидов может быть вовлечен весь углерод в стали, находящийся в твердом растворе. Хром имеет относительно низкий коэффициент диффузии, поэтому участвовать в реакции с углеродом могут только те атомы, которые примыкают к границам зерен. Эта реакция вызывает глубокое обеднение хромом в районах карбидных выделений.

Для выявления склонности к межкристаллитной коррозии (МКК) наиболее широко в мировой практике используются химические методы (ГОСТ 6032- 2003, ASTM 262 PracticeE, JISG 0575). По ГОСТ 6032-2003 [117] методами А и АМУ можно оценивать склонность к межкристаллитной коррозии сталей широкого ассортимента, в том числе таких распространенных, как 12Х18Н10Т, 08Х22Н6Т,

хромистых 08X17T, 15X25T и др. Перед началом испытаний стабилизированные титаном или ниобием или содержащие менее 0,03 % углерода нержавеющие стали подвергают так называемому провоцирующему нагреву при температуре около 650°C , так как именно при этой температуре происходит наиболее интенсивное выделение карбидов хрома из твердого раствора аустенита. Испытания проводятся при окислительно-восстановительном потенциале раствора, близком к +0,35 В (по нормальному водородному электроду). В этих условиях поверхность зерен металла находится в состоянии устойчивой пассивности. Растворяются только обедненные хромом границы зерен. Катодным процессом, сопутствующему растворению, служит восстановление ионов двухвалентной меди Cu^{2+} до ионов одновалентной меди Cu^{+} . Окисление кислородом при этом исключено, длительное кипячение раствора приводит к полному удалению растворенного воздуха. Окислительно-восстановительный потенциал и, следовательно, скорость коррозии зависят от соотношения концентраций Cu^{+} и Cu^{2+} . Наиболее жесткие условия для развития МКК реализуются при низких значениях окислительно-восстановительного потенциала, для чего необходимо поддерживать отношение $\text{Cu}^{+}/\text{Cu}^{2+}$ достаточно высоким. Это обеспечивается введением медной стружки, на поверхности которой протекает процесс $\text{Cu} + \text{Cu}^{2+} = \text{Cu}^{+}[111]$.

2.3 Методы определения износостойкости стали

2.3.1 Методика определения триботехнических характеристик стали плакирующего слоя

Изнашивание деталей и узлов различных машин, труб и целых корпусных конструкций по форме проявления и закономерностям протекания чрезвычайно разнообразно. В работе [118] автором дается подробная классификация видов из-

нашивания по таким признакам как влияние на работоспособность и служебные качества изделия, природа и закономерности процесса изнашивания и вид получаемого износа. Считается, что износ происходит в результате трения соприкасающихся твердых тел друг о друга. Причем, трение изделия может происходить о твердые частицы, увлекаемые жидким или газовым потоком. Если при трении сопряженных деталей происходит главным образом механическое изнашивание, то в агрессивных жидкостях помимо трения о присутствующие в них твердые тела происходит коррозионное изнашивание (растворение). Износ металлических изделий, который происходит в коррозионно-активном водном потоке, содержащем твердые тела различных размеров, принято называть коррозионно-эрозионным [118, 119].

С целью определения фрикционных характеристик (коэффициента трения f и интенсивности изнашивания I) стали плакирующего слоя при взаимодействии со льдом в приближённых к натурным условиях ($T = -20$ °C) были проведены триботехнические испытания и исследования зависимости интенсивности изнашивания сталей от контактного давления P , выбранного в пределах несущей способности льда. Испытания проводились в институте проблем механики РАН в лаборатории, возглавляемой академиком РАН профессором И.П. Горячевой, при проведении совместной работы.

Испытания проводились на микротрибометре УМТ-2, предназначенном для исследования фрикционных свойств различных материалов. Исследуемая пара трения представляет собой два коаксиально расположенных кольцевых образца, один из которых неподвижен, а второй вращается вокруг их общей оси. Образцы прижимаются друг к другу силой, линия действия которой совпадает с их осью. Исследования могут проводиться при отрицательных температурах до -20 °C на воздухе или в жидкой среде. Показателями процесса фрикционного взаимодействия в измерительной системе прибора являются момент трения, коэффициент трения и накопленный за время испытания износ.

Принципиальная схема прибора показана на рисунке 22. Исследуемый кольцевой образец 1 установлен и закреплен на платформе 2, которая приводится

во вращение электродвигателем 3 через редуктор 4. Контртело 5 крепится на планшайбе 6, которая установлена на сферическом шарнире 8 и удерживается от вращения поводковой системой 7. Сферический шарнир позволяет устранить перекос образцов в процессе их испытания. Нагрузка на контакт передается через упругий элемент 9 посредством винтовой передачи 10, которая приводится в движение электродвигателем 12 через редуктор 11. Упругий сменный элемент 9 представляет собой 6-ти компонентный датчик, предназначенный для измерения всех сил (F_x , F_y и F_z) и моментов (T_x , T_y и T_z), действующих на образец. В частности, модель ТН-100 упругого элемента 9 предназначена для измерения момента трения T_z в диапазоне от 100 до 20000 Н·мм и нормальной нагрузки F_z в диапазоне от 10 до 1160 Н. Работая в режиме поддержания нормальной нагрузки F_z на постоянном уровне, измерительная система прибора вырабатывает сигнал рассогласования в том случае, если происходит изменение линейного размера сопряжения «образец - контртело» вдоль линии действия нагрузки F_z . Одной из причин такого изменения является износ исследуемого сопряжения. Этот сигнал поступает на привод винтовой передачи, которая смещает гайку 10 вдоль направляющей 13 до тех пор, пока не будет восстановлено прежнее значение нормальной нагрузки F_z . Это смещение регистрируется прибором в качестве износа.

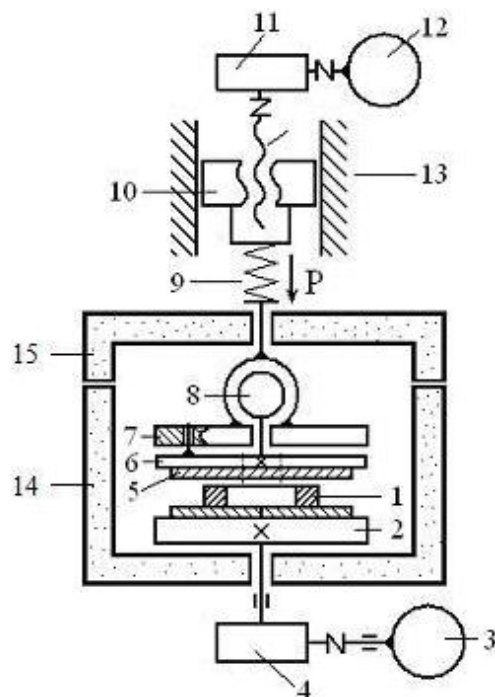


Рисунок 22 - Принципиальная схема трибометра UMT-2

При необходимости на данном трибометре может быть реализована схема контактного взаимодействия типа «палец-диск». При этом контрообразец крепится на вращающейся платформе 2, а испытуемый пальчиковый образец крепится в своём держателе на планшайбе 6. Для проведения испытаний в диапазоне температур от -20°C до $+150^{\circ}\text{C}$ трибометр оснащён термокамерой 14 с крышкой 15. Температуры ниже комнатной создаются в камере продувкой её воздухом, пропущенным через холодильную установку.

К испытаниям были предоставлены образцы (рисунок 23), выполненные из исследуемой стали 04X20H6Г11М2АФБ. Кольцевые образцы использовались для определения коэффициента трения, а пальчиковые – для износных испытаний.

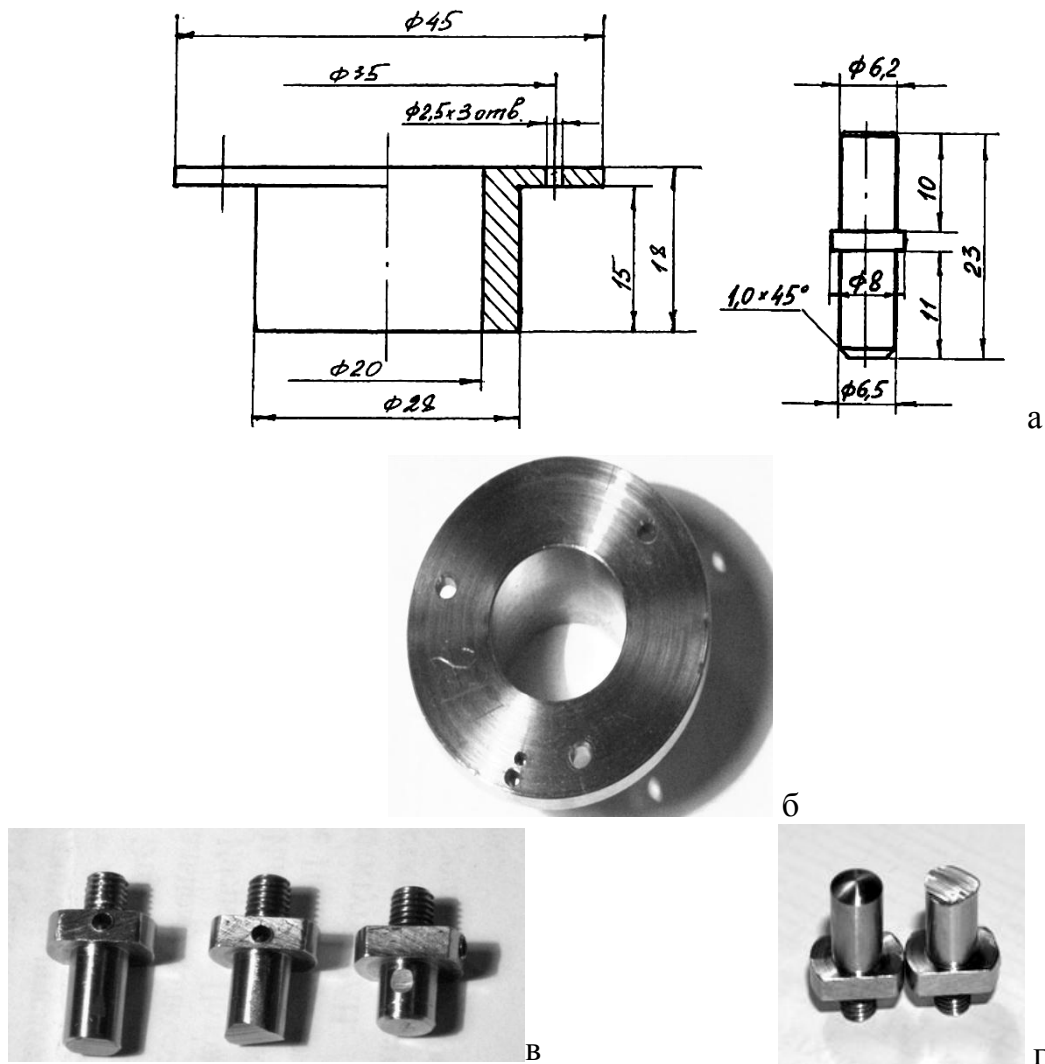


Рисунок 23 - Образцы для испытаний: а - чертежи пальчикового и кольцевого образцов, б - фотография кольцевого образца, в, г - фотографии пальчиковых образцов до и после испытаний

Для увеличения износа образцов в массу льда добавляли абразив, для которого использовалось шлифзерно N60 карбида кремния черного фракции 0,2 - 0,32 мм.

- а Доля абразива в массе льда варьировалась в пределах 2 – 20 %. Равномерность его распределения по объёму обеспечивалась предварительным смешиванием мелко дроблёного льда с абразивным порошком. Полученная смесь формовалась в металлической ванночке и замораживалась в холодильнике или термокамере. Требуемая концентрация абразива во льду обеспечивалась массой его навески, пропорциональной массе льда. Кроме того, проводились по аналогичной методике испытания при сухом трении о контртело, которым служила сталь 45 (рисунки 24 и 25).

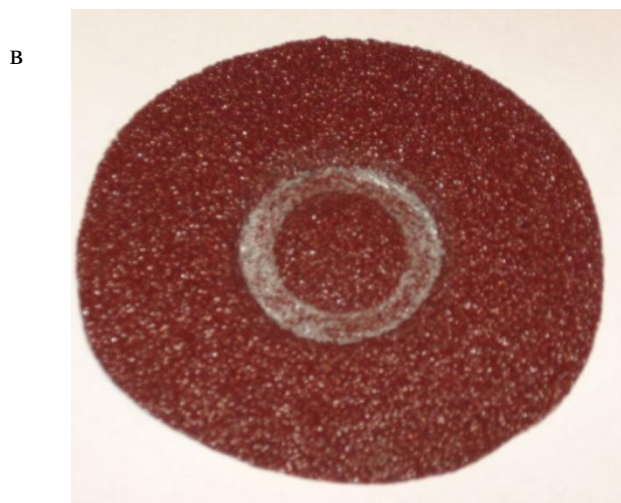


Рисунок 24 - Подготовка контрообразцов: а- ледяная крошка в смеси с абразивом; б - формование смеси; в - абразивная шкурка; г - контрообразцы после заморозки

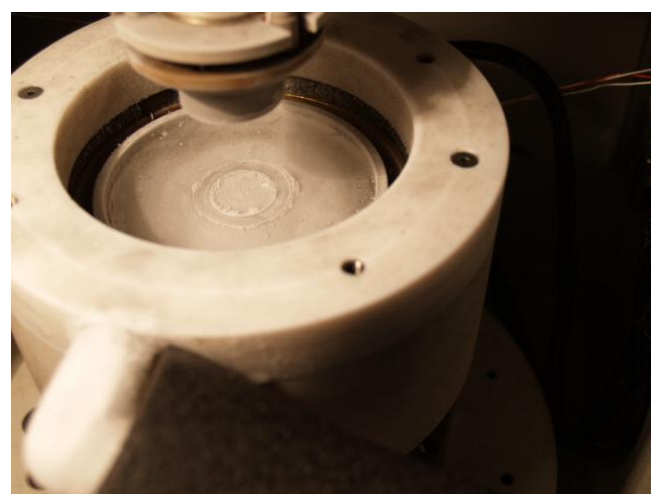
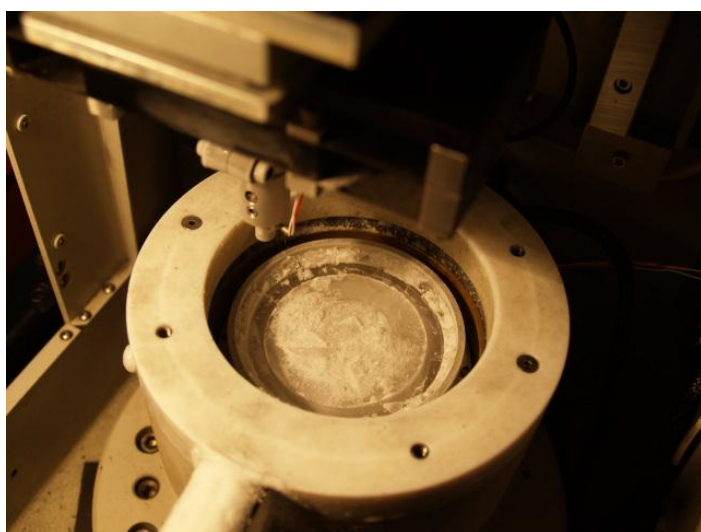
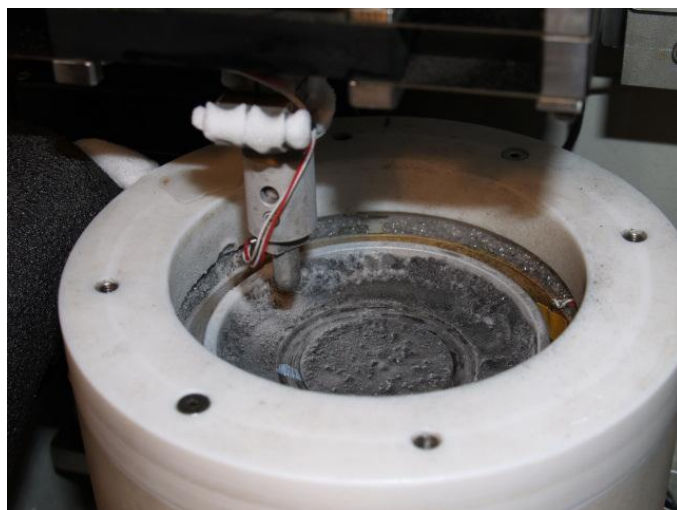


Рисунок 25 - Вид на кольцевые образцы в термокамере после испытаний

Методика проведения эксперимента сводилась к следующему:

1. Предварительно взвешенные ($G_{исх}$) исследуемые образцы (кольцевые или пальчиковые) устанавливались и крепились в своих держателях на трибометре, после чего вводились в рабочую зону камеры. Включался компрессор, и по истечении некоторого времени внутри камеры температура опускалась, до $-18 \div -20$ °С.

2. В это же время готовилась смесь ледяной крошки с абразивом в требуемой концентрации, которая затем формовалась и уплотнялась в металлических ванночках, после чего замораживалась в холодильнике.

3. По достижении в камере температуры $T = -20$ °С, камера вскрывалась, ванночка со льдом устанавливалась и крепилась на планшайбе шпинделя трибо-

метра, образец вновь вводился внутрь камеры (но не до контакта с контрообразцом), которая вновь закрывалась крышкой.

4. По достижении в камере температуры $T \geq -20$ °С, образцы приводились в контакт, нагружались нормальной нагрузкой N до достижения требуемого давления P , после чего включался привод вращения.

5. В процессе эксперимента непрерывно регистрировался коэффициент трения и поддерживалась постоянная объёмная температура в камере.

6. По истечении заданного времени испытания эксперимент останавливался, образец снимался и взвешивался ($G_{\text{кон}}$). Его весовой износ за время эксперимента определялся как $\Delta m = G_{\text{исх}} - G_{\text{кон}}$.

7. Весовая интенсивность изнашивания определялось расчетным путём как $I_m = \Delta m / L$, а линейная интенсивность изнашивания I_h определялась как $I_h = \frac{I_m}{S_{mp} \rho}$,

где $L = Vt$ км – путь трения образца.

Аналогичные сравнительные испытания при трении исследуемого образца о контртело из абразива и стали 45 с последующим изучением структуры и свойств тонкого слоя трущейся стальной поверхности были проведены в институте физики УРО РАН под руководством члена-корреспондента УРО РАН профессора В.В. Сагардзе.

2.3.2 Разработка и применение методики определения электрохимического потенциала при трении стального образца в коррозионной среде

Высокая коррозионная стойкость нержавеющей сталей в большинстве водных растворов электролитов и в атмосфере определяется наличием на поверхности защитной пассивной пленки [104]. Этим нержавеющие стали отличаются от углеродистых и низколегированных сталей, у которых коррозионный процесс

ограничивается только концентрацией окислителя в растворе и скоростью его доставки к поверхности металла [105]. Наличие пассивной пленки также заметно отражается на величине электрохимического потенциала коррозии. Если потенциал коррозии углеродистых и низколегированных сталей в неподвижной морской воде составляет $-0,38 \text{ В} \div -0,44 \text{ В}$ (по нормальному водородному электроду), то для нержавеющей сталей потенциал коррозии лежит в интервале $-0,1 \div +0,1 \text{ В}$ [113-116].

Исходя из выше изложенного, если механическим способом нарушить пассивную пленку, то потенциал зачищенной (ювенильной) поверхности нержавеющей стали будет иметь значение, близкое к потенциалу низколегированной стали или еще более отрицательное. При прекращении механического воздействия потенциал стали за счет быстрого залечивания пассивной пленки возвратится в исходное состояние. Но скорость залечивания будет определяться наличием легирующих элементов и их количеством в стали, которые влияют на защитную способность пассивной пленки и скорость ее восстановления [117]. К таким элементам в первую очередь относятся хром, молибден, азот.

Поэтому в основу разработанной методики был заложен способ измерения скорости изменения электрохимического потенциала за фиксированное время, необходимого для восстановления пассивной пленки на образце из нержавеющей стали после прекращения механической зачистки (продолжительностью в несколько секунд). Основным измеряемым параметром являлся потенциал образца, который фиксировался в момент зачистки и после ее прекращения до достижения значения, близкого к потенциалу стали с восстановленной пленкой.

На рисунке 26 представлена схема установки для измерения характера изменения потенциала в процессе механического трения образца об абразив в 3,5 % растворе хлористого натрия и после его прекращения.

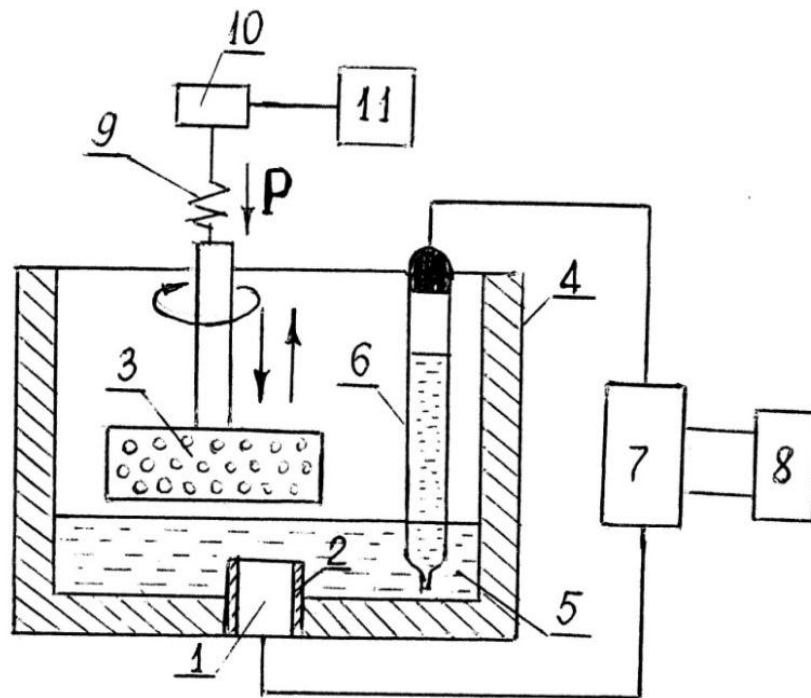


Рисунок 26 – Схема установки по измерению электрохимического потенциала образца при трении в 3,5 % растворе хлористого натрия

Образец испытуемой стали (1) с изолированными от воздействия раствора боковыми поверхностями (2) закрепляется на доньшке ячейки (4). В ячейку заливается 3,5 % раствор NaCl (5) выше уровня торцевой рабочей поверхности образца. В качестве контрэлектрода используется шлифовальный круг (3), который с помощью держателя и специального упругого нагружающего элемента (9) через редуктор (10) соединяется с электродвигателем (11), вращающим абразивный круг. Упругий элемент позволяет опускать круг до контакта с образцом, создавая трение между вращающимся абразивом и поверхностью образца под определенной нагрузкой. С помощью стандартного хлорсеребряного электрода (5), собственный потенциал которого составляет +0,201 В относительно нормального водородного электрода, измерялся потенциал образца в процессе испытаний потенциостатом AUTOLAB (7) и автоматически записывался на самопишущем потенциометре (8).

2.4 Определение механических свойств основного и плакирующего слоев биметалла

При проведении исследований служебных свойств и структурных особенностей разрабатываемой плакированной стали были использованы как существующие традиционные методы, так и оригинальные методики, которые были разработаны в процессе проведения экспериментов.

Так прочностные и пластические характеристики разрабатываемой стали, изучение влияния технологических режимов на формирование структуры и механические свойства основного и плакирующего слоев, определение химического состава двух исходных сталей определялись стандартными методами, традиционно применяемыми при исследовании металлов и сплавов.

В соответствии с ГОСТ 10885 механические свойства двухслойных листов должны соответствовать требованиям стандартов на сталь марок основного слоя. В нашем случае образцы листового проката плакированной стали с основным слоем из стали марки АБ2-2 (10ХНЗМД) по механическим свойствам должны соответствовать требованиям ТУ5.961-11571-2006. Определение механических свойств стали основного слоя по толщине листа проводилось по ГОСТ 28870-90 [120].

2.5 Исследование макро- и микроструктуры

Оценка качества сцепления слоев (определение видимых дефектов типа отслоений, пор, трещин, макровключений) и измерение толщин плакирующего и основного слоев образцов плакированной стали, полученных различными способами, заключалась в визуальном осмотре поперечного сечения. С этой целью были изготовлены макрошлифы, которые отрезались от одного из торцов заготовок

листового проката. Подготовка макрошлифов проводилась в соответствии с ГОСТ 10243-75 «Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры».

Для лучшего рассмотрения слоев биметалла, макрошлифы плакированной стали травились специальными растворами в соответствии с Приложением № 1 к ГОСТ 10243-75 «Рекомендуемые реактивы и режимы травления».

Сначала травлению подвергали плакирующий слой азотсодержащей стали в смеси HCl (3 части) и HNO₃ (1 часть) в течение 15-20 с, затем для выявления основного слоя его травили в 8% водном растворе HNO₃ в течение 15-20 с.

Металлографическое исследование микроструктуры плакированной стали проводили при различном увеличении на световых металлографических микроскопах «Axiovert 40 MAT» и «Axioobserver F1M», оснащенных цифровой видеокамерой и системой ввода изображений, а также на растровых электронных микроскопах Tescan Vega и Quanta 200с системой PEGASUS, которая позволяет получать изображения в различных режимах. Для микроанализа состава сталей использовали рентгеновский энергодисперсионный спектрометр (EDS). Максимально возможное разрешение составляло около 10 нм.

При проведении испытаний в условиях сухого трения определяли фазовый состав поверхностного слоя азотсодержащей стали толщиной около 5 мкм, параметр кристаллической решетки аустенита (по положению центра тяжести линии (311) γ) и физическое уширение линии (111) γ . Плотность дислокаций рассчитывали по формуле: $\rho = \kappa \cdot \beta^2$, где β - физическое уширение линии (111) γ , рад; κ - постоянный коэффициент ($\kappa=2 \cdot 10^{16}$). Электронно-микроскопическое исследование проводили методом тонких фольг на просвет с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200СХ.

Выводы по главе 2

1. Для изготовления двухслойной стали в качестве металла основного слоя выбрана сталь марки АБ2-2 с гарантированным пределом текучести не менее 588 МПа.

2. В качестве металла для плакирующего слоя выбрана коррозионно-стойкая азотсодержащая сталь марки 04Х20Н6Г11М2АФБ, которая по уровню прочности близка к стали основного слоя ($\sigma_{0,2} \geq 650$ МПа).

3. Для определения механических свойств и других служебных характеристик плакированной стали применялись следующие методы и методики испытаний:

В соответствии с требованиями ГОСТ 10885-85 -

- испытания на срез;
- испытания на отрыв;
- испытания на изгиб.

В соответствии с требованиями Российского морского Регистра судоходства -

- определение механических свойств на образцах натурной толщины;
- определение циклической прочности;
- определение коррозионной стойкости стали плакирующего слоя.

4. Для определения сопротивления коррозионно-эрозионному износу предложены:

- методы испытаний на трение при контакте образца со льдом или другим контртелом;
- разработанный метод определения скорости залечивания пассивной пленки на стали при трении образца в воде с помощью измерения электрохимического потенциала поверхности.

5. Прочностные и пластические характеристики разрабатываемой двухслойной стали, изучение влияния способов получения на формирование структуры и механические свойства основного и плакирующего слоев, определение хи-

мического состава исходных сталей определялись стандартными методами, традиционно применяемыми при исследовании металлов и сплавов, с применением современного оборудования.

ГЛАВА 3. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ НОВОЙ ДВУХСЛОЙНОЙ СТАЛИ В ЛАБОРАТОРНЫХ УСЛОВИЯХ. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА СПЛОШНОСТИ БИМЕТАЛЛА

Опыта получения биметалла, состоящего из высокопрочной хладостойкой стали АБ2-2 и высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ не существует.

Поэтому необходимо было опробовать применяющиеся технологические режимы для получения нового биметалла и оценить возможность обеспечения с их помощью высокой прочности сцепления слоев. При этом необходимо было учесть влияние имеющихся различий в горячей пластичности и коэффициентах линейного расширения на качество двухслойной стали, на сохранение механических свойств обеих сталей на уровне требований технических условий на эти стали, отсутствие склонности к межкристаллитной коррозии у коррозионно-стойкой азотсодержащей стали после проведения окончательной термической обработки. Также следовало определить, какие структурные изменения происходят в биметалле при формировании необходимого комплекса свойств.

Исходя из этого, было решено опробовать в лабораторных условиях основные существующие методы получения биметалла, а именно: пакетную прокатку, нанесение наплавленного слоя, сварку взрывом.

Все технологические работы проводились в научно-экспериментальном комплексе ЦНИИ КМ «Прометей», за исключением сварки взрывом, которые были осуществлены на опытном полигоне института.

3.1 Отработка технологии изготовления плакированной стали методом пакетной прокатки

3.1.1 Проведение подготовительных операций

Заготовки для сборки пакетов в виде пластин исходных сталей в состоянии поставки механически обрезали до следующих размеров:

- сталь марки и АБ2-2 имели размеры 40x150x200 мм;
- стали марки 04Х20Н6Г11М24АФБ имели размеры 10x120x170 мм.

Контактирующие поверхности всех заготовок подвергались строжке и абразивной зачистке до шероховатости не ниже Ra12,5. Затем проверялась неплоскостность заготовок, которая не должна превышать 2 мм/пог.метр. Для последующего создания вакуума между слоями различных сталей будущего пакета на пластине плакирующего металла вблизи от края просверливалось сквозное отверстие диаметром 5 мм. Чистота поверхностей обеспечивалась протиркой их салфетками из мягкой ткани, смоченной этиловым спиртом.

Далее на заготовку основного металла укладывалась заготовка плакирующего слоя таким образом, чтобы по всему периметру заготовки основного слоя оставалась одинаковая по ширине открытая полоса для наложения сварного шва, обеспечивающего предварительное соединение пакета перед прокаткой. Затем осуществляли сварку заготовок, необходимых для создания пакета, с присадкой электродов из стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ при силе тока 200 А и напряжении 60 В.

После сварки производилось вакуумирование пакета, для чего он помещался в специальную электронно-лучевую установку (ЭЛУ), где осуществляли откачку воздуха до давления 10^{-4} мм.рт.ст. По достижении требуемого вакуума отверстия заплавляли электронно-лучевой сваркой при силе тока 15-20 мА, не вы-

нимая пакета из ЭЛУ. Всего было подготовлено 3 пакета (рисунок 27), состоящих из пластин стали марки АБ2-2 и 04Х20Н6Г11М2АФБ.



Рисунок 27 – Общий вид заготовок для пакетной прокатки.

Общий вид заготовок для пакетной прокатки показан на рисунке 27.

3.1.2 Технологические операции прокатки пакета

Важнейшей задачей, в достижении высокого качества плакированной стали является обеспечение прочности сцепления между основным и плакирующим слоем на требуемом уровне при действии напряжений отрыва, сдвига или изгиба. При пакетной прокатке большое значение будут иметь температурный режим, при котором ведется прокатка, и степень обжатия пакета при каждом проходе, так как именно эти параметры процесса определяют скорость диффузионного проникновения элементов, входящих в состав сталей, при формировании границы сцепления между слоями.

При пакетной прокатке одна из проблем состоит в том, чтобы правильно подобрать соотношение толщин плакирующего и основного слоев до прокатки $H_{пл}/H_{осн.}$ для обеспечения требуемого соотношения после прокатки $h_{пл}/h_{ос.}$. До момента схватывания слоев между собой каждый слой деформируется независимо друг от друга, а соотношение обжатий подчиняется закономерности [56]:

$$\frac{\Delta h_{\text{пл}}}{\Delta h_{\text{осн}}} = \frac{\sigma_{\text{осн}}^2}{\sigma_{\text{пл}}^2}, \quad (8)$$

где $\sigma_{\text{осн}}$, $\sigma_{\text{пл}}$ - предел текучести металла основного и плакирующего слоев.

Чем меньше различие между пределом текучести сталей основного и плакирующего слоев и чем меньше их величина, тем легче может быть осуществлена прокатка, а высокие пластические характеристики позволят обеспечить равномерный раскат обоих слоев двухслойной стали. Как видно из рисунка 28 [96, 97] при температуре около 1200 °С прочностные характеристики стали 04Х20Н6Г11М2АФБ снижаются до очень низких значений (~10 МПа). Аналогичное снижение предела текучести и временного сопротивления наблюдается при температуре 1200 °С и для стали АБ2-2 [121]. Исходя из этих данных, указанная температура является оптимальной для начала прокатки. Окончание прокатки было решено проводить при температуре 1050 °С с последующей оценкой влияния температуры окончания прокатки на размеры толщин основного и плакирующего слоев.

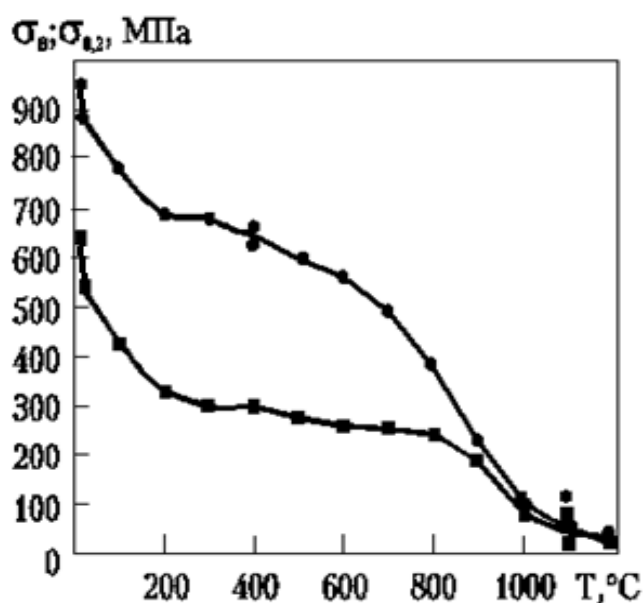


Рисунок 28 – Механические свойства стали 04Х20Н6Г11М2АФБ в зависимости от температуры испытаний

Однако после сварки слоев до конца прокатки оба слоя должны деформироваться более равномерно, поскольку вытяжки их выравниваются. Таким образом,

предварительно невозможно точно рассчитать начальное соотношение толщин листов, чтобы попасть в требуемое соотношение после прокатки.

Поэтому толщины, получаемые в результате прокатки, определялись экспериментально, в зависимости от выбранных температурных и деформационных режимов.

В таблице 5 приведены данные по режимам прокатки пакетов стали АБ2-2+04Х20Н6Г11М2АФБ, а также по полученным толщинам основного и лакирующего слоев.

Таблица 5 - Результаты пакетной прокатки образцов с охлаждением на воздухе: материал основного слоя - АБ-2, материал лакирующего слоя 04Х20Н6Г11М2АФБ, исходные размеры пакета 50×150×200 мм

Температура начала прокатки, °С	Температура окончания прокатки, °С	Число обжатий	Суммарная степень деформации, %	Толщина основного слоя, мм	Толщина лакирующего слоя, мм
1200	1050	8	47	20,0	6,5
1200	1050	10	69	11,0	4,5
1183	1050	10	68	10,8	5,0

Полученные результаты позволяют сделать следующие выводы.

1. Температурный интервал 1050-1200° С обеспечивает возможность получения лакированной стали методом пакетной прокатки.

2. Суммарная степень деформации, позволяющая получить при прокатке пакета толщину лакирующего слоя из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ в 4-5 мм при исходной толщине заготовки в 10 мм, должна быть ~70 %.

3. При вышеуказанных режимах прокатки пакета усредненный коэффициент обжатия (утонения) исходного листа лакирующей азотсодержащей стали составил для 04Х20Н6Г11М2АФБ ~ 2,2, а для исходного листа основного слоя составил для стали АБ2-2 ~ 3,5.

4. Экспериментально показана возможность получения биметалла АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ методом пакетной прокатки.

3.1.3 Термическая обработка прокатанных заготовок

После прокатки полученные образцы плакированной стали охлаждались на воздухе и затем подвергались термической обработке, заключающейся в проведении закалки и отпуска по режимам, которые предусмотрены для стали основного слоя марки АБ2-2 для обеспечения требуемых по ТУ механических свойств. Кроме того, проведение термической обработки будет полезным для снижения напряжений, возникающих на границе между основным и плакирующим слоем при охлаждении после прокатки из-за различий в коэффициентах линейного расширения сталей АБ2-2 и 04Х20Н6Г11М2АФБ (таблица 6 и рисунок 29), которые сохраняется во всем интервале исследованных температур.

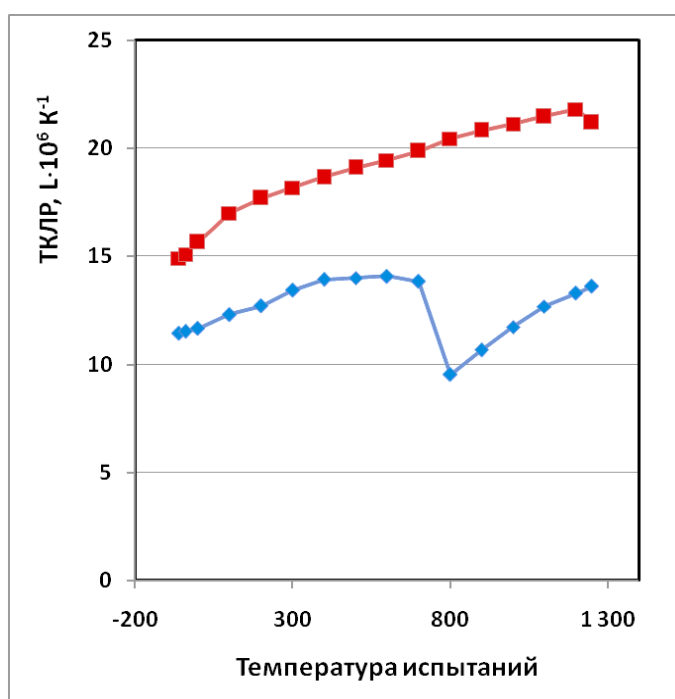


Рисунок 29 – Зависимость коэффициента линейного расширения от температуры для стали 04Х20Н6Г11М2АФБ (верхняя кривая) и стали АБ2-2 (нижняя кривая)

Следует отметить, что аналогичное различие в коэффициентах линейного расширения наблюдается во всем заданном интервале температур между хромоникелевыми аустенитными нержавеющейими и низколегированными сталями с α -структурой. Также необходимо было выяснить влияние термической обработки на возможность возникновения склонности у азотсодержащей коррозионно-стойкой стали 04X20H6Г11M2AФБ к межкристаллитной коррозии.

Таблица 6 – Результаты измерения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР)

Температура, °С	ТКЛР, $L \cdot 10^6 K^{-1}$	
	АБ2-2	04X20H6Г11M2AФБ
0	11,65	15,66
100	12,31	17,00
200	12,71	17,69
300	13,42	18,18
400	13,94	18,66
500	14,00	19,11
600	14,08	19,44
700	13,83	19,87
800	9,54	20,44
900	10,66	20,82
1000	11,73	21,12
1100	12,68	21,47
1200	13,30	21,81
1250	13,62	21,20

Закалка производилась при нагреве до температуры 900 °С, выдержке в печи в течение двух часов с последующим охлаждением в воду. Отпуск осуществ-

ляли при температуре нагрева 630-640 °С с выдержкой в термической печи 4-4,5 часов и охлаждением в воду.

3.2 Получение образцов плакированной стали способом нанесения наплавки

3.2.1 Технологические операции по нанесению наплавки

Получение плакированной стали способом наплавки является достаточно известным способом и в настоящее время значительно усовершенствован и широко распространен как метод электрошлаковой наплавки (ЭШН) [55, 66, 73]. Если не использовать ЭШН, то наплавку можно осуществлять сварочными электродами под слоем флюса или с использованием неплавящегося электрода с присадкой из стали, предназначенной для создания плакирующего слоя в инертной атмосфере. Для получения опытных образцов толстолистового проката плакированной стали методом наплавки были взяты пластины хладостойкой корпусной стали марки АБ-2 размером 40x150x200 мм. Материалом для создания плакирующего слоя служили полосы, нарезанные из коррозионно-стойкой азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ. Размеры полос, которые использовались в качестве присадки при нанесении наплавки, составляли 5x8÷10x750 мм. Наплавка наносилась электродуговой сваркой с применением неплавящегося электрода и присадки из азотсодержащей стали в атмосфере аргона при силе тока 300 А и напряжении 60 В. Наплавление валиков осуществляли в продольном направлении заготовки основного слоя во всю ширину заготовки. Всего таким способом на каждую заготовку наносилось 4 слоя наплавленного металла, что создавало наплавку толщиной 8 мм.

С целью отработки способа нанесения наплавки и его влияния на качество лакирующего слоя на часть заготовок основного слоя было наплавлено также 4 слоя стали 04X20H6Г11M2АФБ, но только первый слой наносился вдоль заготовки, второй поперек, третий снова вдоль и четвертый вновь поперек, т.е. крестообразно. Общий вид наплавленного образца для последующей прокатки представлен на рисунке 30.



Рисунок 30 – Общий вид наплавленного образца для последующей прокатки

3.2.2 Прокатка и термическая обработка наплавленных заготовок

Прокатку полученных наплавленных заготовок производили на лабораторном прокатном стане «600» после предварительного нагрева в термической печи до температуры 1210-1220 °С и выдержке в печи около 2 часов. Максимальная степень обжатия до 30 % была при первом проходе, при следующих проходах она несколько снижалась. Суммарное обжатие составляло ~70 % и достигалось за 4-5 проходов. Результаты прокатки образцов лакированной стали с наплавленным слоем представлены в таблице 7. Из полученных результатов следует:

1. Заготовки с наплавкой из азотсодержащей стали могут быть прокатаны при температуре начала прокатки ~ 1160-1220 °С и температуре конца прокатки ~ 1000-1100 °С.

Таблица 7 – Результаты прокатки заготовок с плакирующим слоем, полученным способом наплавки

Маркировка заготовок	Сталь для основного и наплавленного слоев	Толщина наплавки	Т начала прокатки, °С	Число обжатий	Степень обжатия, %	Т конца прокатки, °С	Охлаждающая среда	Толщина основного слоя, мм	Толщина плакирующего слоя, мм	Примеч.
511	Основной слой-АБ2-2, наплавка-04Х20Н6Г11М2А ФБ	8	1210	5	69	1040	Воздух	11,5	5,0	После 2 и 3 проходов пластину поворачивали на 90°. Все валики наплавливали в одном направлении
512	-//-	8	1220	5	70	1050	Воздух	12,1	4,1	-//-
513	-//-	8	1210	5	70	1060	Воздух	11,2	4,2	-//-
411	-//-	8	1220	5	68	1050	Воздух	10,6	5,2	После 2 и 3 проходов пластину поворачивали на 90°. Все валики наплавливали взаимно перпендикулярно
412	-//-	8	1220	5	70	1040	Воздух	11,2	4,5	-//-
413	-//-	8	1210	5	70	1060	Воздух	10,9	4,5	-//-

2. При одинаковой интенсивности обжима коэффициент обжатия (отношение конечной и начальной толщин) для стали основного слоя составляет: 4,5 и более, а для стали плакирующего слоя: 04X20H6Г11M2АФБ - менее 2,0. Замеры толщин слоев для определения коэффициента обжатия были произведены по макрошлифам, которые отрезали от одного из слоев образца проката. Как показали замеры толщин, сделанные в последующем в других сечениях, расположенных ближе к средней части образца, толщина плакирующего слоя, чаще всего, была ниже (3,0-4,0 мм). Следовательно, коэффициент обжатия плакирующего слоя реально будет несколько выше (до 2,6).

Таким образом, экспериментально установлена возможность изготовления биметалла АБ2-2 + 04X20H6Г11M2АФБ методом наплавки металла плакирующего слоя. Термическая обработка заготовок с наплавкой после прокатки была выполнена по тем же режимам, что и заготовок, полученных методом пакетной прокатки.

3.3 Освоение технологии изготовления плакированной стали сваркой взрывом

3.3.1 Технологические операции при сварке взрывом

Основные преимущества получения плакированных сталей сваркой взрывом заключаются в возможности соединения между собой металлов и сплавов, которые трудно или вообще невозможно соединить другим способом, а также в возможности изготовления готового биметаллического листа без нагрева и последующей прокатки сразу за одну операцию. Однако взрывная технология требует строительства специально оборудованных полигонов и соответственно подготовленного персонала.

Отработку технологии изготовления плакированной стали сваркой взрывом проводили на специальном опытном полигоне ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» в поселке Гаврилово Ленинградской области. Исходные заготовки основного и плакирующего слоя имели размеры 40x350x400 мм и 10x550x550 мм соответственно. Соединяемые сваркой взрывом поверхности заготовок механически обрабатывались машинным шлифованием до полного удаления черновин, окалины и ржавчины в соответствии с требованием ОСТ5.9311-78 «Сварка металлов взрывом».

В качестве взрывного вещества использовалась механическая смесь аммонита 6ЖВ по ГОСТ 21984 и аммиачной селитры по ТУ2143-036-00203789-2003 в соотношении 1:4 по массе. Инициирование зарядов взрывчатого вещества производилось с использованием электродетонаторов мгновенного действия типа ЭДП-ХЭ по ГОСТ 9089.

Схема взрывного плакирования образцов листового проката приведена на рисунке 31.

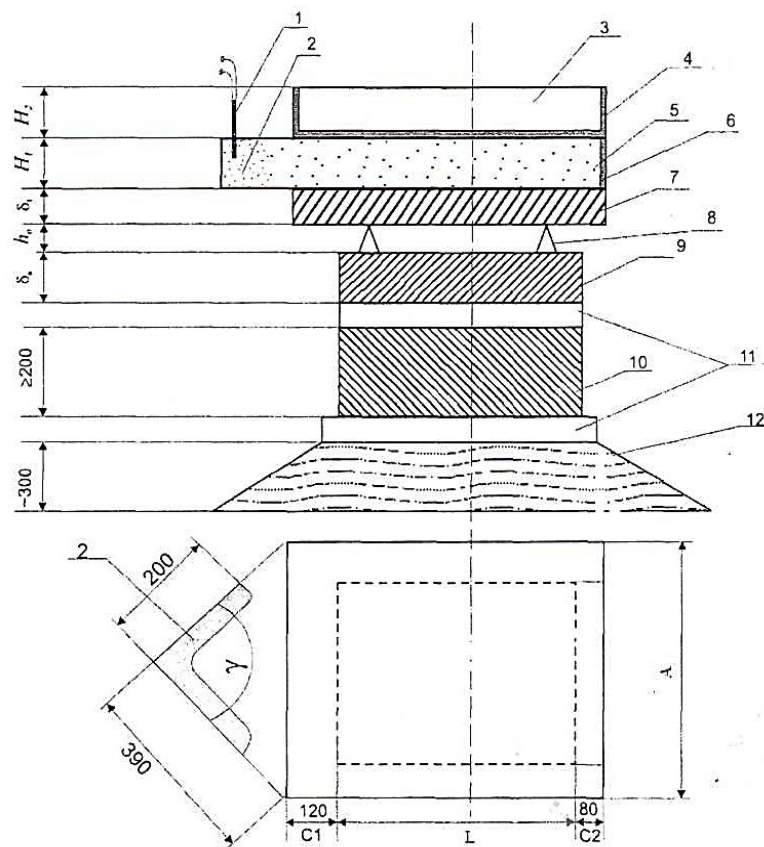


Рисунок 31 – Схема установки свариваемых заготовок и заряда взрывчатого вещества при изготовлении плакированных заготовок

На рисунке 31 представлены:

- 1 - электродетонатор;
- 2 - инициирующий заряд ВВ из чистого аммонита 6ЖВ;
- 3 - забоечный материал (отсев, имеющий плотность $\gamma \sim 1,4 \text{ г/см}^3$);
- 4 - форма (короб) для забоечного материала;
- 5 - основной заряд (смесь 6ЖВ + аммиачная селитра в соотношении 20/80);
- 6 - форма (короб) для основного заряда;
- 7 - плакирующая стальная пластина (марки 04Х20Н6Г11М2АФБ);
- 8 - фиксаторы сварочного зазора;
- 9 - плакируемая стальная заготовка (пластина марки АБ2-2);
- 10 - опорный стальной фундамент;
- 11 - буфер (картон, фанера, доски);
- 12 - подушка из песка или гранитной крошки;

где $\gamma = (90 \pm 5)^\circ$; $H_1 = (100 \pm 2) \text{ мм}$; $H_2 = (98 \pm 2) \text{ мм}$; $h_0 = (10 \pm 0,3) \text{ мм}$; $\delta_0 = 40 \text{ мм}$;
 $\delta_1 = 8 \text{ мм}$.

3.3.2 Прокатка и термическая обработка заготовок плакированной стали после сварки взрывом

В практических целях при серийной поставке плакированной стали, целесообразно использовать, как промежуточную технологическую операцию сварку взрывом, подвергая слябы или подкат основного металла и листовую заготовку плакирующей стали, с последующей прокаткой на листы требуемых размеров.

Для опробования такой комбинированной технологии в лабораторных условиях часть опытных образцов листового проката, полученных сваркой взрывом, подвергали прокатке по режимам (таблица 8), которые были разработаны для методов пакетной прокатки и наплавки.

Таблица 8 – Параметры основных технологических процессов прокатки заготовок плакированной стали

АБ2-2+04Х20Н6Г11М2АФБ после сварки взрывом.

Маркировка заготовок	Исходная толщина, мм		Начало прокатки, °С	Число обжатий	Конец прокатки, °С	Степень деформации, %	Толщина слоя после прокатки, мм	
	Основной слой	Плакирующий слой					Основной слой	Плакирующий слой
В21	40	8,0	1220	5	1050	69	12,1	3,3
В22	40	8,0	1220	7	1050	72	11,8	3,2
В23	40	8,0	1210	7	1050	72	11,6	3,6
В24	40	8,0	1220	5	1050	69	12,0	3,3

Параметры основных технологических процессов прокатки плакированной стали приведены в таблице 8. С целью выбора оптимальных режимов прокатки степень деформации $\sim 70\%$ достигалась за различное число обжатий (от 5 до 7), а также в некоторых случаях после прокатки образцы охлаждали на воздухе, а не в воде.

Из полученных данных следует, что с помощью сварки взрывом с последующей прокаткой можно получать биметаллические листовые заготовки плакированной стали АБ2-2+04Х20Н6Г11М2АФБ.

3.4 Оценка качества образцов биметалла, полученного различными способами

3.4.1 Определение толщины слоев плакированной стали

Первоначальная оценка качества образцов плакированной стали, полученных различными способами, заключалась в визуальном осмотре поперечного сечения макрошлифов, которые вырезались от одного из торцов заготовок листового проката.

Подготовка макрошлифов проводилась в соответствии с ГОСТ 10243-75 «Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры», так как исходными материалами для основного и плакирующего слоев служили заготовки листового проката хладостойких сталей типа АБ и азотосодержащих сталей промышленного производства, их качество по содержанию неметаллических включений, других вредных примесей и дефектов было заранее известно и не служило в данном случае предметом изучения.

Целью изготовления микрошлифов служило проведение визуальной оценки качества сцепления слоев (определение видимых дефектов типа отслоений, пор, трещин, макровключений) и измерение толщин плакирующего и основного слоев.

Для лучшего рассмотрения слоев биметалла, макрошлифы плакированной стали травились специальными растворами в соответствии с Приложением № 1 к ГОСТ 10243-75 «Рекомендуемые реактивы и режимы травления».

Сначала травлению подвергали плакирующий слой азотсодержащей стали в смеси HCl (3 части) и HNO₃(1 часть) в течение 15-20 с, затем для выявления основного слоя его травили в 8 % водном растворе HNO₃ в течение 15-20 с.

Общий вид в сечении образцов плакированной стали, полученных при помощи пакетной прокатки, наплавки с последующей прокаткой и сварки взрывом показаны на рисунке 32. Визуально дефектных участков в зоне сцепления слоев выявлено не было, поэтому для более точной оценки качества плакированной стали был также использован ультразвуковой контроль всей площади получаемых образцов.

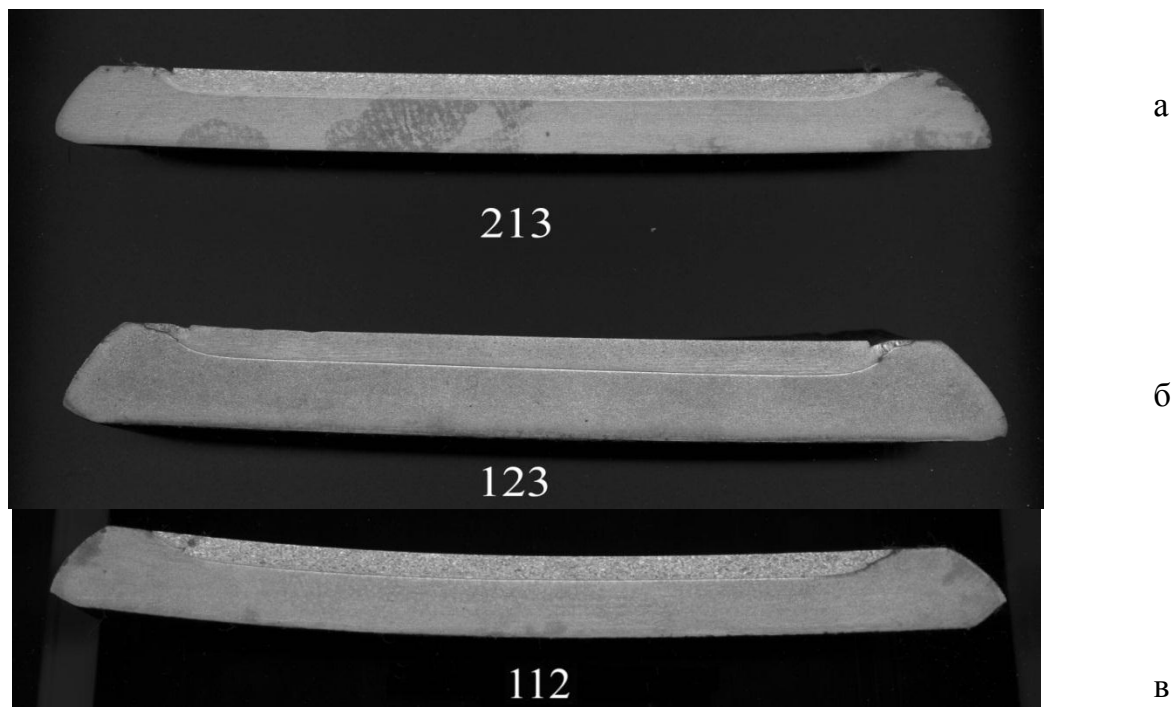


Рисунок 32 – Общий вид в сечении образцов плакированной стали, полученных при помощи: а- пакетной прокатки; б - наплавки с последующей прокаткой; в - сварки взрывом с последующей прокаткой

Результаты измерения толщины плакирующего и основного слоев на макрошлифах приведены в таблице 9.

Таблица 9 – Результаты измерений толщины основного и плакирующего слоев двухслойной стали, полученной различными способами

Способ плакирования	Толщина, мм	
	Плакирующий слой	Основной слой
Пакетная прокатка	4,5 – 5,0	10,8 - 11,0
Нанесение наплавки с последующей прокаткой	4,1 – 5,2	10,6 – 12,1
Сварка взрывом	8,0	40,0
Сварка взрывом с последующей прокаткой	3,2 – 3,6	11,6 – 12,1

3.4.2 Ультразвуковой контроль сплошности биметалла

Ультразвуковой контроль образцов листового проката плакированных сталей проводили с использованием ультразвукового дефектоскопа УДЗ-103 «Пеленг».

Объем контроля – 100 %.

При нанесении плакировки методом наплавки до осуществления горячей прокатки на заготовке 123 наблюдалось прохождение эхо-сигнала между валиками наплавленного металла по всей длине заготовки, что характеризовалось как несплошность. В остальных образцах дефектов (несплошностей) в зоне сцепления слоев обнаружено не было. Исключение составил образец В111 (сварка взрывом без прокатки), в котором дефектный участок занимал площадь ~ 65x70 мм. После проведения прокатки дефектных участков обнаружено не было.

Таким образом, можно констатировать, что сплошность границы сцепления при всех способах получения плакированной стали вполне удовлетворительная, что подтвердили результаты ультразвукового контроля.

Выводы по главе 3

1. На металлургическом оборудовании научно-экспериментального комплекса ЦНИИ КМ «Прометей» изготовлены опытные образцы двухслойной плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ с применением различных способов соединения основного и плакирующего слоев, а именно:

- способ пакетной прокатки;
- способ нанесения наплавки с последующей прокаткой;
- способ сварки взрывом с последующей прокаткой.

2. После осуществления технологической операции прокатки необходимо проведение термической обработки двухслойной стали для обеспечения необходимых механических свойств стали основного слоя, которая включает проведение закалки от температуры 900 °С с охлаждением в воду и последующего отпуска при температуре 630-640 °С.

3. Осуществлена предварительная оценка качества сцепления слоев с помощью макрошлифов и ультразвукового контроля сплошности стали. Результаты контроля показали отсутствие дефектов на границе соединения основного и плакирующего слоев.

ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НОВОЙ ПЛАКИРОВАННОЙ СТАЛИ

4.1 Определение прочности сцепления слоев

4.1.1 Испытания на отрыв и исследование характера разрушения образцов двухслойной стали в зависимости от технологии нанесения лакирующего слоя

Прочность сцепления слоев является одной из важнейших характеристик качества биметалла. В соответствии с требованиями ГОСТ 10885-85 предусмотрено проведение испытаний специальных стандартных образцов на отрыв, сдвиг и загиб.

Испытания на отрыв листовых лакированных сталей представляет собой способ определения прочности сцепления слоев.

Полученные результаты испытаний на отрыв лакированных сталей, изготовленных способом взрыва, с последующей прокаткой, пакетной прокатки, наплавки с последующей прокаткой представлены в таблице 10. Установлено, что независимо от способа изготовления образцов лакированной стали напряжение сопротивлению отрыва, приводящее к разрушению, практически соответствует пределу прочности стали наиболее прочного слоя. Следует отметить, что максимальные значения напряжения отрыва получается при сварке взрывом, причем последующая прокатка также повышает величину напряжения отрыва. Более низкие значения сопротивления отрыву были получены только для образцов, изготовленных методом наплавки с взаимно-перпендикулярным расположением слоев валиков в наплавке.

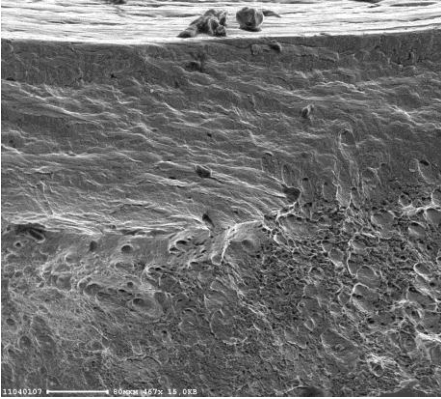
Таблица 10 – Результаты испытаний на отрыв

Способ получения плакированной стали	маркировка образцов	Напряжение отрыва ($\sigma_{отр}$), МПа	
		Значение $\sigma_{отр}$ для каждого образца	Среднее значение
Сварка взрывом	B21.1	839,0	854,5
	B21.2	855,4	
	B21.3	869,2	
Сварка взрывом с последующей прокаткой	1	928,0	972,6
	2	997,2	
	3	975,8	
	4	989,3	
Пакетная прокатка	П1.1	745,7	762,1
	П1.2	790,1	
	П1.3	750,5	
Плакирование способом наплавки(продольное направление валиков) с последующей прокаткой	H3.1	786,4	782,5
	H3.2	798,1	
	H3.3	763,1	
Плакирование способом наплавки(крестообразное направление валиков) с последующей прокаткой	H5.1	589,8	599,1
	H5.2	592,0	
	H5.3	615,6	

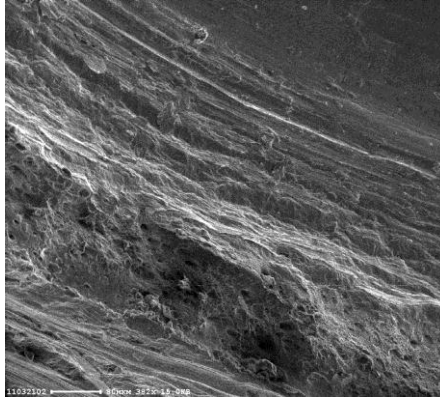
На рисунке 33 приведены фотографии типичных участков поверхности разрушения образцов плакированной стали, изготовленных по различным технологическим схемам. Изломы образцов, изготовленных с применением технологии наплавки и пакетной прокатки, образованы протяженными участками вязкого чашечного разрушения, расположенными по всей окружности образца, ограниченными поверхностями вязкого среза. Поверхность изломов образцов, изготовленных с применением технологии сварки взрывом, кроме участков вязкого чашечного разрушения и вязкого среза содержит участки разрушения округлой и волнообразной формы в виде отрывов по сложному профилю линии сплавления, занимающие около 25 % исследованной площади. Участки вязкого чашечного разрушения на поверхности изломов образцов, изготовленных с применением технологии сварки взрывом, имеют меньшую энергоёмкость, чем участки вязкого чашечного разрушения в изломах образцов от листов, изготовленных с применением технологии наплавки и пакетной прокатки, о чём свидетельствуют малый диа-

метр чашек и невысокие утяжки по их границам. Такое строение излома может свидетельствовать о наличии в слое, прилегающем к линии сплавления, деформации, накопленной в процессе динамического нагружения при сварке взрывом.

Наплавка



Пакетная прокатка



Сварка взрывом

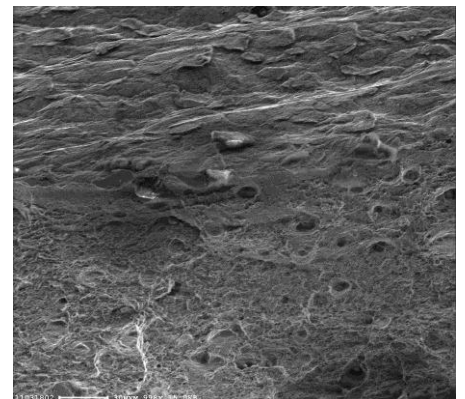
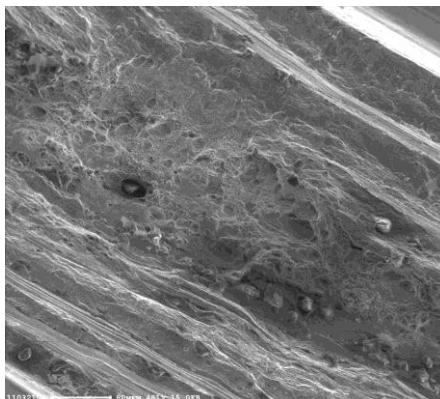
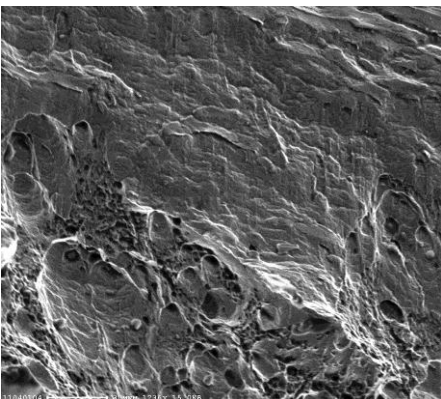
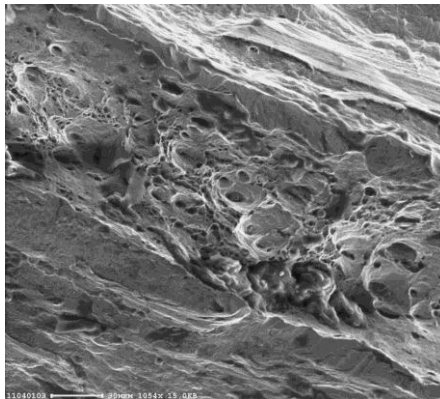
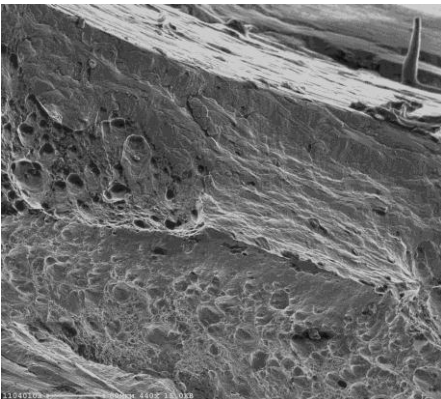
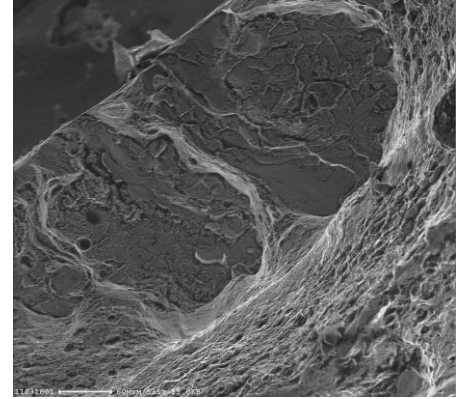
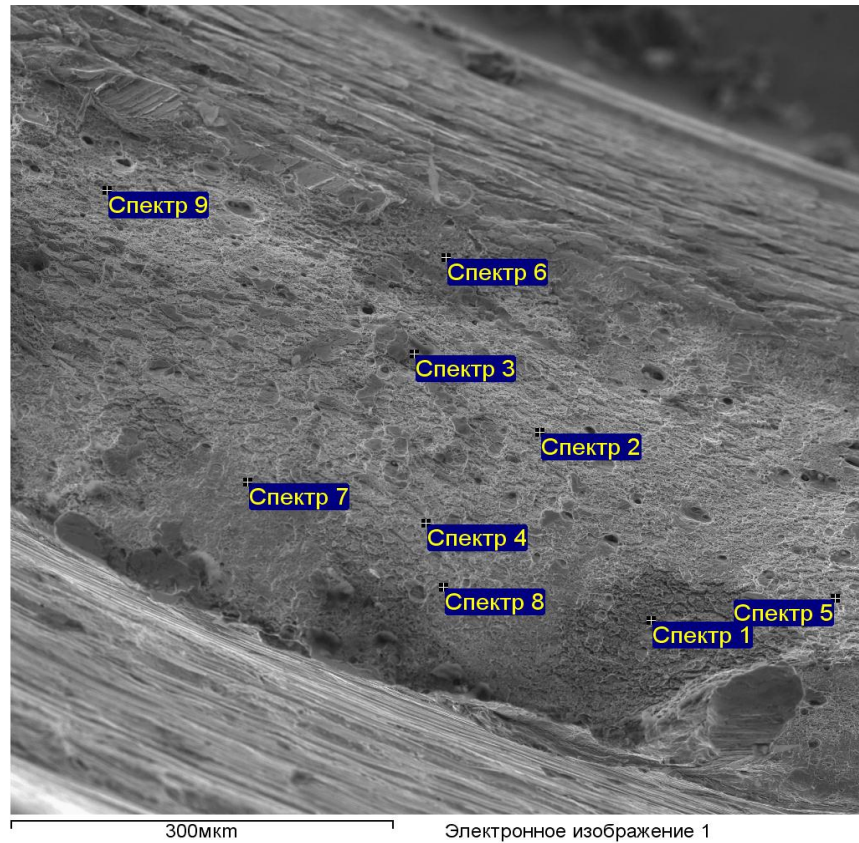


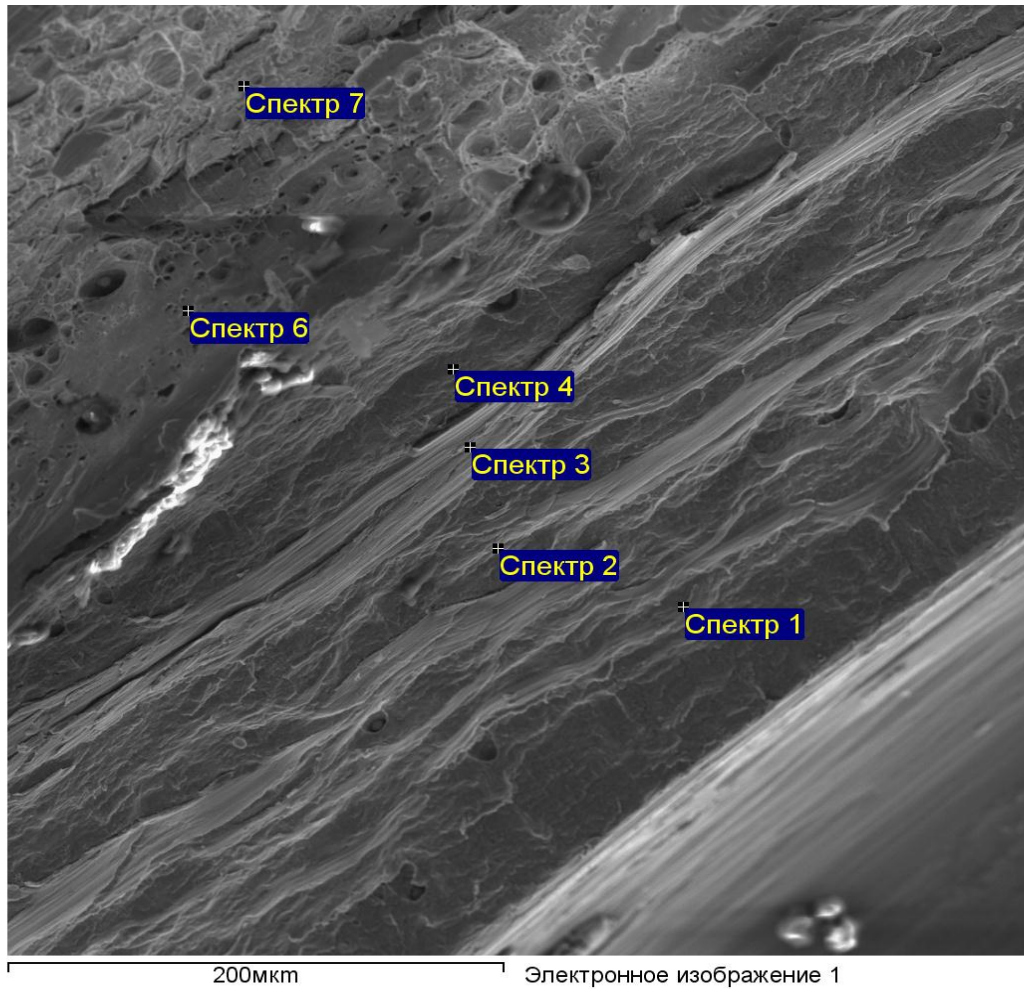
Рисунок 33 – Характерные участки поверхности разрушения образцов плакированной стали, изготовленных по различным технологическим схемам

На рисунках 34-37 приведены результаты спектрального анализа изломов.



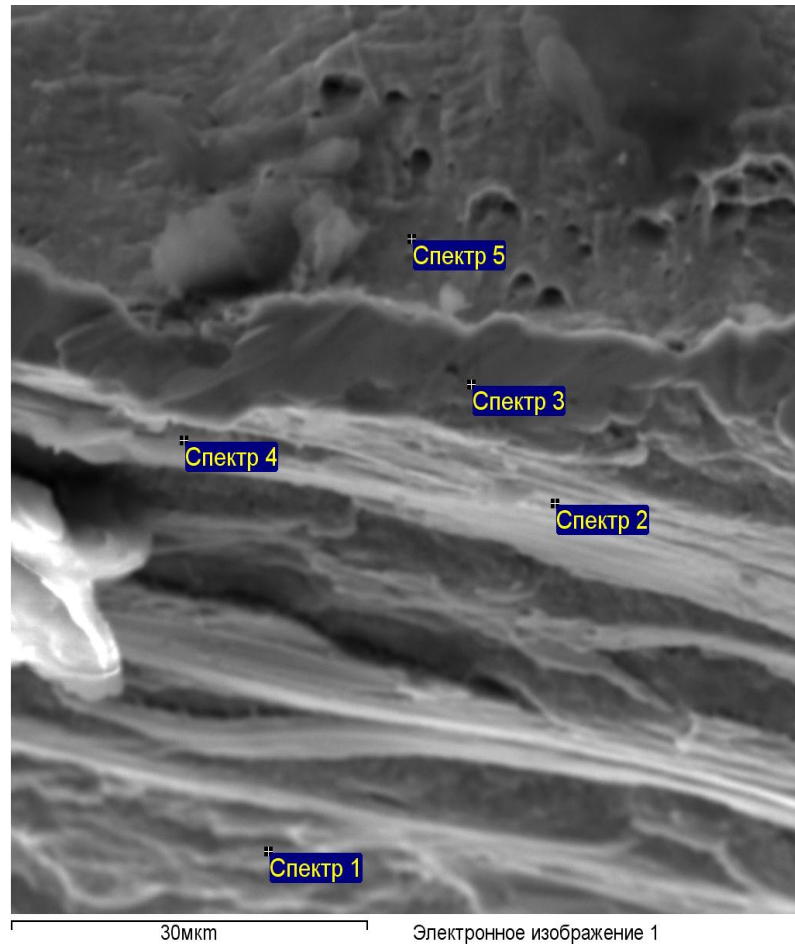
Номер спектра	Содержание элемента в спектре, % масс.					
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
1	0,44	1,26	0,77	94,11	2,70	0,73
2	0,34	1,12	0,94	95,08	2,28	0,23
3	0,26	1,47	0,32	94,51	2,61	0,83
4	0,42	0,79	0,90	94,86	2,35	0,68
5	0,20	1,34	0,78	93,90	2,92	0,87
6	0,39	1,06	1,19	94,05	2,90	0,41
7	0,50	1,14	0,70	95,22	2,22	0,22
8	0,34	1,26	0,97	94,07	3,06	0,30
9	0,37	1,13	0,83	93,90	2,68	1,10

Рисунок 34 – Результаты спектрального анализа поверхности разрушения образца двухслойной стали, полученной способом наплавки



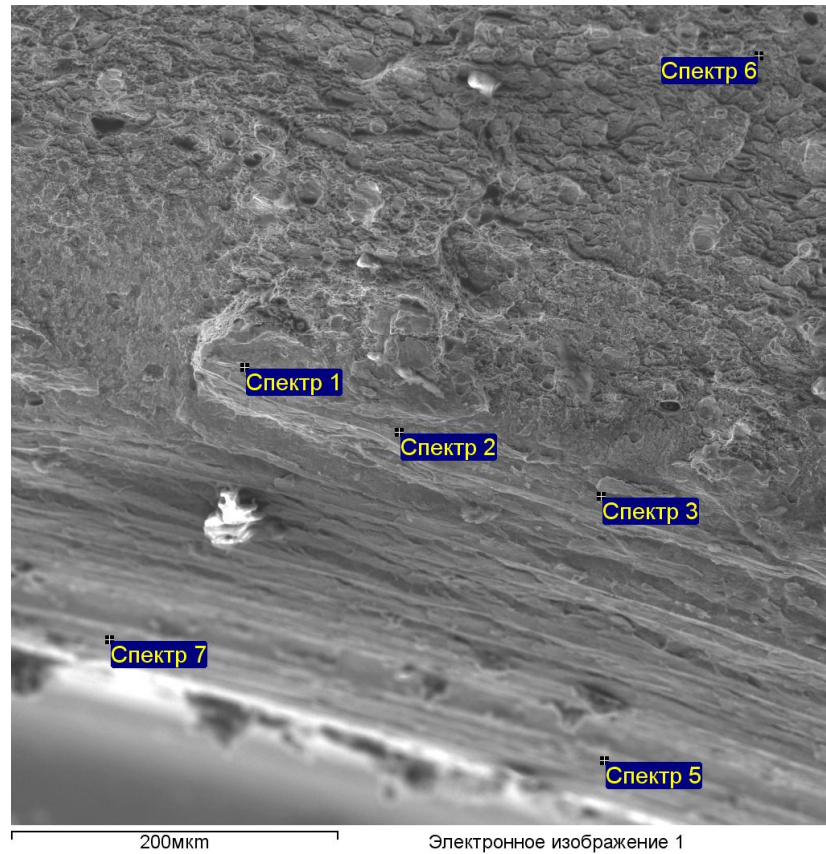
Номер спектра	Содержание элемента в спектре, % масс.					
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	1,26	20,41	9,93	51,93	4,83	1,65
2	1,39	20,57	12,70	58,95	5,17	1,23
3	0,72	21,21	9,35	59,39	5,78	0,55
4	0,23	22,38	8,33	47,32	8,89	3,30
6	0,52	1,26	0,73	93,91	2,90	-
7	0,11	1,33	1,02	94,86	2,89	-

Рисунок 35 – Результаты спектрального анализа поверхности разрушения образца двухслойной стали, полученной способом пакетной прокатки



Номер спектра	Содержание элемента в спектре, % масс.						
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo
1	0,95	22,23	9,97	59,04	6,29	-	1,52
2	0,47	8,40	4,28	83,91	2,48	-	0,46
3	0,22	1,13	0,97	94,44	2,55	0,70	-
4	0,27	6,38	3,60	87,23	1,72	-	0,79
5	0,62	1,12	0,79	93,67	2,90	0,90	-

Рисунок 36 – Результаты спектрального анализа поверхности разрушения образца двухслойной стали, полученной способом пакетной прокатки (линия сплавления)



Номер спектра	Содержание элемента в спектре, % масс.						
	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo
1	0,07	4,96	2,23	90,71	1,93	0,10	-
2	0,15	3,50	2,33	92,54	0,97	-	0,50
3	0,12	1,50	0,75	94,97	2,11	0,55	-
5	1,09	21,05	10,03	59,71	6,55	-	1,57
6	0,02	2,10	0,98	96,61	0,30	-	-
7	0,75	20,33	10,40	61,16	5,50	-	1,87

Рисунок 37 – Результаты спектрального анализа поверхности разрушения образца двухслойной стали, полученной сваркой взрывом (излом по металлу основного и плакирующего слоев)

Распределение легирующих элементов по поверхности разрушения образцов плакированной стали, изготовленных с помощью наплавки, показывает, что разрушение образца проходит преимущественно по зоне основного слоя плакированной стали, примыкающей к линии сплавления, затрагивая лишь незначительные участки линии сплавления, разрушение по которым проходит также вязко, спектр 2 на рисунке 36. Разрушение образцов, изготовленных пакетной прокаткой, проходит как по металлу основного слоя, формируя вязкий чашечный излом,

так и по металлу плакирующего слоя, образуя вязкий срез (рисунок 35). Выходы актов разрушения на линию сплавления редки и незначительны, им соответствуют спектры 2 и 4 на рисунке 36, что указывает на прочность соединения слоёв по линии сплавления.

Образцы, изготовленные сваркой взрывом, разрушаются вязко по металлу основного слоя. При этом формируется чашечный излом с ограниченной вязкостью, а отдельные участки разрушения по аустениту плакирующего слоя, образуют вязкий срез (рисунок 37).

Суммируя результаты исследований характера разрушения образцов плакированной стали, изготовленной по различным технологиям, можно заключить следующее:

- прочность на отрыв и характер разрушения образцов зависит от технологии изготовления двухслойной стали, наибольшей прочностью на отрыв обладают соединения полученные методом сварки взрывом;

- разрушение образцов плакированной стали, изготовленных способом нанесения наплавки, проходит преимущественно по металлу основного слоя;

- разрушение образцов, изготовленных способом пакетной прокатки, проходит и по металлу основного слоя, и по аустениту плакирующего слоя. Участки разрушения по линии сплавления незначительны;

- в изломах образцов, изготовленных сваркой взрывом, кроме участков чашечного разрушения с ограниченной вязкостью по металлу основного слоя и вязкого среза в плакирующем слое содержатся участки отрывов по профилю линии сплавления волнообразной формы.

4.1.2 Испытания на срез

Испытание на срез образцов листового проката плакированных сталей представляет собой способ определения прочности сцепления слоев при механи-

ческих испытаниях плоских образцов с выступом стандартного размера, вырезанных из заготовки больших размеров таким образом, чтобы плоский участок сцепления слоев стандартной калиброванной площади попадал в область действия срезающих усилий.

Из представленных в таблице 11 данных следует, что все образцы плакированной стали, независимо от способа плакирования, обеспечивают высокое сопротивление разрушению при воздействии касательных напряжений сдвига. При этом образцы плакированной стали, полученные сваркой взрывом с последующей прокаткой, характеризуются наивысшим уровнем напряжения среза.

Следует отметить, что минимальное значение напряжения сопротивления среза, предусмотренное для применяемых сейчас в судостроении двухслойных сталей, составляет 355 МПа, а по ГОСТ 10885-85 – 147 МПа. Полученные в данной работе значения напряжений среза находятся в интервале

Таблица 11 – Результаты испытаний на срез

Способ получения плакированной стали	маркировка образцов	Напряжение среза ($\sigma_{ср}$), МПа		
		Значение $\sigma_{ср}$ для каждого образца		Среднее значение
Сварка взрывом	B21.1	524,3	556,1	502,6
	B21.2 B21.3	427,4		
Сварка взрывом с последующей прокаткой	41	637,9	615,3	626,6
	42	626,6		
	43			
Пакетная прокатка	П1.1	566,7	582,2	572,6
	П1.2	569,0		
	П1.3			
Плакирование способом наплавки (продольное направление валиков) с последующей прокаткой	H3.1	518,0	526,2	522,4
	H3.2	523,1		
	H3.3			
Плакирование способом наплавки (крестообразное направление валиков) с последующей прокаткой	H4.1	498,0	495,4	490,6
	H4.2	490,4		
	H4.3			

490-700 МПа, что существенно выше установленных для существующих двухслойных сталей минимально допустимых напряжений.

4.1.3 Испытания на изгиб

Испытания на трехточечный статический изгиб (загиб) образцов листового проката плакированных сталей проводились на специальных образцах, вырезанных из заготовки больших размеров таким образом, чтобы один из слоев, участвующих в соединении, располагался на растягиваемой при изгибе поверхности, как это предусмотрено ГОСТ 10885-85.

Результаты испытаний представлены в таблице 12.

Таблица 12 – Результаты испытаний на изгиб

Способ получения плакированной стали	Расположение плакирующего слоя при изгибе		
	Плакировка снаружи	Плакировка внутри	плакировка сбоку
Пакетная прокатка	180° без дефектов	180° без дефектов	180° без дефектов
Плакирование способом наплавки(продольное направление валиков) с последующей прокаткой	180° без дефектов	180° без дефектов	180° без дефектов
Плакирование способом наплавки(крестообразное направление валиков) с последующей прокаткой	180° без дефектов	180° без дефектов	-
Сварка взрывом	180° без дефектов	120° без дефектов	120° трещина в зоне сцепления слоев
Сварка взрывом с последующей прокаткой	180° без дефектов	180° без дефектов	180° без дефектов

У образцов, изготовленных пакетной прокаткой, после испытаний на статический изгиб дефектов обнаружено не было.

Образцы, изготовленные методом наплавки с последующей прокаткой, после испытаний на статический изгиб также не имели дефектов в зоне сцепления слоев. При загибе образцов, изготовленных методом сварки взрывом, на угол более 120°, на образцах отмечалось образование трещин в зоне сцепления слоев (ри-

сунок 38, а). На прокатанных после сварки взрывом образцах плакированной стали никаких дефектов после загиба не наблюдалось (рисунок 38, б).



а



б

Рисунок 38 – Образцы после испытаний на загиб: а - сварка взрывом;
б - сварка взрывом + прокатка

Таким образом, по данным испытаний на статический изгиб, были получены результаты, которые показали, что для плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ, изготовленной различными способами, может быть достигнуто надежное сцепление между слоями.

4.2 Механические свойства стали основного слоя и коррозионная стойкость стали плакирующего слоя

4.2.1 Механические свойства стали основного слоя

В соответствии с ГОСТ 10885 механические свойства двухслойных листов должны соответствовать требованиям стандартов на сталь марок основного слоя. В нашем случае образцы листового проката плакированной стали с основным слоем из стали марки АБ2-2 (10ХН3МД) по механическим свойствам должны соответствовать требованиям ТУ5.961-11571-2006. Испытание металла основного

слоя на растяжение проводили по ГОСТ 1497 на цилиндрических образцах, вырезанных поперек направления проката. Ударную вязкость определяли при испытании призматических образцов с острым надрезом при нормальной и пониженной температуре (-60 °С) в соответствии с ГОСТ 9454.

Все результаты испытаний по определению механических свойств стали основного слоя сведены в таблице 13, где для сравнения также приведены требования технических условий к механическим характеристикам для стали марки АБ2-2

Из представленных данных можно сделать заключение, что все разработанные технологии получения двухслойных плакированных сталей (пакетная прокатка, нанесение наплавка с последующей прокаткой, сварка

Таблица 13 – Механические свойства металла основного слоя

Способ получения плакированной стали	Механические свойства					
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KV^{+20} , Дж	KV^{-60} , Дж
Требования ТУ 5.961-11571	588-686 ⁺³⁰	≥ 637	≥ 18	≥ 55	-	78 ⁻⁴⁰
Пакетная прокатка	674,5 675,0	710,4 709,7	26,3 23,3	77,0 76,6	230,6 241,3 234,2	209,3 219,5 205,3 224,6
Нанесение наплавки с последующей прокаткой	672,2 675,0	715,3 721,2	24,5 24,0	76,6 76,3	229,3 228,5	204,3 213,5
Сварка взрывом с последующей прокаткой	708,2 706,1	756,5 758,2	21,0 21,5	74,8 73,7	267,7 263,3 242,2	210,7 157,1 278,6

взрывом с последующей прокаткой) полностью сохраняют механические свойства сталей основного слоя, которые предусмотрены для них технической документацией.

4.2.2 Коррозионная стойкость стали плакирующего слоя

Для определения склонности стали плакирующего слоя к межкристаллитной коррозии (МКК) были изготовлены плоские образцы размером 90x25x3 мм из образцов листового проката, полученных сваркой взрывом, пакетной прокаткой и методом наплавки. Испытание на склонность азотсодержащих коррозионно-стойких сталей на МКК проводили по методу «А» ГОСТ 6032-2003. Так как исследуемая сталь содержит от 10 до 12 % марганца, то в соответствии с рекомендациями ГОСТ 6032-2003 время испытаний было установлено продолжительностью 15 часов.

Дополнительно испытывали на склонность к МКК образцы стали плакированного слоя, прошедших дополнительную термическую обработку (нагрев до 700° С или до 800° С, выдержка в печи 1 час, охлаждение на воздухе), для определения возможного обеднения аустенита хромом за счет выпадения карбонитридов и нитридов хрома.

Результаты испытаний на МКК приведены в таблице 14.

Полученные данные показали, что как при сварке взрывом, так и при пакетной прокатке азотсодержащие стали плакирующего слоя не проявляют склонности к межкристаллитной коррозии, в том числе и после дополнительных нагревов до 700 ° и 800 °С. Образцы наплавленного и прокатанного плакирующего слоя обнаружили заметную склонность к МКК в виде многочисленных характерных трещин со стороны, находившейся на расстоянии менее 1 мм от границы сплавления с основным металлом (рисунок 39). При загибе образца на 90° (тест на появление трещин) с противоположной стороны, что соответствует удалению от зоны сплавления на расстояние более 3 мм, склонность к МКК исчезает. Такое поведение наплавленного металла связано с перераспределением хрома и углерода в сторону от больших к меньшим концентрациям, за счет их диффузии между слоями при нанесении наплавленного слоя.

Таблица 14 – Результаты испытаний на МКК

Метод плакирования	Сталь плакирующего слоя	Дополнительная термообработка	Результат испытаний
Сварка взрывом	04X20H6Г11M2АФБ	Без дополнительной термообработки	Нет склонности к МКК
		700 °С, 1 час, охлаждение на воздухе	Нет склонности к МКК
		800 °С, 1 час, охлаждение на воздухе	Нет склонности к МКК
Пакетная прокатка	04X20H6Г11M2АФБ	700 °С, 1 час, охлаждение на воздухе	Нет склонности к МКК
		800 °С, 1 час, охлаждение на воздухе	Нет склонности к МКК
Наплавка электродом	04X20H6Г11M2АФБ	Без дополнительной термообработки	Есть склонность к МКК на поверхности образца, прилегающей к границе сцепления слоев

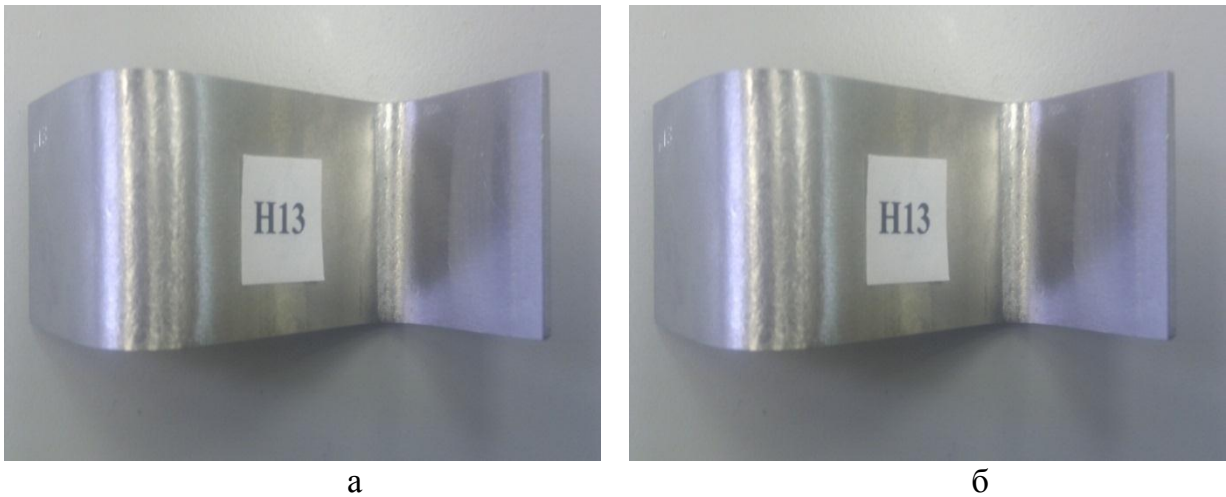


Рисунок 39 – Образец плакирующего слоя из стали 04X20H6Г11M2АФБ (метод наплавки) после испытаний на МКК: а - поверхность, прилегающая к зоне сцепления слоев; б – 3 мм от зоны сцепления слоев

Нержавеющие стали, предназначенные для эксплуатации в морской воде, должны обладать высоким сопротивлением не только к общей, но и к питтинговой коррозии. Поэтому из плакирующего слоя двухслойной стали АБ2-2 + 04X20H6Г11M2АФБ были изготовлены образцы для проведения испытаний на питтинговую коррозию в соответствии с ГОСТ 9.912. Для сравнения аналогичные испытания одновременно проводили на образцах стали 08X18H10Т. На рисунке 40 показан внешний вид образцов после испытаний химическим методом, а на рисунке 41 - поляризационные кривые для сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 08X18H10Т. Полученные результаты сравнительных испытаний сведены в таблице 15.



08X18H10T

04X20H6Г11М2АФБ

Рисунок 40 – Вид образцов после испытаний на питтинговую коррозию в растворе хлорного железа по ГОСТ 9.912 [114]

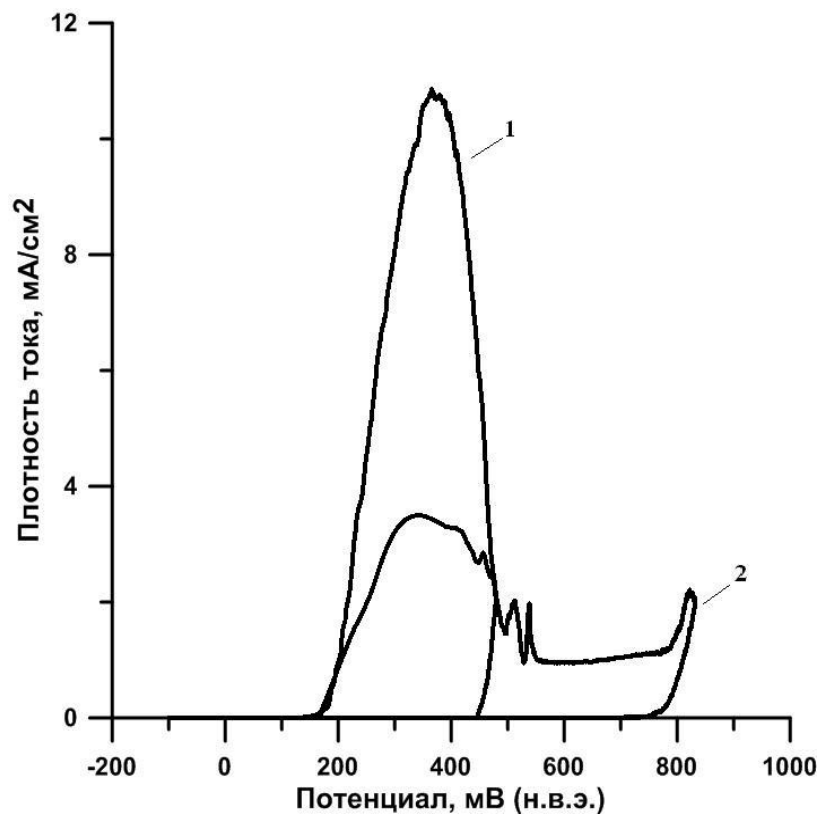


Рисунок 41 – Поляризационные кривые сталей 08X18H10T(1) и 04X20H6Г11М2АФБ в 3,5 %-ном растворе хлористого натрия (прямой и обратный ход)

Таблица 15 – Сравнительные данные по коррозионной стойкости нержавеющей сталей 04X20H6Г11М2АФБ и 08X18Н10Т

Показатели коррозионной стойкости	Марка стали	
	04X20H6Г11М2АФБ	08X18Н10Т
Скорость общей коррозии, мм /год	<0,003	0,003-0,005
Эквивалент питтингостойкости, PRE ($PRE = [\%Cr] + 3,3[\%Mo] + 16[\%N]$)	≥ 33	18
Потенциал питтингообразования, мВ(н.в.э.)*	+770	+440
Потенциал репассивации, мВ (н.в.э.)*	+50-70	+160-200
Скорость питтинговой коррозии (в 6 %FeCl ₃ по ГОСТ 9.912), г/м ² ·час	4,13	13,9
Склонность к межкристаллитной коррозии	отсутствует	возможна

* н.в.э. – нормальный водородный электрод.

Полученные результаты свидетельствуют о преимуществе аустенитной стали перед сталью 08X18Н10Т по сопротивлению различным видам коррозии.

4.3 Исследование структуры, состава и свойств зоны сцепления слоев плакированной стали

4.3.1 Исследование микроструктуры, твердости и распределения легирующих элементов

Металлографическое исследование микроструктуры плакированной стали проводили при различном увеличении на световом инвертированном металлографическом микроскопе «Axiovert 40 MAT» (Zeiss).

На рисунках 42-45 показаны микроструктуры границы сцепления и прилегающих слоев плакирующего и основного металла для двухслойной стали, полученной различными способами. Независимо от способа плакирования основной

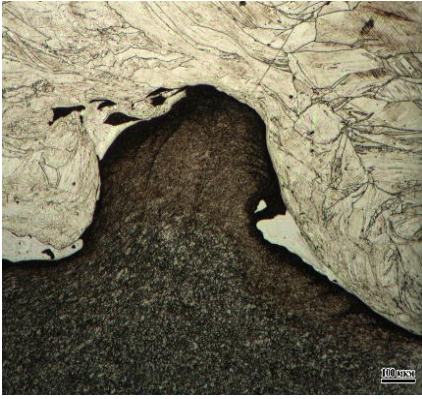
слой из стали АБ2-2 после прокатки с последующей закалкой при 900 °С и отпуском при 640 °С имеет бейнито-мартенситную структуру характерную для этой стали в состоянии поставки (рисунок 45, б). Плакирующий слой также имеет характерную аустенитную структуру с мелкими включениями в теле зерен.

Граница сцепления после сварки взрывом (рисунок 42) выглядит как темная полоса, толщиной 2-3 мкм, разделяющая основной и плакирующий слой. Причем отчетливо виден типичный для сварки взрывом зубец основного металла, под который вклинивается металл плакирующей аустенитной стали. Очевидно, что такой рельеф границы сцепления должен придавать плакированной стали высокую сопротивляемость отрыву и срезу, что и было подтверждено экспериментально (таблицы 9, 10).

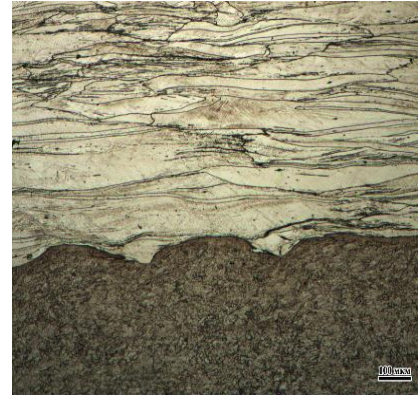
В то же время при загибе биметалла образующийся зубец, служащий концентратором напряжений, может привести к образованию трещин или отслоению по границе в местах максимального изгиба, что также наблюдалось при проведении испытаний на боковой загиб (таблица 12). Последующая после взрыва прокатка, частично сглаживает этот концентратор (рисунок 43), а закалка с отпуском способствуют снятию остаточных напряжений, что положительно сказывается на сцеплении слоев при воздействии больших деформаций вплоть до загиба на 180°.



Рисунок 42 – Строение границы сцепления после сварки взрывом плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ.



а



б

Рисунок 43 - Вид зоны сцепления биметалла, полученного сваркой взрывом:
а – до прокатки; б – после прокатки

Граница сцепления тех же сталей, но соединенных с помощью пакетной прокатки (рисунок 44) представляет собой темную полосу толщиной 4-5 мкм с несколько размытыми краями, что вероятно связано с взаимным проникновением легирующих элементов из одного слоя в другой. Этой же причиной можно объяснить и появление светлой полосы толщиной до 2 мкм со стороны стали АБ2-2, а именно, обезуглероживание этой стали за счет диффузии углерода в азотсодержащую сталь, где его приблизительно в 2 раза меньше.

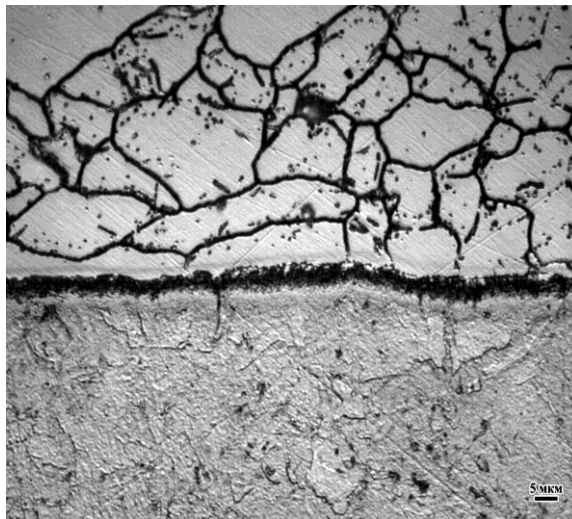
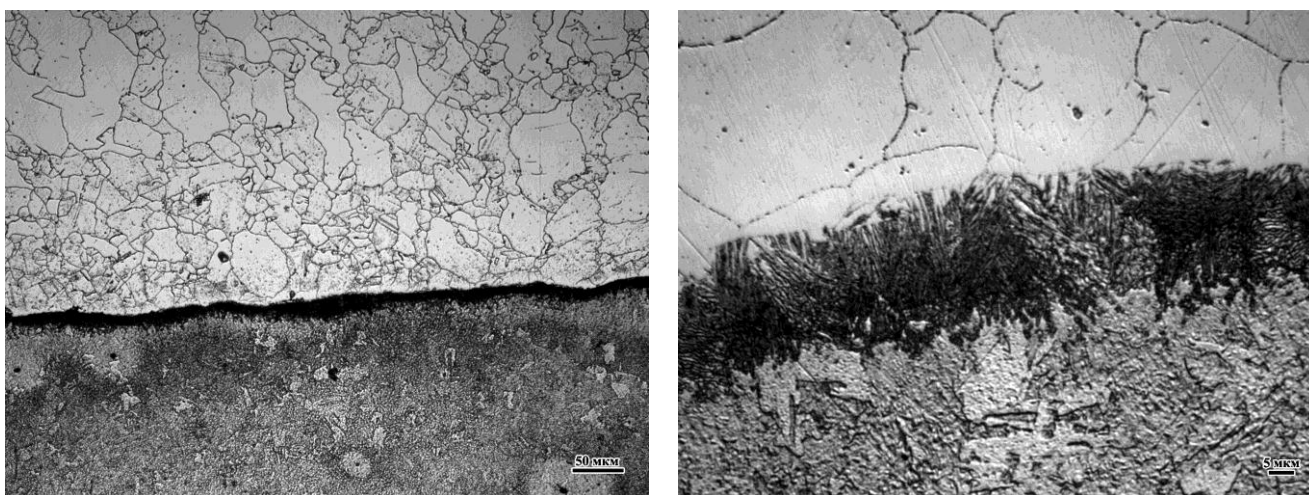


Рисунок 44 – Микроструктура двухслойной стали
АБ-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ, полученной пакетной прокаткой.

При рассмотрении структуры плакированной стали, полученной методом наплавки, при двухсоткратном увеличении (рисунок 45, а) граница сцепления представляет собой также темную полосу, но ее ширина уже достигает 25-30 мкм, т.е. намного шире, чем при других способах плакирования. Очевидно, это связано с тем, что ее формирование происходит, когда металл наплавки находится в расплавленном состоянии, что в свою очередь приводит к более интенсивному перемешиванию элементов, входящих в состав обоих слоев плакированной стали.

Если рассматривать строение зоны сплавления (рисунок 45, б) при большем увеличении (x1000), то можно обнаружить, что она представляет собой мартенситную структуру, образование которой, по всей вероятности, связано с разлегированием зоны азотсодержащей стали элементами аустенизаторами.



а

б

Рисунок 45 – Микроструктура двухслойной стали
АБ-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ, изготовленной методом наплавки:

а - увеличение x200; б - увеличение x1000.

На рисунке 46 показана литая структура плакирующего слоя из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, нанесенного наплавкой на сталь АБ-2 до начала прокатки. Отчетливо видно дендритное строение литой стали.

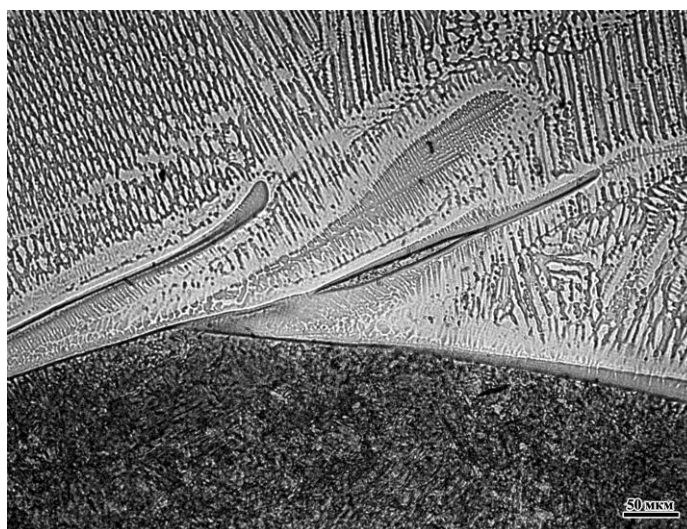


Рисунок 46 – Строение наплавленного слоя азотсодержащей стали в литом состоянии до прокатки при различном увеличении: увеличение $\times 20$

Помимо оптической металлографии были проведены исследования структуры с помощью элементного химического микроанализа с использованием расторового электронного микроскопа [122]. Указанные исследования проведены совместно с сотрудниками лаборатории под руководством и непосредственном участии члена-корреспондента РАН профессора В.В. Сагарадзе. На рисунке 47, а показана микроструктура двухслойной стали, полученной методом пакетной прокатки с последующей закалкой и высоким отпуском. Видно, что структура плакирующего (аустенитного) слоя неоднородна по размерам аустенитных зерен, за счет рекристаллизации в процессе прокатки и, возможно, при нагреве до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ под закалку. Мелкие рекристаллизованные зерна имеют размеры 7-15 мкм и расположены в основном, около контактной зоны. Расположенные вблизи области крупных вытянутых зерен аустенита имеют размеры до 150 мкм. На рисунке 47, а и б наблюдается тонкая (5-7 мкм) промежуточная зона контакта плакирующего и основного слоя, в которой обнаружены кристаллы пластинчатой формы, характерные для мартенситной структуры.

На рисунке 47, в показано распределение концентрации легирующих элементов вдоль оси сканирования, проходящей через зону сцепления слоев. Видно,

что существует зона толщиной ~ 25 мкм, в которой наблюдается постепенное снижение содержания хрома, никеля и марганца в направлении от плакирующего слоя к основному металлу. В процессе прокатки происходит диффузия Cr, Ni и Mn из аустенитной нержавеющей стали 04X20H6Г11M2АФБ в низколегированную сталь 10ХНЗМД на глубину 10-15 мкм. Одновременно прилегающий слой аустенитной стали обедняется этими элементами примерно на то же расстояние. Естественно, что азот, как подвижный элемент внедрения, также будет диффундировать из плакирующего слоя в низколегированную сталь основного слоя.

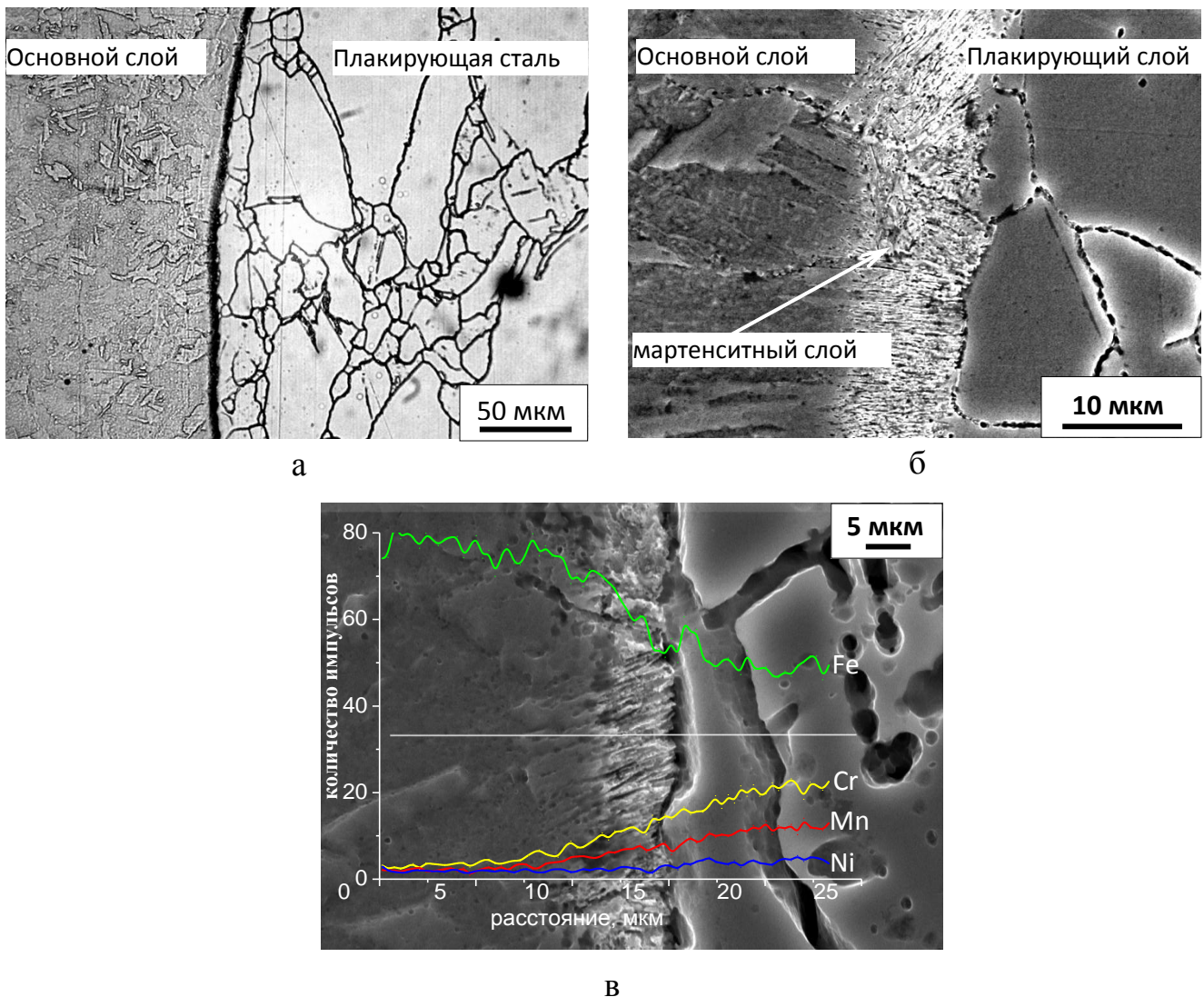


Рисунок 47 – Структура (а, б) и изменение содержания Fe, Cr, Mn и Ni (в) в переходной зоне плакированной двухслойной стали, полученной пакетной прокаткой.

Проведенный по уравнению $x = (D \cdot \tau)^{1/2}$ приближенный расчет расстояния, на которое может пройти диффузия Ni в железе за время нагрева под прокатку и непосредственно при горячей прокатке (с общей выдержкой около 3 часов), дает результат 14 мкм (если коэффициент диффузии никеля в железе принять равным $\sim 2 \times 10^{-10}$ см²/с [38]). Так как примыкающий к плакирующему слою мартенситный слой низколегированной стали на расстоянии около 10 мкм имеет повышенную концентрацию Cr, Ni и Mn по сравнению с более удаленной от границы сцепления структурой, то он отличается по травимости и хорошо выявляется в световом и электронном сканирующем микроскопах (рисунок 47, б и в). Микротвердость мартенсита у границы сцепления была выше, чем на удалении от нее в стали основного слоя и составила соответственно 3360 МПа и 2620 МПа. Твердость аустенитной стали плакирующего слоя также возрастала при приближении к границе сцепления слоев от 2970 МПа до 3190 МПа.

Изучение структуры, состава и твердости плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ, полученной методом нанесения наплавки, в районе зоны сцепления дало следующие результаты (рисунок 48). Зеренная структура плакирующего слоя после прокатки и окончательной термической обработки неоднородная. На расстоянии более 2 мм от зоны сцепления в наплавленном металле располагаются крупные аустенитные зерна с размерами от 200 до 500 мкм, которые заменяются мелкими рекристаллизованными зернами размером 10-15 мкм (рисунок 48, а, б) при приближении к границе с основным слоем. Микротвердость аустенита зависит от размера зерна и достигает 3110 МПа. На границе плакирующего и основного слоев располагается мелкозернистый слой толщиной до 250 мкм (рисунок 48, а) с измененной концентрацией легирующих элементов и имеющий травимость, отличающуюся от травимости основного и плакирующего слоев. Непосредственно у места контакта закристаллизовавшийся металл аустенитной стали имеет внутреннюю пластинчатую морфологию, характерную для продуктов сдвигового превращения (рисунок 48, б). Толщина этого мартенситного слоя составляет 15-40 мкм, что существенно больше мартенситного слоя, образованного при получении двухслойной стали способом пакетной прокатки.

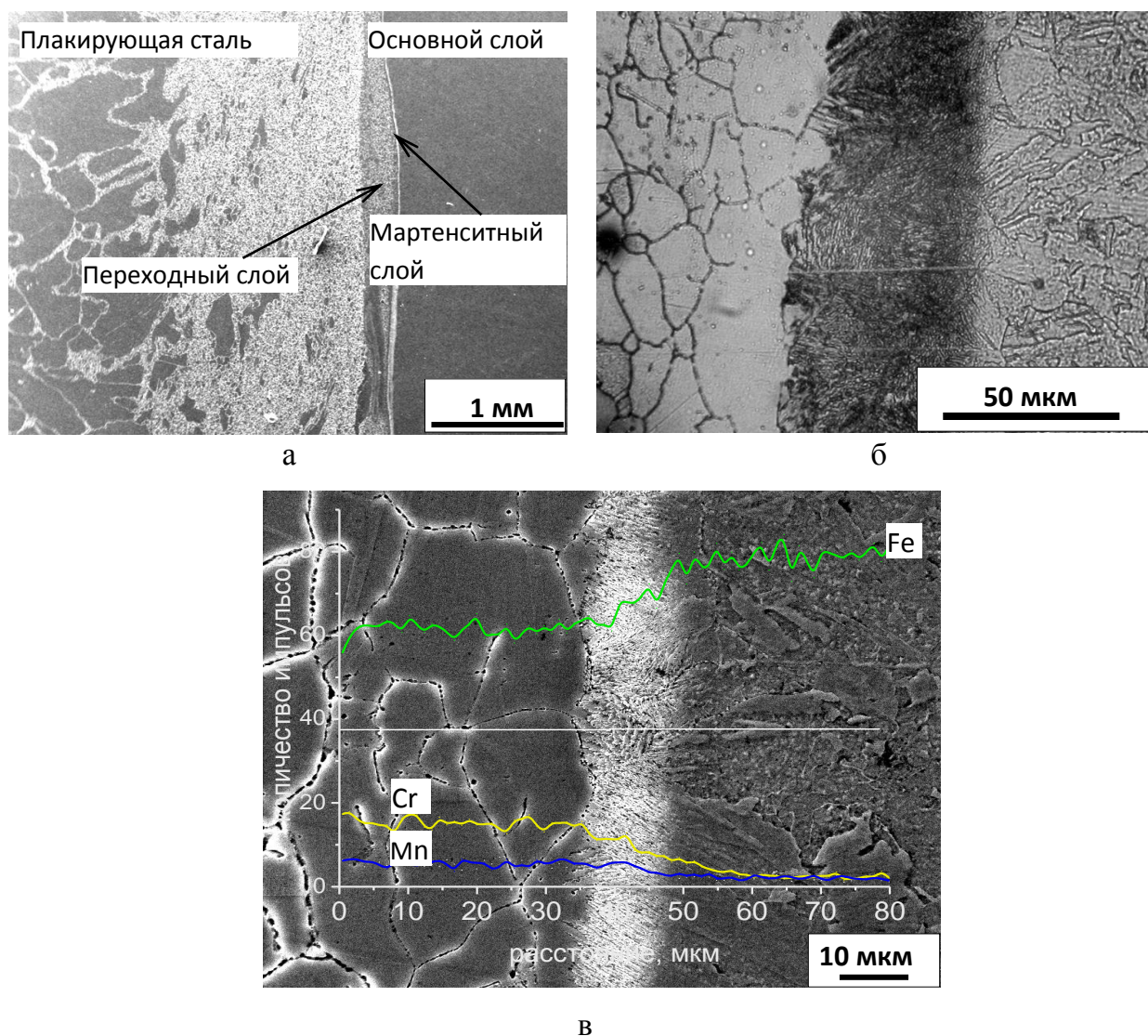


Рисунок 48 – Структура основного и плакирующего слоев и переходной зоны (а, б) и распределение железа, хрома и марганца (в) в плакированной стали, полученной способом наплавки

На рисунке 48, в представлено изменение концентрации легирующих элементов вдоль линии сканирования. Анализ распределения легирующих элементов показал, что в области контакта с основным слоем имеется переходная зона размером 40-50 мкм с изменяющейся концентрацией хрома (от 20 до 0,6 мас. %), марганца (от 11 до 0,6 %) и никеля (от 6 до 3 %). Обеднение переходной зоны легирующими элементами по сравнению с исходным составом стали 04X20H6Г11M2АФБ связано с возможным перемешиванием расплавов основного и плакирующего металлов и взаимной диффузией легирующих элементов в жидком и твердом состояниях в процессе нанесения наплавки. При этом также проис-

ходит легирование переходного слоя азотом. После прокатки наплавленного образца с последующим охлаждением и дальнейшей закалкой от 900 °С в переходной зоне образуется мартенсит, дополнительно упрочненный азотом (рисунок 48, б и в). Микротвердость упрочненного азотом мартенсита в этом слое составляет 3470 МПа, что значительно выше, чем в стали основного слоя на удалении от переходной зоны. Такой мартенсит может уменьшить прочность сцепления слоев, что сказалось на некотором снижении сопротивления сдвигу (таблица 11).

На рисунке 49, а-в представлена структура плакированного взрывом образца без последующей прокатки.

Отчетливо видно плотное соединение азотсодержащей аустенитной стали 04Х20Н6Г11М2АФБ и низколегированной стали АБ2-2. После сварки взрывом в плакирующем слое обнаруживаются изогнутые вытянутые аустенитные зерна (рисунок 49, а и б). Аустенитный слой азотсодержащей стали испытал деформационный наклеп и последующий отжиг вследствие разогрева металла в контактной зоне при взрывном нагружении. Микротвердость прилегающего к нему азотистого аустенита составила около 3450 МПа. Контактная поверхность характеризуется наличием волнообразных участков с небольшой высотой гребней (рисунок 49, б), что характерно для взрывного воздействия небольшой мощности [123, 124]. На границах аустенитных зерен частично сосредоточены нитриды, выделившиеся, вероятно, в процессе горячей пластической деформации при получении исходного листового материала (рисунок 49, б). В процессе взрывного воздействия в зоне контакта произошел нагрев прилегающих областей стали основного слоя выше критической температуры A_{c3} с образованием аустенита, который при последующем охлаждении превратился в бейнит или мартенсит с микротвердостью 4100 МПа. Глубина такого воздействия взрыва на сталь основного слоя составила ~300 мкм. Микротвердость в этой области почти на 1500 МПа выше, чем исходная микротвердость стали АБ2-2 после закалки высокого отпуска.

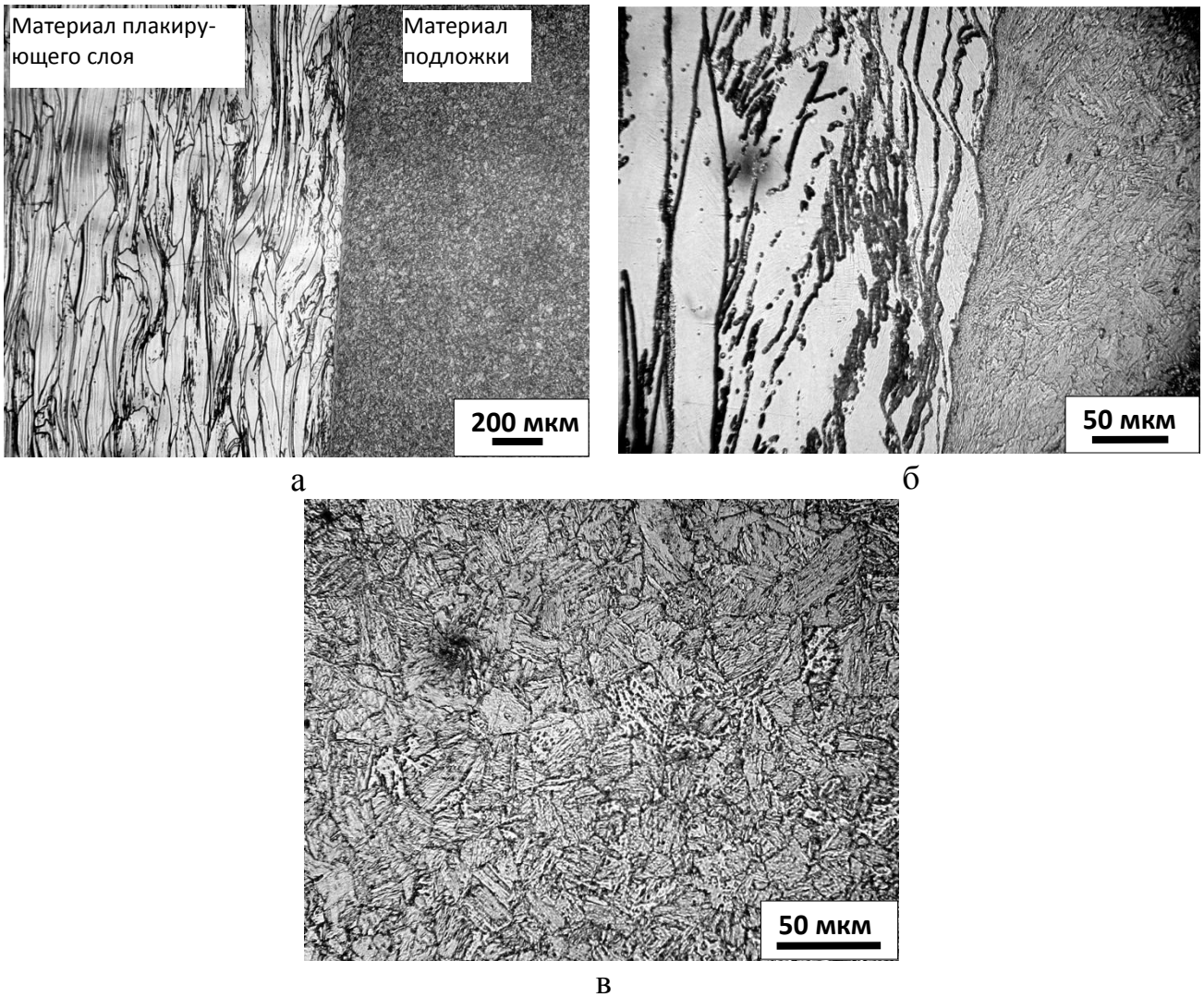


Рисунок 49 – Структура двухслойной стали, изготовленной сваркой взрывом: а - структура основного и плакирующего слоев; б - волнообразный характер границы сцепления слоев; в - структура стали основного слоя

Структура плакированной взрывом двухслойной стали с последующей прокаткой и заключительной термической обработкой представлена на рисунке 50, а-в. При нагреве под закалку происходит рекристаллизация с измельчением аустенитного зерна в обоих металлических слоях (рисунок 50, б). Кроме того, прокатка при температуре 1200 °С и последующая выдержка при 900 °С перед закалкой активизирует диффузионные процессы на границе сцепления слоев плакированной стали. Это приводит к образованию структурно выраженной тонкой промежуточной зоны с волнообразными участками,

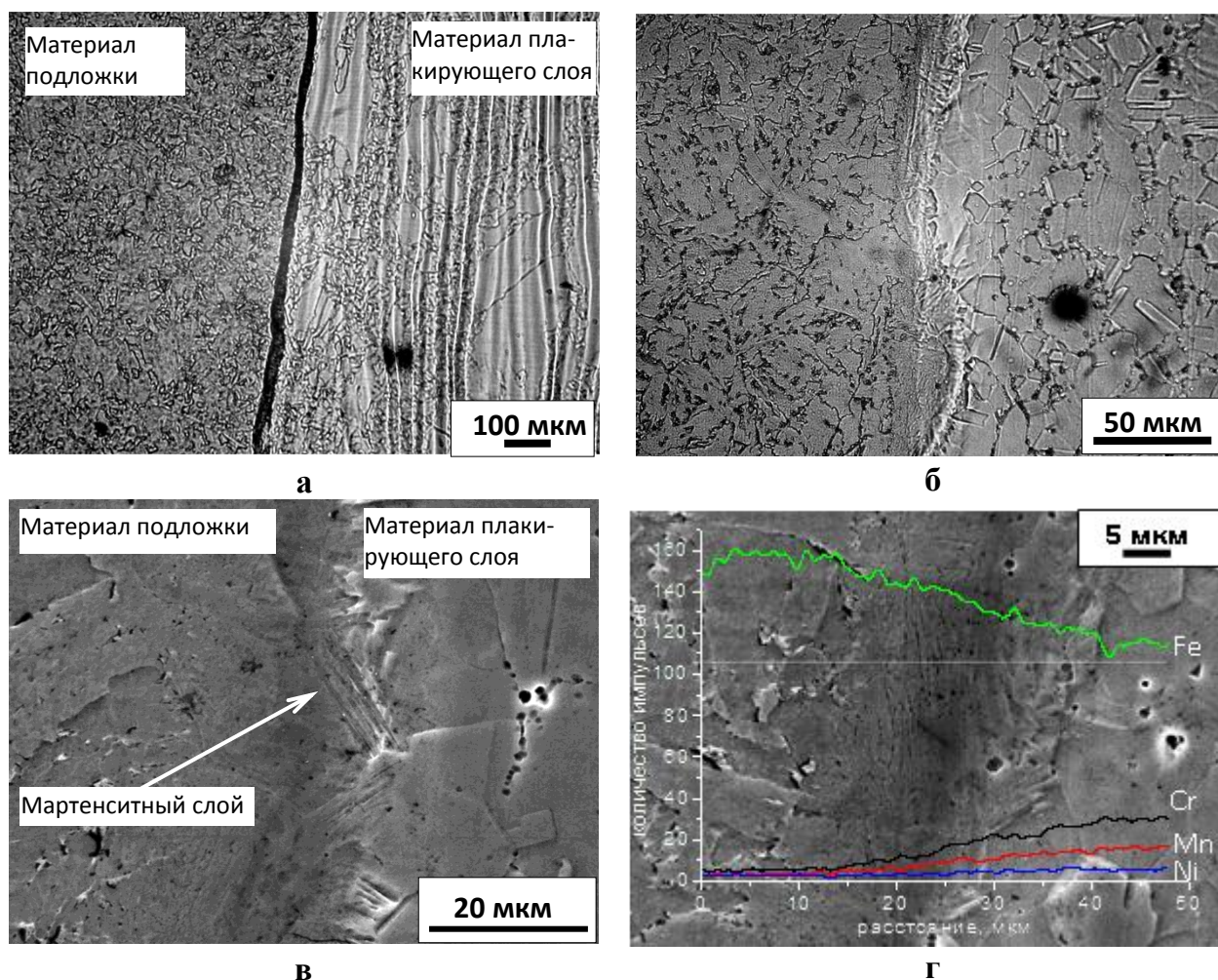


Рисунок 50 – Структура двухслойной плакированной стали, полученной сваркой взрывом с последующей прокаткой и термообработкой: а, б - структура стали плакирующего слоя, переходной зоны и металла основного слоя; в - мартенситоподобная структура переходной зоны; г - изменение концентрации Fe, Cr, Mn и Ni в переходной зоне

которая располагается между мелкозернистыми рекристаллизованными областями основного и плакирующего металла (рисунок 50, а-в). Зона в месте контакта слоев имеет другую травимость (рисунок 50, а) и мартенситоподобное пластинчатое строение (рисунок 50, в). В этой области размером около 30 мкм наблюдается изменение концентрации основных легирующих элементов (никеля, марганца и хрома) от высоких значений, соответствующих химическому составу стали 04X20H6Г11M2АФБ, до 1-3 мас.% (рисунок 50, г). Микротвердость азотсодер-

жащего мартенситного слоя даже после высокого отпуска при 640-650 °С составила 3700 МПа.

4.3.2 Структурные особенности строения переходной зоны при изготовлении биметалла сваркой взрывом

Представленные на рисунке 51 представлена зона сцепления двухслойной стали, полученной сваркой взрывом при увеличении $\times 60$, которая является собой классический рельеф с волнообразным профилем. В данном случае расстояние между отдельными гребнями составляет ~ 1 мм, а высота гребня от впадины до вершины $\sim 0,3$ мм.

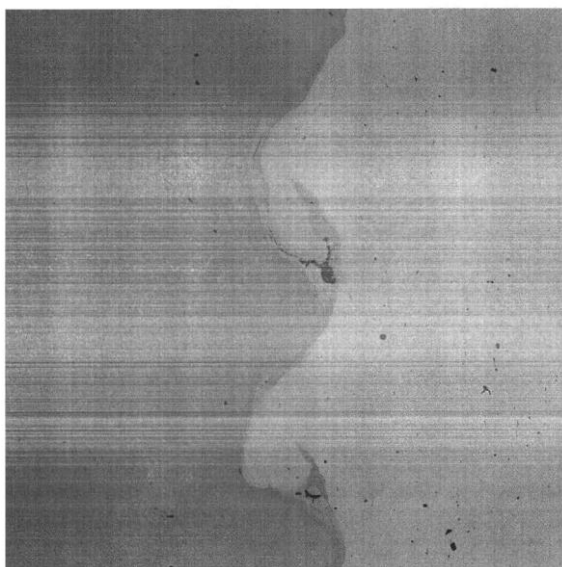
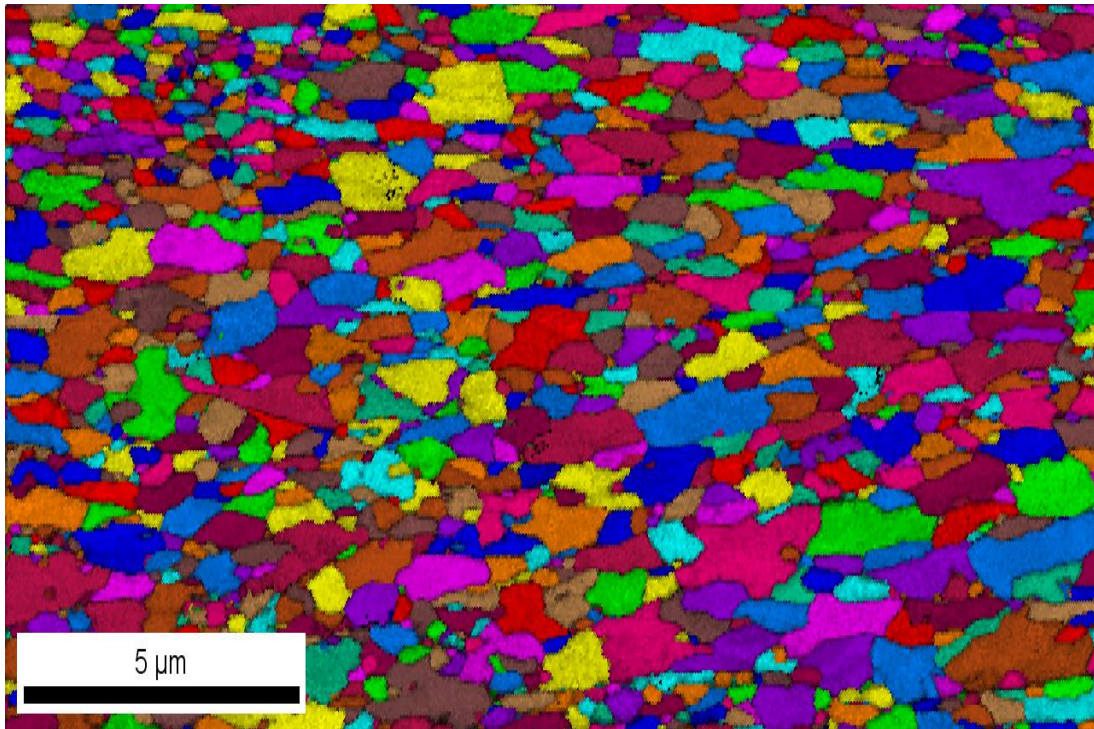


Рисунок 51 – Граничная зона плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ при сварке взрывом ($\times 60$)

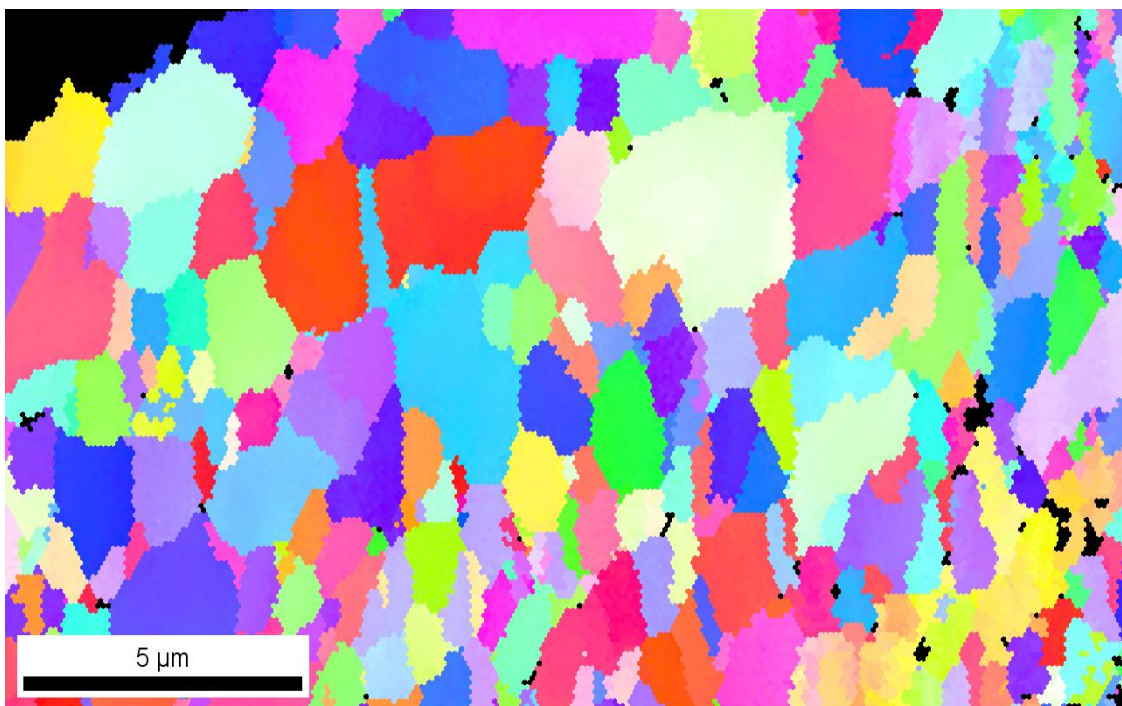
Но если рассматривать зону сцепления при более сильном увеличении с использованием метода EBSD, то можно обнаружить следующие подробности.

Во-первых, как металл основного, так и плакирующего слоя имеют довольно измельченную структуру с размером зерен бейнитной стали 0,25-0,3 мкм и

аустенитной - $1 \div 3$ мкм (рисунок 52, а и б). В то же время в плакирующем слое отчетливо видна зона укрупненных вытянутых зерен аустенита (рисунки 53, 54).



а



б

Рисунок 52 – Структура основного (а) и плакирующего (б) слоев двухслойной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ вблизи границы сцепления после сварки взрывом

Во-вторых, в аустенитной структуре рассматриваются отдельные изолированные, оторванные от основного металла, вкрапленные объемы α -фазы (рисунок 55). Такие же островки γ -фазы наблюдаются в зоне основного слоя.

В-третьих, существуют участки в плакирующем слое, которые характеризуются снижением концентрации основных легирующих элементов (хрома, марганца, никеля, а углерода - повышением) (рисунок 55). Причем, судя по насыщенности цвета, изменение концентрации этих элементов имеют одну и ту же заметную границу в γ -структуре, до и после которой концентрация заметно не изменяется.

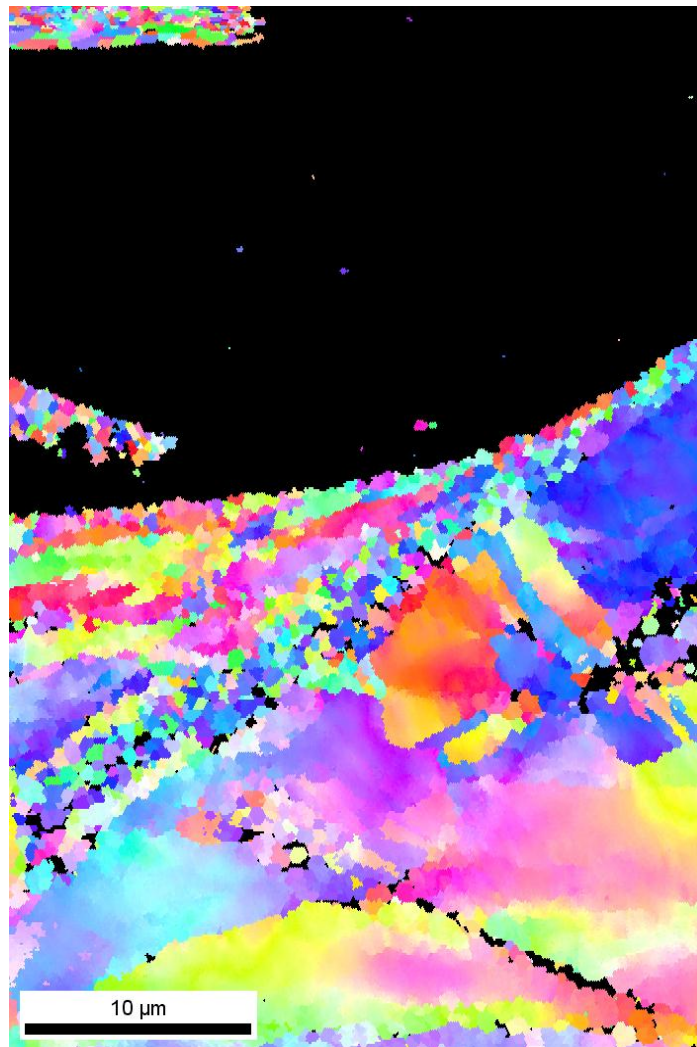
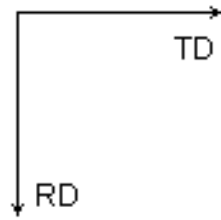
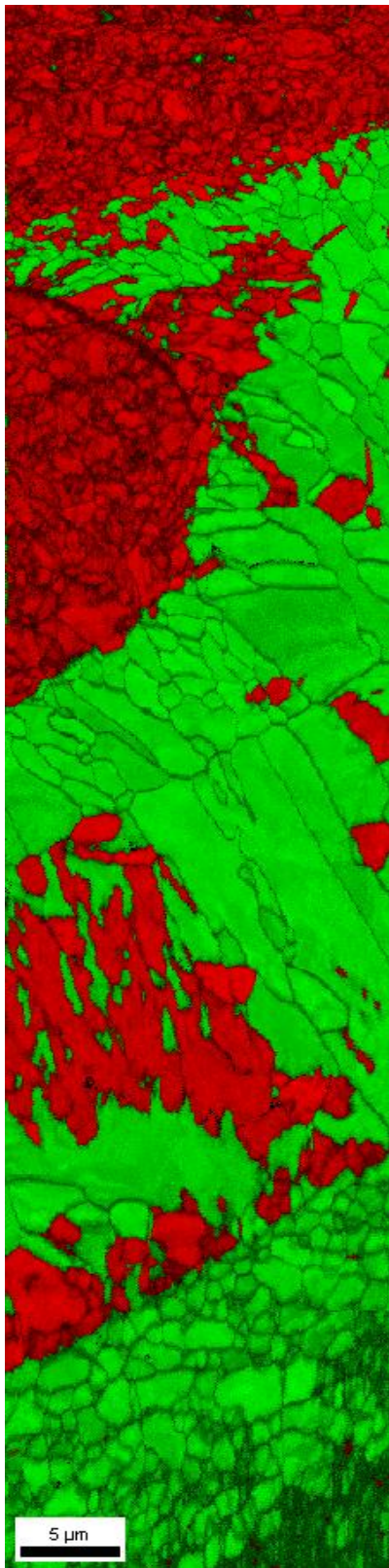


Рисунок 53 - Структура плакирующего слоя - аустенитной азотсодержащей стали



Gray Scale Map Type: Fit
0.208...2.999 (0.208...2.999)

Color Coded Map Type: Phase

	Phase	Total Fraction	Partition Fraction
	Iron - Alpha	0.392	0.392
	Iron - Gamma	0.608	0.608

Boundaries: <none>

Рисунок 54 – Воздействие сварки взрывом на перемешивание по границе сцепления слоев сталей АБ2-2 и 04Х20Н6Г11М2АФБ

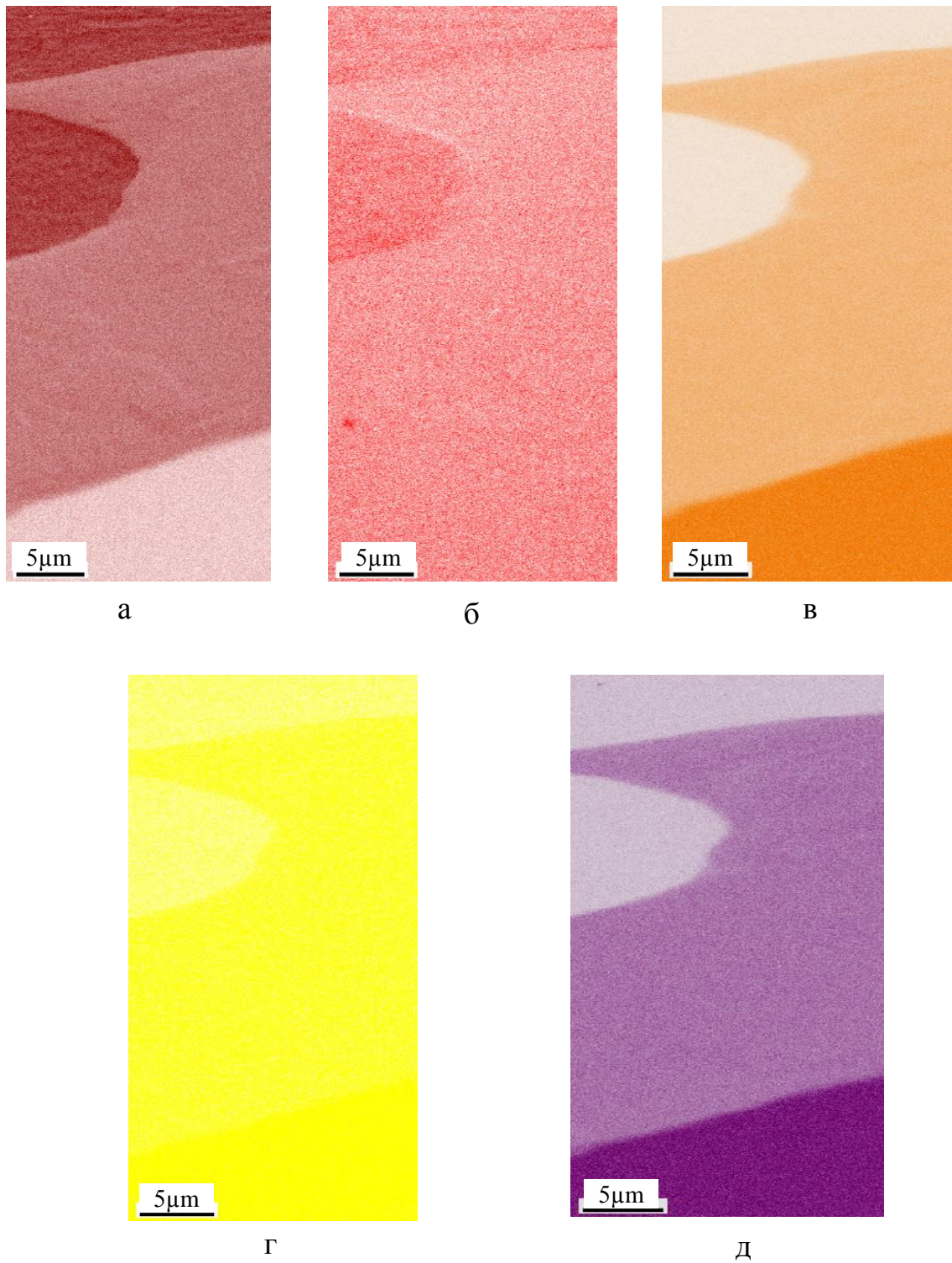


Рисунок 55 – Цветовое (EBSD) отображение распределения железа (а), углерода (б), хрома (в), никеля (г) и марганца (д) в зоне соединения слоев плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ при сварке взрывом

Исходя из полученных данных можно предположить, что под действием высокой энергии взрыва на отдельных участках границы аустенита с α -фазой образуются расплавленные участки металла, которые при затвердевании приводят с одной стороны к образованию более крупных, вытянутых под давлением взрыва зерен аустенита, а с другой – за счет перемешивания разбавлению на этих участках концентраций легирующих элементов, превалирующих в одном из слоев плакированной стали.

4.4 Исследование коррозионно-эрозионной стойкости стали 04X20H6Г11M2АФБ

4.4.1 Структура и трибологические свойства азотсодержащей нержавеющей аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ

В связи с тем, что азот существенно повышает прочностные характеристики стали [125-127], он по этой же причине будет благоприятно влиять на повышение износостойкости. Также в ряде исследований [93, 94, 124, 125] показано, что износостойкость и коэффициент трения азотсодержащих нержавеющих аустенитных сталей могут заметно меняться в зависимости от степени и характера легирования азотом, хромом, марганцем, кремнием, никелем и другими элементами, а также от режима термической обработки. В условиях изнашивания многие из исследованных нержавеющих сталей проявляют фазовую нестабильность вследствие мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения [5, 128-132]. Это относится к широко используемым сталям типа X18H10T. Поэтому представляет практический интерес исследование износостойкости азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ и в сравнении со сталью типа X18H10.

Первоначально были проведены испытания на трение при скольжении стальных образцов по льду, в лабораторных условиях. Испытания проводились в институте Проблем Механики (ИПМ РАН) по методике, изложенной в главе 2. На рисунке 56 представлены результаты испытаний стали 04Х20Н6Г11М2АФБ при трении о лед. Как следует из представленных данных, уже при давлении льда о поверхность стального образца в 5 МПа происходит интенсивное разрушение льда, что выражается в возникновении пульсаций на кривой, показывающей изменение коэффициента трения во времени.

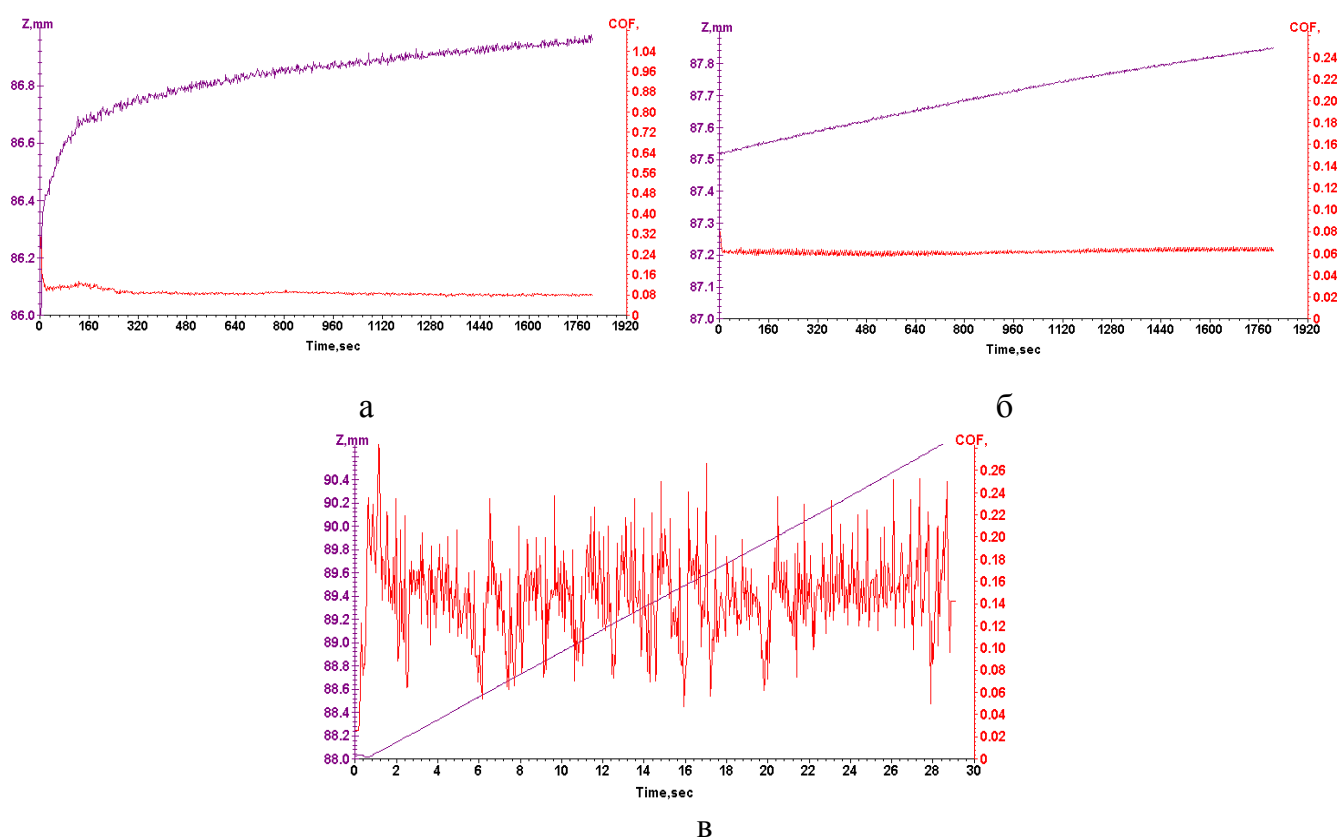
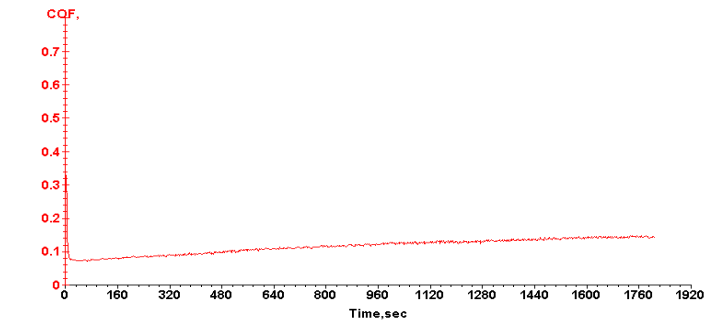
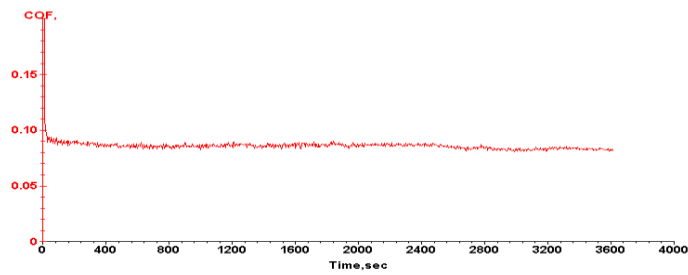


Рисунок 56 – Зависимость коэффициента трения от давления для пары трения сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ – лед: а - 1 МПа; б - 2,5 МПа; в - 5 МПа

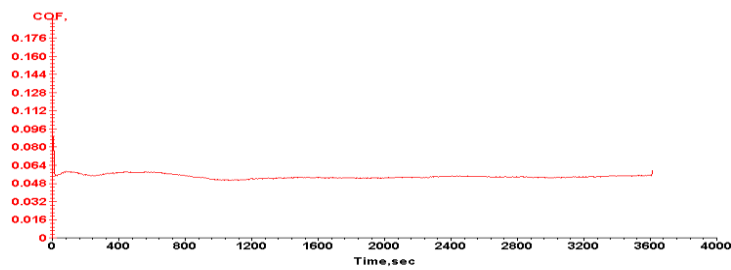
С целью усиления трещей способности льда при изготовлении образца в лед было заморожено 20 % абразива (корунда). Результаты этих испытаний показаны на рисунок 57, а - д. Видно, что до давления в 5 МПа коэффициент трения остается на уровне $\sim 0,1$, затем падает примерно до 0,06, что свидетельствует о подтаивании льда. При давлении в 20 МПа происходит разрушение образца из льда с абразивом.



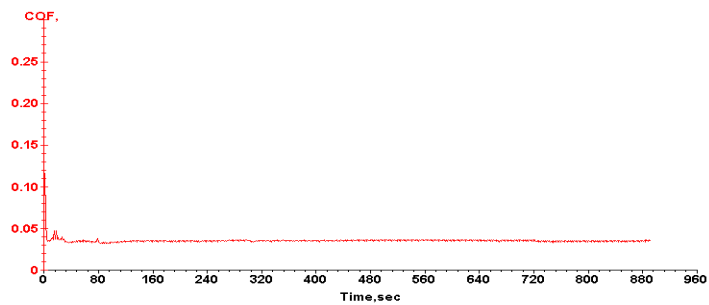
а



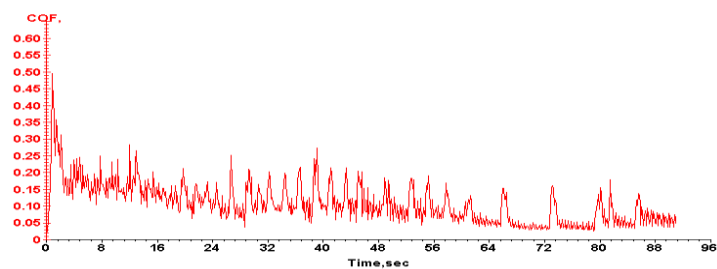
б



в



г



д

Рисунок 57 – Зависимость коэффициента трения от давления для пары трения сталь 04X20Н6Г11М2АФБ – лед с абразивом: а - 2,5 МПа; б - 5 МПа; в - 10 МПа; г - 15 МПа; д - 20 МПа

Если учесть, что микротвердость азотсодержащей стали составляет ~ 2300- 3000 МПа [128], то понятно, что достичь в лабораторных условиях заметного износа исследуемых сталей при трении о лед не представляется возможным. Поэтому для сравнительной оценки износостойкости нержавеющей сталей провели эксперименты при сухом трении.

При испытании на абразивное изнашивание скольжение образцов происходило по закрепленному абразиву (электрокорунд зернистостью 160 мкм). Электронно-микроскопические исследования выполнялись методом тонких фольг на просвет с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-200СХ. Определяли фазовый состав поверхностного слоя толщиной около 5 мкм с помощью рентгеновских исследований.

В таблице 16 приведены результаты испытаний двух аустенитных сталей на абразивное изнашивание. В данных условиях испытания основным механизмом разрушения поверхности исследуемых материалов является микрорезание, поскольку твердость закрепленных частиц (электрокорунд микротвердостью ~ 30 ГПа) больше, чем на порядок превосходит твердость аустенитных сталей [132]. Видно, что по абразивной износостойкости стали 04Х20Н6Г11М2АФБ несколько превосходит метастабильную нержавеющую сталь 12Х18Н9, взятую в данном случае для сравнения. Как и износостойкость, удельная работа изнашивания W исследуемых сталей, характеризующая энергоёмкость разрушения материала выше, чем стали 12Х18Н9.

Закалка горячедеформированной стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, приводящая к растворению нитридных частиц и снижающая твердость сталей, не оказывает существенного влияния на абразивную износостойкость и удельную работу изнашивания.

Испытания пар «исследуемая сталь-сталь 45 (контртело)» проводили в условиях сухого трения скольжения с определением интенсивности изнашивания по потере массы образцов и коэффициента трения, определяемого как отношение силы трения к нормальной нагрузке.

Таблица 16 – Исходная микротвердость H_n , абразивная износостойкость ε и удельная работа изнашивания W аустенитных сталей

Сталь	Термическая обработка	Микротвердость, МПа	Абразивная износостойкость	Удельная работа изнашивания, кДж/см ²
04X20H6Г11M2АФБ	Прокатка+закалка от 1150 °С	2656	2,1	57,0
	Горячая прокатка	2970	2,1	53,0
12X18H9	Прокатка+закалка от 1150 °С	1600	1,8	51,0

Результаты испытаний сталей при сухом трении скольжения приведены в таблице 17. В данных условиях испытаний изнашивание азотсодержащих аустенитных сталей и стали 12X18H9 носило адгезионный характер и характеризовалось преимущественным переносом материала исследуемых сталей на поверхность контртела.

Из таблицы 17 видно, что сталь 12X18H9 характеризуется значительно большей интенсивностью адгезионного изнашивания, чем сталь 04X20H6Г11M2АФБ.

Таблица 17 – Результаты испытаний аустенитных сталей на адгезионное изнашивание

Исследуемая сталь	Термическая обработка	Линейная интенсивность изнашивания $I_n, 10^{-7}$	Коэф. трения f	Микротвердость на поверхности трения $H_n, \text{МПа}$	Плотность дислокаций в поверхностно слое $\rho, 10^{12}, \text{см}^{-2}$
04X20H6Г11M2АФБ	Закалка от 1150 °С	2,7	0,38	6010	2,9
	Горячая прокатка	2,4	0,37	5910	3,5
12X18H9	Закалка от 1150 °С	5,9	0,38	7100	-

По сравнению со сталью 12X18Н9 сталь 04X20Н6Г11М2АФБ характеризуется примерно в 2 раза меньшей интенсивностью изнашивания. Закалка от 1150 °С горячедеформированной стали 04X20Н6Г11М2АФБ практически не изменяет, как и в случае скольжения по закрепленному абразиву, износостойкость и коэффициент трения. Из таблицы 17 следует, что поверхностный слой исследуемых сталей, претерпевающий при трении интенсивную пластическую деформацию, сильно упрочняется. Средняя плотность дислокаций в слое толщиной порядка 5 мкм повышается до уровня $2-4 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$, а микротвердость на поверхности трения стали 04X20Н6Г11М2АФБ возрастает до 6000 МПа (т.е. более, чем в 2 раза). Столь интенсивное фрикционное упрочнение в общем случае типично для аустенитных сталей [99, 133].

На рисунках 58 и 59 представлены микрофотографии (ПЭМ) и электронограммы поверхностного слоя (порядка нескольких микрон) исследуемой стали после испытаний на трение скольжения. Видно, что непосредственно вблизи поверхности трения во всех сталях формируются нанокристаллические аустенитные структуры с размером кристаллитов 10-100 нм. С увеличением расстояния от поверхности трения (в пределах микрометра) наблюдается уменьшение дисперсности кристаллов аустенита, обусловленное снижением контактных напряжений и соответственно интенсивности пластической деформации по глубине поверхностного слоя сталей.

На глубине около 10 мкм (рисунок 58, в и г) располагается слой, имеющий ультра мелкокристаллическую структуру, которая характеризуется большой неоднородностью в размерах аустенитных кристаллов, а также наличием текстуры. Мартенсит деформации (α , ϵ) в азотсодержащих сталях, деформированных в процессе трения не обнаружен.

Отсутствие мартенсита в поверхностном слое исследуемой азотсодержащей стали подтверждено рентгенографическими и магнитометрическими данными. Закалка не оказывает влияния на характер структурных превращений, происходящих в поверхностном слое сталей 04X20Н6Г11М2АФБ при изнашивании (рисунок 59).

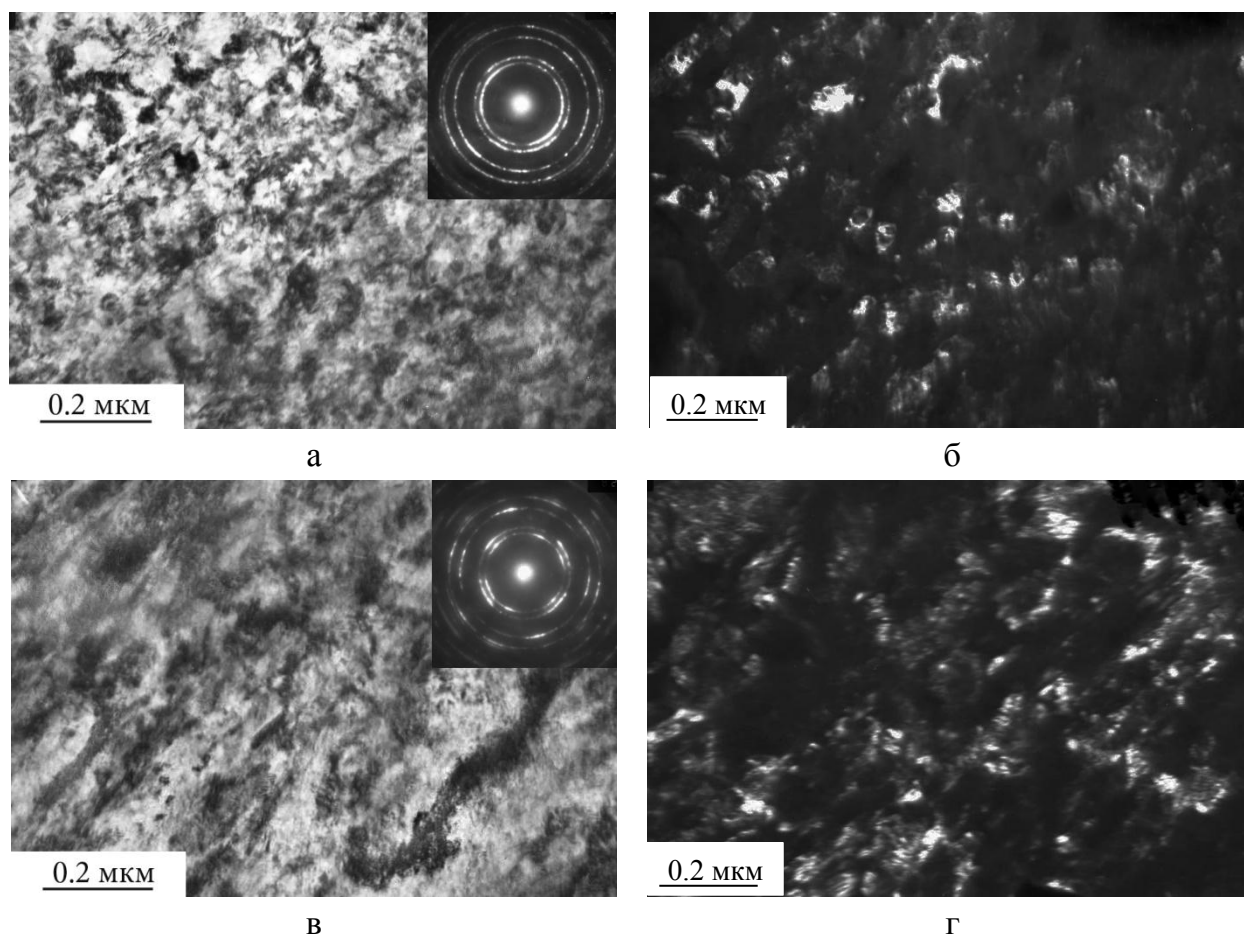


Рисунок 58 – Структура поверхностного слоя толщиной 5мкм (а, б) и 10мкм (в, г) горячекатаной стали 04Х20Н6Г11М2АФБ после адгезионного износа: а, в -светлопольные изображения; б, г- темнопольные (ПЭМ) изображения в рефлексе (111)

В отличие от исследуемой азотсодержащей стали сталь 12Х18Н9 в процессе абразивного и адгезионного изнашивания претерпевает мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение. По данным рентгеновского фазового анализа в деформированном слое толщиной 5 мкм стали 12Х18Н9 возникает большое количество (до 90 %) α' -мартенсита. При этом мартенсит, как и аустенит, имеет нанокристаллическое строение (рисунок 60). Такая двухфазная ($\alpha' + \gamma$) структура имеет весьма высокую микротвердость – 7100 МПа. Однако по сопротивлению изнашиванию рассматриваемый материал уступает однофазной нанокристаллической аустенитной стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, имеющей существенно меньшую микротвердость (около 6000 МПа).

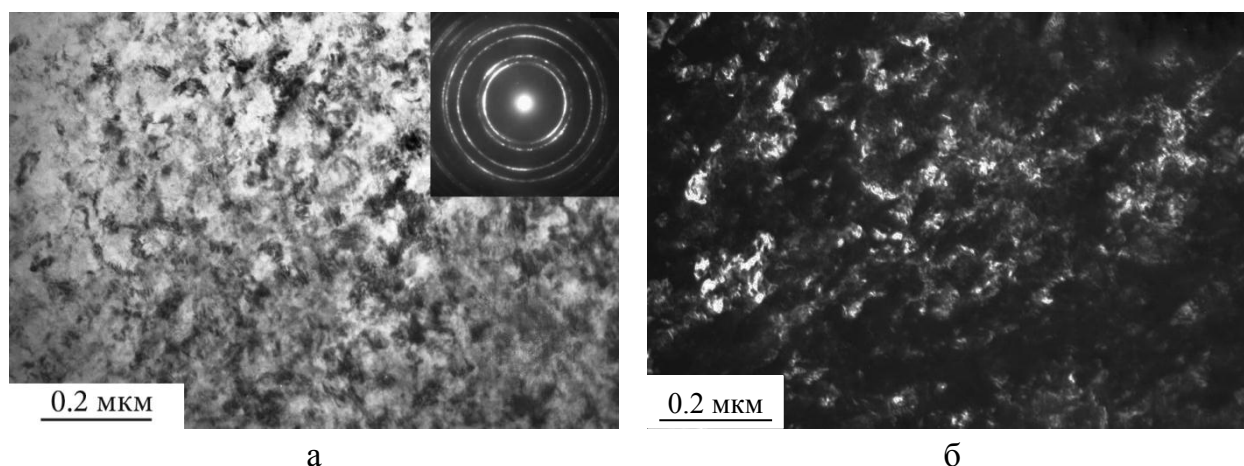


Рисунок 59 – Структура поверхностного слоя стали 04X20H6Г11М2АФ после закалки от 1150° С после адгезионного изнашивания: а, б - светлопольное и темнопольное (ПЭМ) изображения

Данный факт можно объяснить повышенной хрупкостью нанокристаллического α' -мартенсита. Отрицательное влияние хрупкости мартенсита на износостойкость стали 12X18H9 сильнее проявляется при адгезионном изнашивании, когда процессы пластической деформации в поверхностном слое стали происходят интенсивнее, чем в случае абразивного изнашивания.

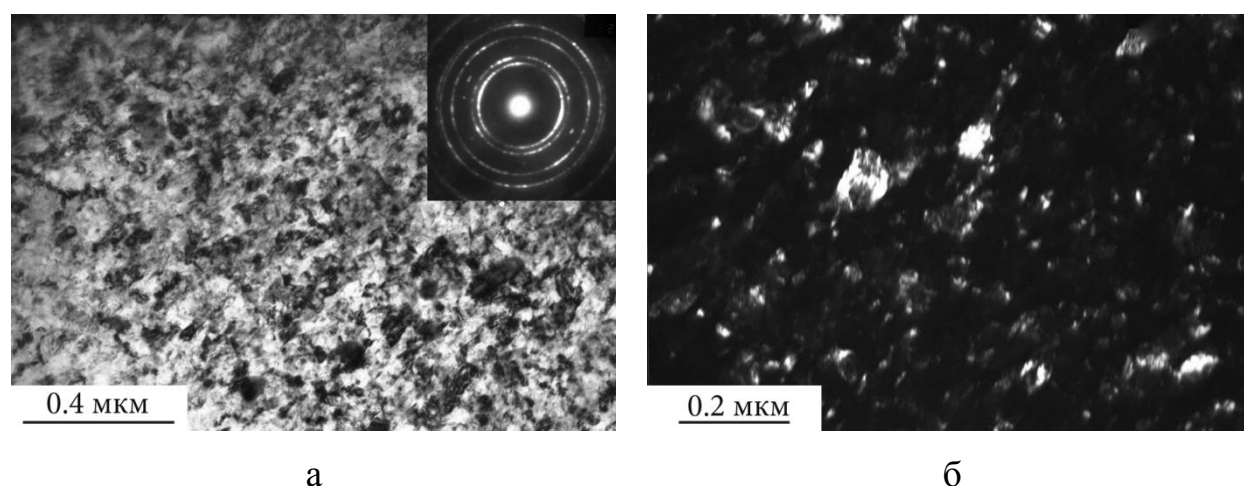


Рисунок 60 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H9 после адгезионного износа: а, б - светлопольное и темнопольное (ПЭМ) изображения в рефлексах (111)+(110)

В условиях изнашивания тонкий (≤ 10 мкм) поверхностный слой исследуемых аустенитных сталей интенсивно упрочняется. Микротвердость рассматриваемого слоя составляет 6000-7500 МПа, в нем формируются нанокристаллические и ультрадисперсные структуры. Это свидетельствует о том, что в данных слоях сталей реализуется преимущественно ротационный механизм пластической деформации [99, 133]. Рассматриваемый механизм характеризуется значительными (на десятки градусов) относительными разворотами структурных элементов, сформированных в материале в процессе скольжения и двойникования. Ротационный механизм обеспечивает материалу, деформированного трением, поверхностного слоя сталей высокий уровень прочности и пластичности.

4.4.2 Сравнительная оценка защитной способности пассивной пленки на аустенитных нержавеющей сталях

Проведенные в предыдущем разделе испытания трибологических свойств аустенитных нержавеющей сталей, которые могут использоваться для плакирования корпусных низколегированных, сталей показали, что азотсодержащие стали, особенно сталь 04X20H6Г11M2АФБ, имеют существенное преимущество перед сталью типа 18-9 по сопротивлению износу при трении об абразив или контртело из стали 45.

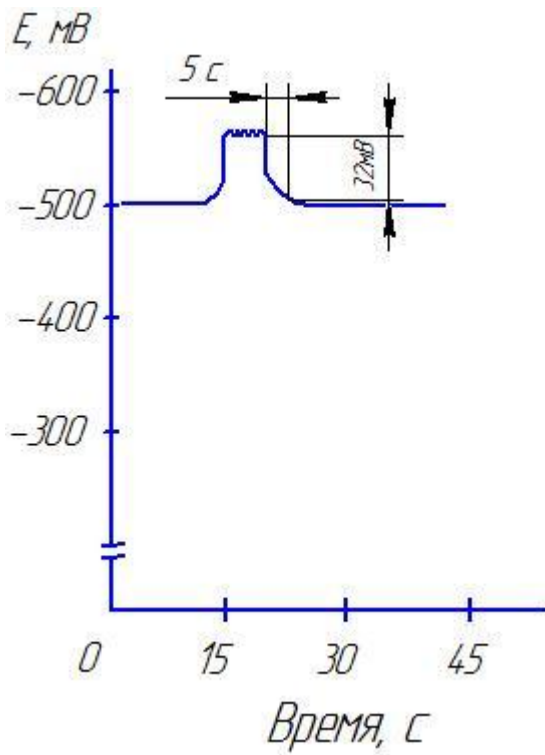
Попытка воспроизвести взаимодействие льда с нержавеющей сталями в лабораторных условиях показала, что при трении со скоростью 0,5 м/с продолжительностью в несколько минут при незначительном давлении 5-20 МПа приводит к разрушению образца из льда с абразивом из-за нагрева и таяния льда.

В реальных условиях воздействия ледовых арктических полей на корпусные конструкции разлом льда происходит за очень короткое время в условиях низких температур. Поэтому льдины большой массы ударяются и трутся о корпус при достаточно большом давлении, которое способно вызвать истирание не только

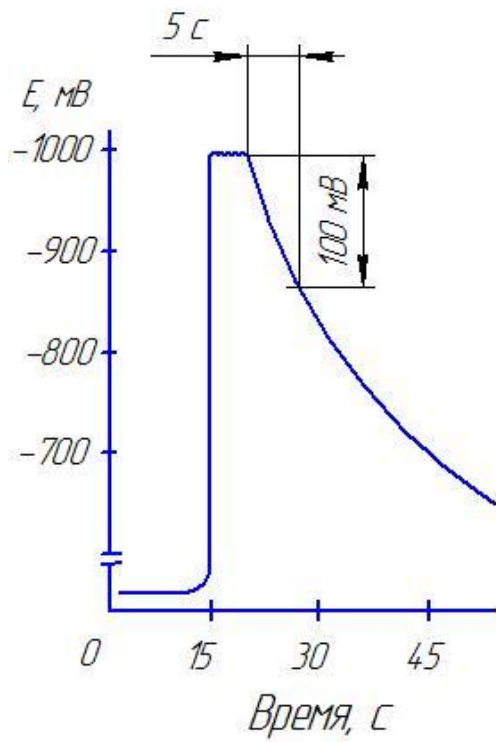
лакокрасочных или металлизированных покрытий, но и пассивной пленки на стали. В этих условиях коррозионно-эрозионная стойкость стали будет зависеть от скорости восстановления защитной пленки на поверхности металла. Определить скорость восстановления защитной пленки на стали возможно, если фиксировать скорость изменения электрохимического потенциала сразу после прекращения трения стального образца находящегося в коррозионной среде о какой-либо абразив.

При проведении такого эксперимента с аустенитными нержавеющейими сталями 04X20H6Г11M2АФБ, 08X18H10Т и взятыми для сравнения сталь АБ2-2, которая применялась в качестве основного слоя при создании плакированной двухслойной стали, а также титановый сплав ВТ1-0, как один из самых коррозионно-стойких конструкционных материалов, была использована специально разработанная методика, которая изложена в разделе 2.3.2.

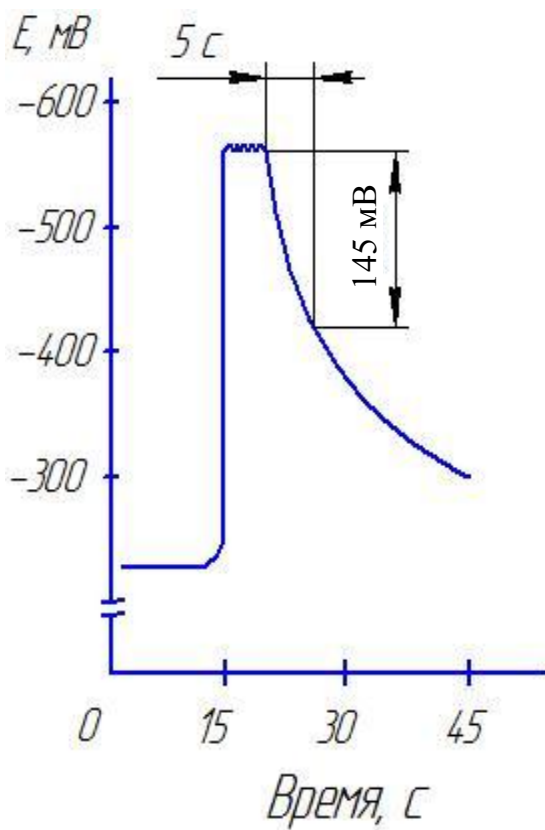
На рисунке 61 показаны кривые, характеризующие изменение электрохимического потенциала исследуемых материалов в 3,5 % растворе хлористого натрия перед началом трения, в процессе трения и после его окончания. Перед началом трения для каждого материала устанавливается собственный потенциал коррозии, который практически не изменяется во времени. При контакте абразива под давлением груза в 50 г. начинается процесс трения, приводящий к постоянной зачистке поверхности металла, что приводит к резкому скачку потенциала в отрицательную сторону последующей стабилизацией при достигнутых значениях. Для низкоуглеродистой стали АБ2-2, которая не обладает пассивностью, смещение потенциала в отрицательную сторону составляет ~50 мВ (рисунок 61, а), а для нержавеющей сталей 08X18H10Т – 350 мВ (рисунок 61, б) и для стали 04X20H6Г11M2АФБ – 450 мВ (рисунок 61, в). Максимальный скачок потенциала наблюдается для титанового сплава ВТ1-0 (рисунок 62, г), который равен ~1200 мВ.



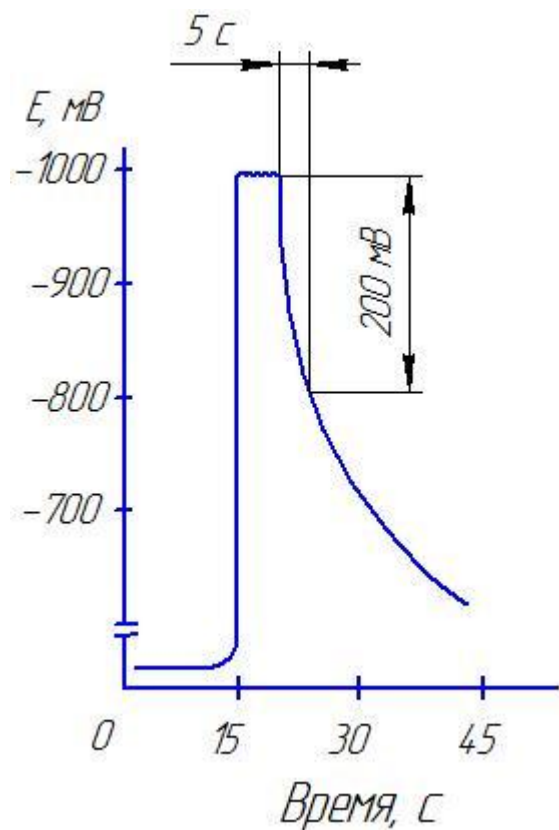
а



б



в



г

Рисунок 61 – Кривые изменения потенциала образцов при трении в 3,5% NaCl: а - AB2-2; б - 08X18H10T; в - 04X20H6Г11М2АФБ; г - BT1-0

При прекращении трения потенциал всех образцов начинает смещаться в сторону более положительных значений. Это означает, что на поверхности начинает формироваться адсорбционная или оксидная пленка. Скорость ее формирования будет показывать время, в течение которого металл подвергается коррозии с высокой скоростью, так как после восстановления пленки их скорость заметно снизится, а для пассивирующихся металлов упадет фактически до нуля.

В данном эксперименте скорость формирования пленки на поверхности сталей и титанового сплава после трения определялась по скорости спада электрохимического потенциала. В таблице 18 приведены значения потенциалов, которые характеризуют основные параметры процессов, происходящих при зачистке поверхности образцов в растворе хлористого натрия.

Таблица 18 – Значения потенциалов, соответствующим различным стадиям процесса трения материалов об абразив.

Марка Материала	Основные электрохимические характеристики				
	Потенциал до начала трения, мВ	Потенциал при трении, мВ	Время фиксации спада по- тенциала, с	Падение потенци- ала за 5 с, мВ	Скорость падения по- тенциала после окон- чания тре- ния $(\frac{\Delta E}{\tau})$, $\frac{мВ}{с}$
АБ2-2 (10ХН3МД)	-500	-550	5	32	6,4
08Х18Н10Т	-200	-550	5	100	20
04Х20Н6Г11М2АФБ	-100	-550	5	145	29
ВТ1-0	+200	-1000	5	200	40

Сравнивая результаты, приведенные в таблице 18 по скорости падения потенциала после окончания трения, можно видеть, что спад происходит на стали АБ2-2, так как он характеризует скорость образования окислов железа на поверхности образца, которые не обладают защитной способностью от коррозии. Если сравнивать нержавеющие стали, то восстановление пассивной пленки на азотсо-

державшей стали 04X20H6Г11М2АФБ происходит примерно в 1,5 раза быстрее, чем на стали 08X18H10Т. Как и следовало ожидать, самое быстрое восстановление пассивной пленки происходит на сплаве ВТ1-0.

Выводы по главе 4

1. Двухслойная плакированная сталь АБ2-2 + 04X20H6Г11М2АФБ, полученная по различным технологиям, обладает следующими механическими свойствами:

1.1. Сопротивление отрыва составляет:

- при получении сваркой взрывом - $\sigma_{от} \geq 840$ МПа;

- при получении прокаткой пакета - $\sigma_{от} \geq 740$ МПа;

- при получении наплавкой с продольным расположением валиков - $\sigma_{от} \geq 760$ МПа.

1.2. Сопротивление срезу составляет:

- при получении сваркой взрывом - $\sigma_{ср} \geq 500$ МПа;

- при получении прокаткой пакета - $\sigma_{ср} \geq 570$ МПа;

- при получении наплавкой с продольным расположением валиков - $\sigma_{ср} \geq 520$ МПа.

Все значения напряжения среза значительно превышают требования ГОСТ 10885-85 ($\sigma_{от} \geq 147$ МПа) и Российского Морского Регистра Судоходства ($\sigma_{ср} \geq 355$ МПа).

1.3. Независимо от способа получения двухслойной стали все образцы выдержали испытания на холодный изгиб на угол 180° . Исключение составили только образцы с боковым расположением плакирующего слоя из стали, полученной сваркой взрывом без последующей прокатки. На этих образцах при загибе на 120° были обнаружены трещины в зоне сцепления слоев.

2. Существующие технологии получения двухслойных плакированных сталей (пакетная прокатка, нанесение наплавка с последующей прокаткой, сварка взрывом с последующей прокаткой) сохраняют механические свойства стали основного слоя, которые предусмотрены техническими условиями ТУ 5.961-11571.

3. Сталь плакирующего слоя 04X20H6Г11M2АФБ превосходит аустенитную нержавеющую сталь 08X18H10Т по сопротивлению общей и питтинговой коррозии и не подвержена межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию.

4. Исследование строения и состава зоны сцепления основного и плакирующего слоев показало следующее.

4.1. Размеры и форма зоны сцепления у линии контакта слоев зависят от технологии получения стали. Для сварки взрывом характерно образование зубчатой формы границы слоев. Для других способов получения плакированной стали линия контакта имеет форму, которая близка к прямолинейной.

4.2. При любых технологиях получения двухслойной стали вдоль линии контакта образуется зона шириной 3-30 мкм, захватывающая оба слоя, которая характеризуется измельчением зерен аустенита, изменением концентрации легирующих элементов, образованием мартенситных структур и увеличением твердости.

5. Исследование коррозионно-эрозионной стойкости стали плакирующего слоя, включающее определение сопротивления износу стали 04X20H6Г11M2АФБ в сравнении с нержавеющей сталью типа 18-10 в условиях сухого трения и определение способности к восстановлению пассивности на этих сталях в условиях трения в соленой воде, показало:

5.1. При сухом трении сталь 18-10 из-за выкрашивания образующегося хрупкого слоя мартенсита уступает по интенсивности изнашивания более чем в два раза азотсодержащей стали 04X20H6Г11M2АФБ;

5.2. Исследования, связанные с определением скорости падения электрохимического потенциала показали, что восстановление пассивной пленки в усло-

виях трения в растворе электролита на стали 04X20H6Г11M2АФБ происходит в 1,5 раза быстрее, чем на стали 08X18H10T.

**ГЛАВА 5. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА НОВОЙ
ДВУХСЛОЙНОЙ СТАЛИ АБ2-2+ 04Х20Н6Г11М2АФБ
В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ.
ОЦЕНКА СЛУЖБНЫХ СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛА**

**5.1 Изготовление в промышленных условиях полуфабриката
стали марки АБ2-2 для применения в качестве основного слоя**

Выплавку полуфабриката стали АБ2-2 производили в электродуговой печи с обработкой металла на установке внепечного рафинирования и вакуумирования (УВРВ).

Химический состав полученной стали в полном объеме удовлетворяет требованиям технических условий ТУ5.961-11571-2006 для стали АБ2-2 (таблица 19). Следует отметить низкое содержание серы и фосфора в металле. Слитки отливали в некрашенные изложницы под шлакообразующей смесью. Сразу после окончания разливки слитков выполняли утепление прибыльной части. Ковку кузнечных слитков на брамы производили в кузнечном цехе ООО «ОМЗ-Спецсталь» в соответствии с действующей технологией.

После окончанияковки брамы подвергали противофлокеной обработке (ПФО) по установленному режиму. Для получения качественного полуфабриката стали марки АБ2-2, предназначенной для основного слоя, были проведены контрольные испытания по определению механических свойств и химического состава изготовленной стали. Механические свойства приведены в таблице 20.

Таблица 19 - Химический состав стали АБ2-2

В массовых процентах

Номер плавки	Содержание элементов										
	С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	S	P
196611	0,09	0,28	0,65	0,86	2,89	0,23	0,67	0,040	0,016	0,003	0,006
Требования ТУ5.961-11571-2006	0,08	0,20	0,60	0,80	2,80	0,18	0,60	0,03	0,01	не более	
	0,11	0,40	0,90	1,10	3,20	0,30	0,90	0,06	0,05	0,010	0,015

Таблица 20 - Механические свойства стали АБ2-2

Номер плавки	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ_5 , %	Относительное сужение, ψ , %	Относительное сужение в направлении толщины, ψ_z , %	Работа удара KV ⁻⁴⁰ , Дж
Требования ТУ5.961-11571-2006	588-686	не менее 637	не менее 18	не менее 55	не менее 25	не менее 78
196611	650	740	21,5	74	61	175,8

С целью анализа однородности механических свойств стали АБ2-2, была определена твердость по Бринеллю в разных участках брамы. Твердость образцов, вырезанных из поковки, полученной из головной части слитка, составляла 220-231 единиц по шкале Бринеля НВ. Твердость образцов, соответствующих донной части - 233-240 единиц НВ. Наблюдаемые незначительные изменения в твердости свидетельствует о достаточной однородности структуры и свойств брамы.

Также было проведено исследование однородности химического состава стали по толщине брамы. Образцы для определения однородности химического состава были вырезаны из брам по толщине и исследованы стандартными методами рентгеноспектрального и эмиссионного спектрального анализа. Концентрация углерода в заготовках стали по сечению практически оставалась неизменной (в пределах 0,09-0,10 мас.%). Содержание молибдена (0,23 %) и ванадия (0,040 %) оставалось постоянным. Концентрация хрома находилась в пределах 0,81-0,86 %, марганца - 0,60-0,64 %, никеля – 2,82-2,90 %. Содержание примесей - серы (0,003 %) и фосфора (0,006%) также не изменялось. Таким образом, отклонений от требований технических условий по содержанию легирующих элементов и примесей не наблюдалось.

5.2 Изготовление в промышленных условиях стали марки 04X20H6Г11M2АФБ для применения в качестве плакирующего слоя

5.2.1 Выплавка стали 04X20H6Г11M2АФБ

Выплавку стали марки 04X20H6Г11M2АФБ проводили в соответствии с технологическими указаниями, разработанными ООО «ОМЗ-Спецсталь» и ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей».

Для выбора дальнейшей оптимальной технологии производства двухслойной стали с плакирующим слоем из азотсодержащей стали, было выбрано 2 вида слитков: листовые и сортовые кузнечные с различной массой

Выплавку полупродукта производили в электродуговой печи ДСП-50 методом переплава легированных отходов с продувкой ванны кислородом.

Рафинирование металла выполняли в 70-тонном ковше, футерованном периглазоуглеродистым кирпичом, обмытым металлом одной плавки. Ковш также оборудован двумя донными узлами для продувки аргоном.

Процесс кислородного рафинирования сопровождался электромагнитным перемешиванием и продувкой аргоном металла в ковше. Разливку стали проводили в кузнечные и листовые изложницы на слитки массой от 5,0 до 6,8 т. В процессе разливки струю металла от вторичного окисления защищали аргоном.

Кузнечные и листовые слитки разливали сифоном под синтетической разливочной шлакообразующей смесью СТЕЛОТОЛ. Половину смеси укладывали на дно изложниц в мешках до начала разливки, вторую половину добавляли в изложницы по ходу их наполнения металлом.

Сразу же после отливки слитков производили утепление прибылей экзотермической смесью ФЕРРУКС, после чего наносили теплоизоляционную смесь СЛАКС.

Химический состав стали 04X20H6Г11M2АФБ выплавленной плавки 187084 приведен в таблице 21.

Таблица 21 – Химический состав стали 04X20H6Г11M2АФБ промышленной плавки № 187084

В массовых процентах

Содержание элементов											
C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	N	Al
0,044	0,004	0,018	0,33	10,85	20,19	6,83	1,49	0,17	0,15	0,38	0,023

Для получения необходимых полуфабрикатов стали плакирующего слоя на основании визуального осмотра для дальнейшего передела были выбраны 4 листовых и 1 кузнечный слиток.

5.2.2 Ковка стальных слитков

Ковка слитков массой 5,0 и 6,8 т осуществляли на прессе усилием 3200 тс. Нагрев слитков под ковку проводился в камерной нагревательной печи с выкатным подом, отапливаемой газом.

Режим нагрева был разработан с учетом имеющегося опытаковки стали марки 04X20H6Г11М2АФБ аустенитного класса.

Нагрев производился по следующему режиму:

1. Посадка холодных слитков в печь, нагретую до температуры 700 °С.
2. Выдержка при температуре посадки 2-4 ч.
3. Нагрев до температуры по металлу 1240 °С со скоростью не более 60 °/ч.
4. Выдержка 3-4 ч в при температуре 1240 °С.
5. Выдача на ковку.

Технологический процессковки включал в себя биллетировку, закатку цапфы, протяжку.

Биллетировку слитков производили в вырезных бойках, начиная с головной части до закатки цапфы, используя захват манипулятором поочередно донной и головной части. Биллетировку производили до диаметра на 20-30 мм меньше диаметра окружности, вписанной в донную часть слитка. Закатка цапфы выполнялась по окончании биллетировки. Принятая схема биллетировки позволила не допустить значительного охлаждения слитка.

В процессековки для второго и последующих выносов посадка на подогрев при остывании поверхности слитка (заготовки) ниже 950 °С или после удаления

дефектов нагоряче производили в печь, нагретую до температуры 1230-1250 °С, выдержка 3-4 ч, в зависимости от температуры металла и сечения заготовки.

С целью эффективного удаления поверхностных трещин, образующихся при ковке, в технологический процесс была введена промежуточная механическая обработка заготовок в холодном состоянии. Это позволило, при незначительном увеличении расходного коэффициента, значительно сократить время огневой выплавки дефектов, время подогрева заготовок, уменьшить количество выносов, улучшить качество поверхности готовых брам.

Примененная технология позволила изготовить брамы из высокопрочной азотсодержащей стали требуемых размеров с удовлетворительным качеством поверхности.

5.2.3 Прокатка листовых слитков и кованных брам стали 04X20H6Г11M2АФБ на стане «5000»

Листовые слитки и кованные брамы после зачистки поверхности поступили в прокатный цех ЧерМК ОАО «Северсталь».

Нагрев, как листовых слитков, так и кованных брам до температуры 1220-1230 °С, а также прокатку на листы и подкат производили на стане «5000» в соответствии с действующей технологической документацией и технологическими указаниями, разработанными совместно специалистами ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» и ООО «ОМЗ-Спецсталь». Для предотвращения значительного охлаждения поверхности заготовок во время выдачи сопутствующего металла посадку брам на подину печи осуществляли отдельной стопой в дальнюю от заслонки часть печи.

Прокатку брам и охлаждение листов в УКО производили в соответствии с технологическими указаниями по следующей схеме:

- разбивка ширины листа поперечной прокаткой «на угол» и поперек оси заготовки до требуемой ширины раската;
- продольная прокатка до заданной толщины с обеспечением температуры конца прокатки не менее 960 °С;
- охлаждение листов в УКО до температуры не выше 150 °С, скорость перемещения листа в УКО 0,4 м/с, расход воды максимальный.

Возврат раскатов в печь для дополнительного подогрева во время прокатки не производили.

Фактическая температура конца прокатки листов (считая по завершению обжатий более 1 % за проход), находилась в пределах 969 – 992 °С. Температура ухода листов на УКО составила более 900 °С.

После прокатки заготовок из стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ были проведены контрольные испытания по определению механических свойств и химического состава полуфабрикатов, предназначенных для лакирующего слоя.

В таблице 22 представлены механические свойства листов из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ.

Таблица 22 - Механические свойства листов стали

Номер проката	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KCV ⁺²⁰ , Дж/см ²
40119	680,0	920,0	35,0	65,0	114,0
	700,0	920,0	35,0	60,0	114,0
	710,0	910,0	35,0	61,0	91,0
40121	740,0	950,0	35,0	63,0	92,0
	760,0	950,0	32,0	65,0	87,0
	750,0	970,0	31,0	62,0	92,0

Как видно из таблицы 22, прочностные свойства стали соответствуют требованиям ТУ. Значения ударной вязкости несколько снижаются при превышении предела текучести стали 700 МПа, для этого было рекомендовано повысить температуру конца прокатки до 970-980 °С. Для изготовления биметалла использовали листовую прокат № 40121 стали 04Х20Н6Г11М2АФБ с пределом текучести не более 700МПа.

5.3 Изготовление опытной партии двухслойной плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ

5.3.1 Изготовление листового проката плакированной стали способом пакетной прокатки

С учетом разработанных при лабораторных исследованиях технологических режимов, а также технологических указаний № 2016940-40/2012 ООО «ОМЗ-Спецсталь» была опробована технология пакетной прокатки для получения в заводских условиях плакированной стали в листах толщиной 40-60 мм.

Для адаптации разработанной лабораторной технологии в промышленных условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь» один биметаллический лист из предварительно подготовленного пакета изготовили по следующему режиму (Технологические указания Ту № 01-11):

1. пакет должен быть расположен в центре нагревательной печи верхним рядом с обеспечением последующего возврата на подогрев;
2. пакет выдается из печи первым;
3. температура печи при посадке должна быть не более 650 °С;
4. выдержка при температуре посадки - 2 часа;
5. нагрев до температуры 1220 °С со скоростью не более 60 °С/час;

6. окалиноломатель и гидросбив во время прокатки не применять;
7. выдержка при температуре 1220 °С в течение 10 часов;
8. рекомендуемые режимы прокатки:
 - поперечная прокатка (разбивка ширины). Первые два прохода производить с максимальным обжатием (не менее 35-40 мм за проход);
 - последующие проходы по ~ 30 мм до толщины 160-200 мм;
 - подкат отправляется на подогрев до температуры 1220 °С с выдержкой 2-3 часа;
 - продольная прокатка до толщины 60 мм на фактическую длину с максимальными обжатиями в каждом проходе, для обеспечения возрастания относительных обжатий от начала к концу (за исключением одного последнего прохода).

В результате прокатки произошло частичное отслоение лакирующего слоя от основного, что привело к получению неудовлетворительного листового проката лакированной стали. По результатам проведения прокатки первого пакета лакированной стали были откорректированы режимы нагрева под прокатку и технология пакетной прокатки.

Сборка, сварка и прокатка второго пакета была проведена с учетом полученного негативного опыта. Максимальное обжатие при первом проходе было увеличено до 50-55 мм, при втором проходе – не менее 45 мм. Ультразвуковой контроль сплошности выявил наличие непроваров на одной из продольных сторон листа общей площадью ~ 0,5×2,5 м. После обрезки дефектного участка и выравнивания краев был получен лист двухслойной лакированной стали размером 3200×1000×55 мм, который в дальнейшем был использован для изучения свойств.

Проведенные испытания дали следующие результаты:

- сопротивление срезу - $\sigma_{ср} \geq 530$ МПа;
- сопротивлениеотрыву – $\sigma_{отр} \geq 740$ МПа;
- загибна180° - без дефектов;
- склонность стали лакирующего слоя к МКК – нет склонности.

5.3.2 Изготовление листового проката плакированной стали сваркой взрывом

При изготовлении биметалла сваркой взрывом необходимо соблюдать определенные общие требования, которые предъявляются к взрывчатым веществам.

1. Скорость детонации должна находиться в диапазоне от 1500 м/с до 3400 м/с.
2. В плоских зарядах взрывчатых веществ большой площади и малой толщины должна быть обеспечена необходимая стабильность детонации.
3. Взрывчатые вещества должны быть максимально безопасными в обращении и сохранять стабильность свойств в течение определенного времени, установленного для промышленных взрывчатых веществ.

Важнейшим параметром при сварке взрывом является давление в зоне соударения, обеспечивающее пластическую деформацию, необходимую для сближения и очистки поверхностей.

При увеличении скорости детонации наибольшая прочность соединения наблюдается при скорости 2600 – 3400 м/сек. С дальнейшим ростом скорости детонации прочность соединения уменьшается из-за уменьшения волнистости зоны соединения и увеличением количества подплавленных участков с образованием металла переходных составов.

Поэтому для обеспечения высокой и стабильной прочности соединения необходимо выдержать равномерную по всей длине поверхности свариваемых листов плотность заряда взрывчатого вещества и оптимальный для данного сочетания металлов размер начального зазора.

Важным является устранение краевого эффекта, так называемого краевого непривара по кромкам, возникающего в результате эффекта бокового разлета продуктов взрыва при детонации плоского заряда взрывчатого вещества. Для это-

го площадь метаемой пластины, как правило, больше площади основной пластины.

Для устранения возникающего наклепа пластин рекомендуется проводить после сварочный отпуск двухслойных заготовок. После сварки толстых заготовок, предназначенных для последующей горячей прокатки, нагрев осуществляется до температур прокатки и, при необходимости, после прокатки выполняется закалка, и отпуск для получения необходимых механических свойств, стали основного слоя.

При подготовке к сварке взрывом должна ограничиваться кривизна поверхности листов по их длине для повышения стабильности деформирования металла в процессе сварки. Также необходимо тщательно очищать свариваемые поверхности перед плакированием.

Параметры процесса сварки взрывом предварительно были отработаны на небольших опытных образцах. При переходе к плакированию поверхностей значительных размеров необходимо учитывать влияние масштабного фактора.

В результате проведения предварительных работ с использованием пластин размером 500×500 мм была разработана общая технология получения плакированной стали способом сварки взрывом

В ОАО ННИИММ «Прометей» (г.Нижний Новгород) были изготовлены следующие двухслойные заготовки опытных образцов плакированной стали с помощью сварки взрывом:

Образец 1: основной слой – 310 × 1750 × 3000 мм

плакирующий слой – 25 × 1750 × 3000 мм;

Образец 2: основной слой – 100 × 1100 × 1400 мм

плакирующий слой – 10 × 1210 × 1500 мм;

Образец 3: основной слой – 100 × 1400 × 2300 мм

плакирующий слой – 10 × 1500 × 2400 мм;

Образец 4: основной слой – 60 × 940 × 850 мм

плакирующий слой – 6 × 1040 × 950 мм.

Изготовленные двухслойные заготовки опытных образцов были подвергнуты контролю внешним осмотром и измерениями, 100 % ультразвуковому контролю на сплошность сцепления слоев по ГОСТ 22727. В результате контроля было установлено следующее:

- при УЗК образца 1 недопустимых дефектов не обнаружено;
- при УЗК образца 2 обнаружен непровар по кромкам на ширине до 20 мм по трем кромкам и до 50 мм по одной кромке, других дефектов не обнаружено;
- при УЗК образца 3 обнаружен непровар по трем кромкам на ширине до 50 мм, других дефектов не обнаружено;
- при УЗК образца 4 обнаружен непровар по одной из кромок длиной 300 мм, шириной 200 мм, общей площадью 325 см^2 , других дефектов не обнаружено.

Из полученных результатов следует, что с целью уменьшения ширины непровара габаритные размеры заготовок плакирующего слоя толщиной 6 – 10 мм перед сваркой взрывом должны быть больше размеров плакируемой заготовки на величину 160 – 200 мм по длине и на величину 120 – 160 мм по ширине.

В связи с этим на стадии исследований обрезку кромочной части биметаллических заготовок, содержащей краевые дефекты, рекомендовано выполнять на ширину от 40 до 100 мм в зависимости от результатов УЗК.

Помимо указанных биметаллических заготовок в Волгоградском государственном техническом университете сваркой взрывом с применением созданной здесь технологии были изготовлены две заготовки двухслойной стали размером $150 \times 1200 \times 3000$ мм.

Затем все двухслойные заготовки поступили на ООО «ОМЗ-Спецсталь» для дальнейшей прокатки на листовой прокат необходимой толщины с последующей термической обработкой (закалка + отпуск).

5.3.3 Проката двухслойной заготовки, полученной сваркой взрывом

На ООО «ОМЗ-Спецсталь» согласно разработанной технологической документации ТУ № 10-12 были прокатаны заготовки плакированной стали, полученные методом сварки взрывом, габаритами:

Прокатка производилась по режиму, удовлетворяющему требованиям технологических указаний № 01-11 на нагрев, прокатку и охлаждение плакированных листов, изготавливаемых методом пакетной прокатки:

1. температура печи при посадке должна быть не более 650 °С;
2. выдержка при температуре посадки - 2 часа;
3. нагрев до температуры 1220 °С со скоростью не более 60 °С/час;
4. выдержка при температуре 1220 °С в течение 6 часов;
5. поднять температуру печи до 1260 °С по мощности печи;
6. выдержка при температуре 1260 °С в течение 1 часа;
7. произвести прокатку в соответствии с назначением.

В результате прокатки были получены листы габаритами:

1. прокат № 77480 - 53×1075×2330 мм;
2. прокат № 77481 - 57,6×1290×3340 мм;
3. прокат № 77485 - 58,5×4456×5650 мм;
4. прокат № 01401 – 57,0×2185×5900 мм;
5. прокат № 01400 – 51,0×2400×5000 мм.

Полученные листы подвергались термической обработке согласно разработанной технологической документации ООО «ОМЗ-Спецсталь».

Закалка:

- посадка в печь, нагретую до температуры 900 ± 30 °С;
- нагрев по мощности печи;
- выдержка при температуре 900 – 920 °С - 3-3,5 часов;
- охлаждение в воде.

Отпуск:

- температура печи перед посадкой не более 660 °С;
- нагрев по мощности печи;
- выдержка при температуре 640 – 650 °С - 7-7,5 часов;
- охлаждение в воде.

Контрольные испытания на срез и изгиб по ГОСТ 10885 и ГОСТ 14019. показали, что прочность биметалла на срез составляет не менее 490 МПа. Прочность биметалла на отрыв составляет не менее 820 МПа. Испытания биметалла на изгиб плакирующим слоем внутрь показали, что угол изгиба составляет более 160°. Предел текучести стали основного слоя 640-650 МПа, ударная вязкость (KCV) - 227-238 Дж/см² при -40 °С, ψ_z -70-72 %, сталь плакирующего слоя не подвержена МКК (Сертификат ООО «ОМЗ-Спецсталь» от 26.12.2012г. № 1583/15-2012).

В результате выполнения работ были выпущены технические условия на прокат толстолистовой из двухслойной стали марки АБ2-АП (ТУ № 0995-089-07516250-2012, дата введения 2012-11-01).

Изготовление в промышленных условиях и исследование структуры и свойств биметаллического листового проката методом электрошлаковой наплавки при работе над диссертацией не планировалось из-за значительного увеличения объема технических мероприятий и материальных затрат на их проведение. Но с учетом большого опыта применения метода ЭШН при получении коррозионно-стойких биметаллов на ОАО «Северсталь» и многочисленных исследований ЦНИИЧерМет по данному вопросу [15, 16, 18, 75-78], а также собственных лабораторных исследований [7, 51, 122, 124, 134] можно ожидать, что получение листового биметалла АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ указанным методом не должно вызвать каких-либо серьезных осложнений.

5.4 Свойства листового проката двухслойной плакированной стали АБ2-АП

5.4.1 Определение механических свойств стали основного и плакирующего слоев

В соответствии с ГОСТ 10885 механические свойства двухслойных листов должны соответствовать требованиям стандартов на сталь марок основного слоя. В нашем случае образцы листового проката плакированной стали с основным слоем из стали марки АБ2-2 (10ХН3МД) по механическим свойствам должны соответствовать требованиям ТУ5.961-11571-2006. Но в случае, если механические свойства стали плакирующего слоя в составе биметалла после проведения всех необходимых технологических операций остаются на уровне свойств металла основного слоя, то возникает возможность учета общей толщины двухслойного листа при проведении расчетов прочности несущих конструкций. Поэтому необходимо было определить механические свойства стали плакирующего слоя. С учетом того, что толщина слоя из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ не превышала 6мм, испытания по определению механических свойств проводились по ГОСТ 1497-84 на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 3 мм (тип III, №9). Результаты испытаний образцов, полученных пакетной прокаткой и сваркой взрывом, приведены в таблице 23.

Проведенные испытания по определению сопротивления срезу, отрыву и загибу на образцах, полученных на разных стадиях изготовления листа сваркой взрывом (таблица 24), показали, что последующая прокатка и термическая обработка увеличивает сопротивление срезу и отрыву, а также исключает образование трещин при загибе на угол 180°.

Таблица 23 - Механические свойства различных слоев биметалла полученных методами пакетной прокатки и сварки взрывом

Марка стали	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относит. удлинение., %	Относит. сужение, %	Примечание
АБ2-2	669	763	21,3 21,2	65,7	Пакетная прокатка
	675	784		66,8	
	683	790	20,5 20,1	66,5	Сварка взрывом
	686	806		68,0	
04X20H6Г11M2АФБ	674	871	22,0 23,5	66,2	Пакетная прокатка
	682	880		67,0	
	698	934	20,7 20,9	63,4	Сварка взрывом
	700	949		64,8	

Таблица 24 Характеристики прочности сцепления слоев биметалла на разных стадиях изготовления листа сваркой взрывом

Стадии изготовления	Характеристики прочности сцепления слоев			
	$\sigma_{\text{среза}}$, МПа	$\sigma_{\text{отр.}}$, МПа	Угол загиба (плакировка сверху), град.	Угол загиба (плакировка снизу), град.
Сварка взрывом	480-490	820-840	97	120
Сварка взрывом + прокатка	600-620	930-970	180	180
Сварка взрывом + прокатка + т/о	580-605	860-910	180	180

Полученные результаты показывают, что по пределу текучести стали АБ2-2 и 04Х20Н6Г11М2АФБ, из которых сформированы основной и плакирующий слои биметалла, независимо от способа его получения после окончательной термической обработки близки друг к другу. Кроме того, полученные значения пределов текучести не выходят за пределы требований технических условий как на сталь основного слоя (ТУ5.961-11571-2006), так и на сталь плакирующего слоя (ТУ5.961-11837-2004), то есть не нарушаются требования ГОСТ 10885-85 .

Для внедрения в судостроение разработанного биметалла с равнопрочными слоями, необходимо проведение дополнительных испытаний по программе, согласованной с Российским Морским Регистром судоходства, что является предметом дальнейших исследований.

5.4.2 Определение статической прочности

В соответствии с требованиями Правил Российского Морского Регистра Судоходства [104] для новых металлических материалов предусмотрено проведение испытаний по определению прочностных механических свойств при растяжении на образцах, выполненных в натурную толщину.

Испытания на растяжение проводились в Крыловском государственном научном центре при температуре окружающего воздуха с определением основных механических свойств в рабочих толщинах, а именно:

1. Условный предел текучести $\sigma_{0.2}$. Скорость нагружения до достижения предела текучести в области упругих деформаций должна быть при этом в пределах, указанных в таблице 25.
2. Временное сопротивление σ_B .

Для определения временного сопротивления σ_B образец растягивали под действием плавно возрастающей нагрузки до разрушения. При этом скорость пла-

стической деформации за условным пределом текучести не должна превышать величины, соответствующей 0,008 нагрузки в секунду.

Таблица 25 – Предельные скорости нагружения в области упругих деформаций

Модуль нормальной упругости материала, Н/мм	Пределы скорости нагружения, Н/мм в секунду	
	мин.	макс.
< 150 000	2	20
≥ 150 000	6	60

3. Относительное удлинение после разрыва δ .

В общем случае результаты определения относительного удлинения считаются действительными для образцов, разрушение которых произошло внутри пределов и не ближе, чем на 1/3 от границ расчетной части (L_0) образца. Однако, несмотря на место разрушения, результаты могут быть зачтены, если полученная величина относительного удлинения равна ожидаемой или превышает ее.

Образцы прямоугольного сечения с расчетной частью $L_0 = 5,65\sqrt{S_0}$ регламентируются Регистром как пропорциональные. Испытания на растяжение для плоского проката толщиной до 40 мм выполняются на плоских образцах полной толщины. Допускается уменьшение толщины образца за счет обработки одной его стороны (основного слоя). Уменьшение толщины образца обычно обусловлено мощностью испытательного оборудования.

Образцы на растяжение исследуемой плакированной стали, представленные на рисунке 62, имели рабочую часть длиной $L_0 = 5,65\sqrt{S_0}$, толщину 40 мм и ширину 25 мм. Были испытаны по два образца плакированной стали, изготовленной пакетной прокаткой и сваркой взрывом. Испытания проводили до разрушения основного слоя металлопроката.

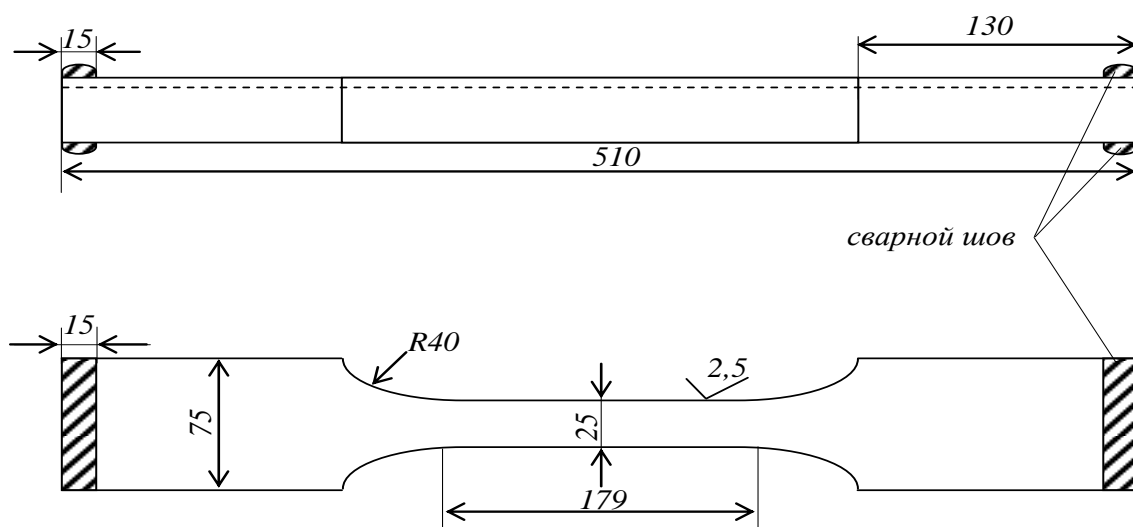


Рисунок 62 – Образец плакированной стали для испытаний на растяжение

Диаграмма растяжения одного из образцов плакированной стали при испытании на статическую прочность представлены на рисунке 63.

В таблице 26 приведены результаты испытаний по определению механических свойств плакированной стали на образцах толщиной 40 мм.

Анализ результатов дополнительного контроля деформирования образцов показал, что взаимодействие основного (сталь АБ2-2) и плакирующего (сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ) слоев двухслойной стали вплоть до напряжений, почти достигающих предела прочности, осуществляются без срывов и проскальзывания. На начальном участке диаграммы (рисунок 63, б) наблюдается несколько пониженное значение модуля упругости, равное $1,96 \cdot 10^5$ МПа, соответствующий модулю упругости аустенитной азотсодержащей стали плакирующего слоя. Испытания на статическую прочность также показали, что плакированная сталь АБ2-АП обладает хорошей пластичностью и запасом на упрочнение более 11 %.

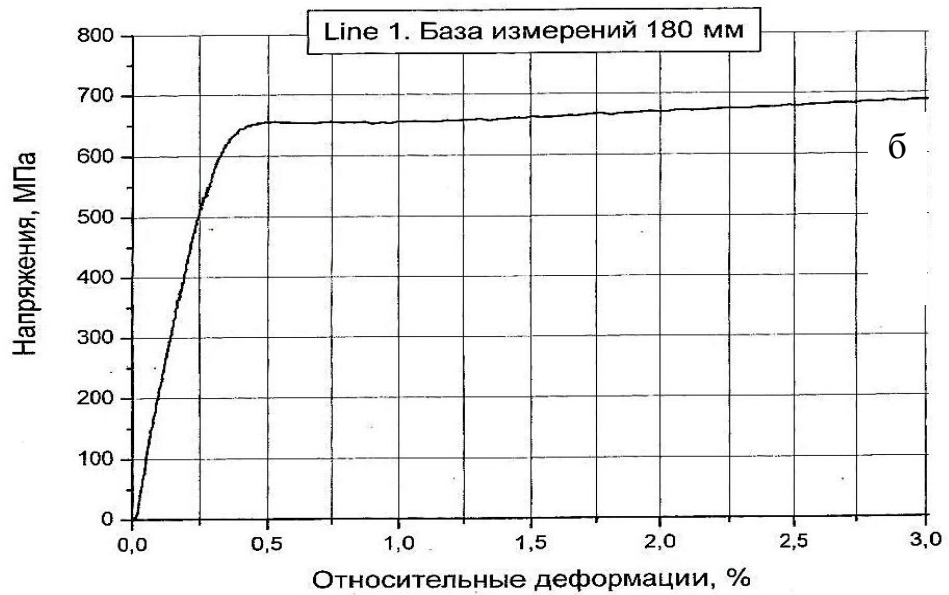
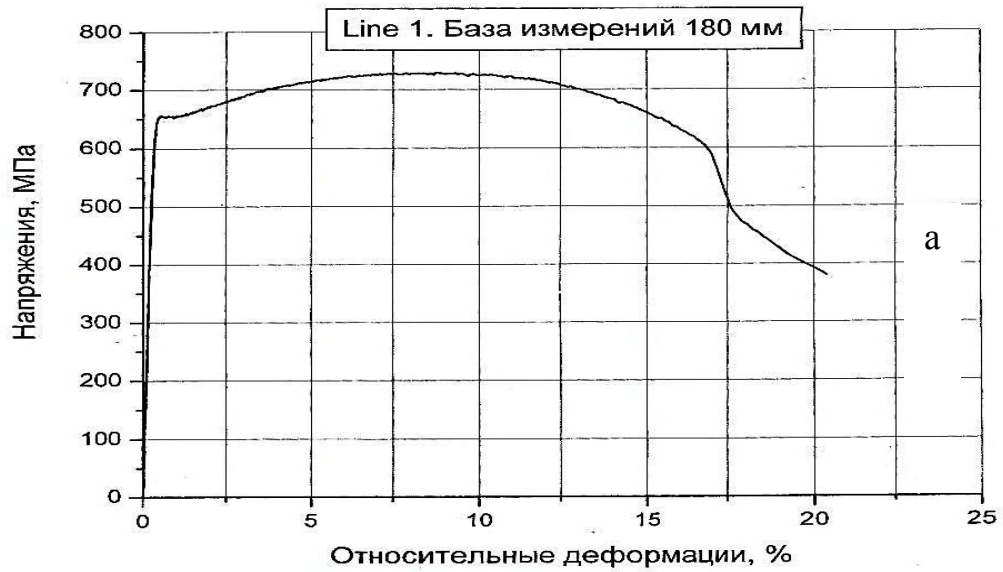


Рисунок 63 - Диаграмма растяжения образца: а - до разрушения образца; б - фрагмент диаграммы растяжения - площадка текучести

Таблица 26 – Механические свойства двухслойной плакированной стали

Способ изготовления стали	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	$\delta, \%$
Пакетная прокатка	746	670	19
	752	675	18
Сварка взрывом + прокатка	758	678	18

Таким образом, полученные характеристики предельной прочности образцов двухслойной стали АБ2-АП в толщине 40 мм показывают, что они соответствуют требованиям к механическим свойствам корпусных сталей по классу прочности 620 МПа Правил Российского морского Регистра судоходства [104].

5.4.3 Определение циклической прочности

Для проведения испытаний на многоцикловую усталость были изготовлены опытные плоские образцы двухслойной стали, имеющие основной слой металла промышленного листового проката АБ2-2, плакированный азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ. Сварной шов в виде односторонней наплавки располагался в середине рабочей части образца на стороне плакирующего слоя.

Испытания проводились в Крыловском государственном научном центре по методике определения прочности двухслойной стали под действием циклических нагрузок, которая применяется при аттестации корпусных сталей на класс Российского Морского Регистра Судоходства (РМРС) и в максимальной степени основывается на требованиях его руководящих документов.

Нагружение и испытания образцов осуществлялись на универсальной испытательной машине МУП-20 в условиях циклического трехточечного изгиба в синусоидальном цикле с частотой не выше ~ 10 Гц. Для центровки образцов при установке в машине существует специальная тензоизмерительная система, состоящая из тензорезисторов группы качества А или Б, усилителя типа УИМ-2 и персонального компьютера типа NotebookNP 8500. Диапазон измеряемых деформаций $\pm 1430 \text{ млн}^{-1}$, погрешность измерения не более $\pm 6,6 \%$.

Для определения размеров образцов используются штангенциркуль типа ШЦ-II-250-0,05 ГОСТ 166-89, диапазон измерений 0-150 мм, цена деления по нониусу 0,05 мм; и линейка измерительная металлическая, диапазон измерения от 0 до 1000 мм, цена деления 1 мм.

На образец, подлежащий испытанию, наклеивается 2 тензорезистора (по одному на лакирующий и основной слой материала образца), для выполнения центровки объекта испытаний на испытательной машине. Затем испытываемый образец устанавливается на опорные ножи испытательной машины и проводится статическое нагружение до уровня $\sim 20\%$ от предполагаемой циклической нагрузки при усталостных испытаниях. При нагружении выполняется предварительное тензометрирование.

Испытания двухслойной стали на многоцикловую усталость проводились под действием синусоидальных циклических знакопостоянных нагрузок при частоте 8-10 Гц. Величина максимальной нагрузки цикла P_{\max} соответствовала уровню нагружения, которое выбиралось таким образом, чтобы долговечность образца до разрушения располагалась в диапазоне от 10^5 до 10^7 циклов. При этом размах циклической нагрузки лежал в пределах от 0,9 до 0,6 предела текучести лакированной стали. Испытания проводились на воздухе и в синтетической морской воде (3,5 % раствор NaCl). Результаты циклических испытаний на воздухе и в морской воде образцов лакированной стали представлены в таблицах 27 и 28.

Таблица 27 - Результаты усталостных испытаний образцов на воздухе, база между опорами $l=200$ мм.

Номер образца (маркировка)	Нагрузка цикла, кГс	Число циклов до разрушения	Размеры поперечного сечения (вне зоны шва), мм		Максимальные напряжения цикла, МПа	Размах цикла, МПа
	макс/мин		толщина	ширина		
2/1 [*] (4)	5800/2500	1338000 образец не разрушен	40,1	40,1	198	154
	6800/2500	1030000 образец не разрушен			232	201
	9900/2500	158300 разрушен по границе сплавления			430	346

Продолжение таблицы 27.

Номер образца (маркировка)	Нагрузка цикла, кГс	Число циклов до разрушения	Размеры поперечного сечения (вне зоны шва), мм		Максимальные напряжения цикла, МПа	Размах цикла, МПа
	макс/мин		толщина	ширина		
2/2 (1)	7500/1000	261000 разрушен по границе сплавления	40,0	40,1	344	304
2/3 (3)	9700/2500	186000 разрушен по границе сплавления	40,0	40,1	423	341
2/4 (2)	7000/1200	291000 разрушен по границе сплавления	40,0	40,1	313	272
2/5 (6)	7200/2500	2465800 разрушен по границе сплавления	40,1	40,2	279	220
2/6 (10)	9000/2500	399100 разрушен по границе сплавления	40,1	40,2	381	305

*) Не разрушенный образец 2/1 после испытаний при нагрузке цикла 5800/2500 кгс повторно испытали при нагрузке 6800/2500 кГс. Образец выдержал без разрушения 1030000 циклов. После увеличения нагрузки до 9900/2500 кгс образец разрушился после 158300 циклов.

На рисунке 64 представлены результаты циклических испытаний плакированной стали АБ2-АП на воздухе и в морской воде, а также для сравнения приведены данные по испытаниям на трехточечный изгиб тавровых сварных соединений стали АБ2-2, плакированной нержавеющей сталью 12Х18Н10Т. Также на рисунке показаны расчетные кривые, взятые из норвежских правил DNV-OS-C203 [135].

Таблица 28 - Результаты усталостных испытаний в синтетической морской воде (3,5 % NaCl), база между опорами $l=200$ мм.

	Нагрузка цикла, кГс	Число циклов до разрушения	Размеры поперечного сечения (вне зоны шва), мм		Максимальные напряжения цикла, МПа	Размах цикла, МПа
	макс/миним		толщина	ширина		
3/1 (8)	6500/1000	976000 разрушен по границе сплавления	40,1	40,1	301	254
3/2 (11)	6500/1000	891000 разрушен по границе сплавления	40,1	40,2	301	254
3/3 (12)	7500/1000	399800 разрушен по границе сплавления	40,1	40,2	344	302
3/4 (5)	8400/1000	386500 разрушен по границе сплавления	40,1	40,2	383	345
3/5 (9)	5400/1000	3265500 разрушен по границе сплавления	40,0	40,2	234	204
3/6 ^{*)} (7)	4300/1000	1632500 образец не разрушен	40,1	40,2	199	152
	5100/1000	782000 образец не разрушен			236	188
	6500/1000	410000 разрушен по границе сплавления			301	254

*) Не разрушенный образец 3/6 после циклических испытаний при максимальной нагрузке цикла 4300 кГс ($N=1632500$) дополнительно испытали при максимальной нагрузке 5100 кГс, при которой он выдержал еще 782000 циклов без разрушения. После этого максимальная нагрузка цикла была повышена еще раз до 6500 кГс, что привело к разрушению образца через 410000 циклов.

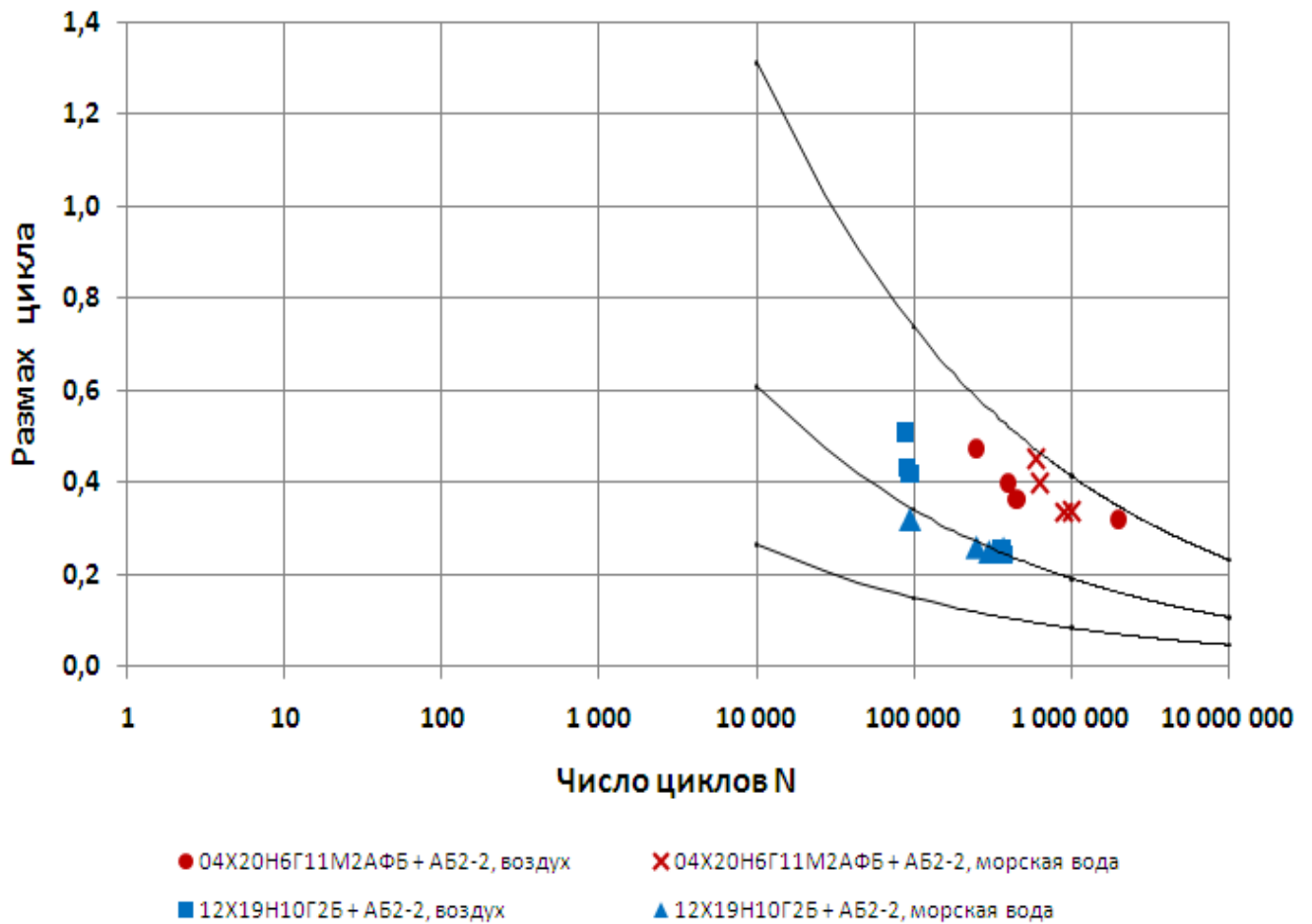


Рисунок 64 - Результаты многоцикловых испытаний сварных соединений двухслойных сталей AB2-2+04X20H6Г11M2AFB и AB2-2+12X18H10T

Из представленных результатов следует, что циклическая прочность образцов с наплавкой с усилением 3-4 мм из биметалла, плакированного азотсодержащей коррозионно-стойкой сталью, более чем в 2 раза выше прочности сварных тавровых соединений из биметалла AB2-2+12X18H10T. Экспериментальные точки лежат в области, примыкающей к верхней кривой, что соответствует наиболее долговечным соединениям.

5.4.4 Оценка свариваемости и качества сварных соединений двухслойной стали

Испытания для проверки свариваемости проводились на листовых заготовках плакированной стали толщиной 50 мм, полученной способом пакетной прокатки. Разделка кромок под сварку X-образная несимметричная с общим углом раскрытия 60° . Конструктивные элементы кромок свариваемых проб и сварного шва показаны на рисунке 65.

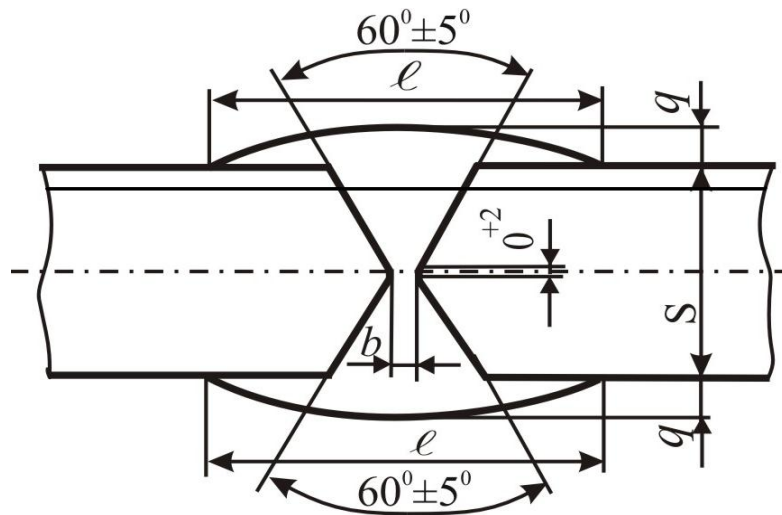


Рисунок 65 - Конструктивные элементы сварного соединения

Сварку пластин для испытаний производили комбинированным способом согласно РД5.УЕИА.3359-09 в следующей последовательности:

1. Сварка со стороны основного металла производилась низколегированными сварочными материалами на $2/3$ толщины сварного соединения. Корень шва зачищался механическим способом (абразивным камнем). Затем производили сварку со стороны плакирующего слоя аустенитными сварочными материалами на $1/3$ толщины сварного соединения.

Сварку основного слоя стали марки АБ2-2 производили низколегированными электродами марки 48ХН-5 (ТУ 5.965-11626-2004) диаметром 4 мм с помощью ручной электродуговой сварки.

2. Сварка плакирующего слоя (коррозионно-стойкая азотсодержащая сталь марки 04Х20Н6Г11М2АФБ) осуществлялась механизированным способом в среде защитного газа (смесь 80 %Ar + 20 %CO₂) аустенитной проволокой марки Св-09Х16Н25М6АФС диаметром 1,2 мм (ТУ 1557-092-075-16250-2012).

Сварочные материалы проходили все этапы контроля и подготовки в соответствии с требованиями действующей нормативно-технической документации.

Режимы сварки приведены в таблицах 29 и 30.

Таблица 29 - Режимы ручной дуговой сварки электродами 48ХН-5

Положение шва в пространстве	Диаметр проволоки, мм	Номер валика	Сварочный ток, А	Напряжение, В
нижнее	4	Первый	150	23
		Второй и последующие	170	24

Таблица 30 - Режимы механизированной дуговой сварки в среде защитного газа проволокой Св-09Х16Н25М6АФС

Положение шва в пространстве	Диаметр проволоки, мм	Номер валика	Сварочный ток, А	Напряжение, В
нижнее	1,2	Первый и последующий	190	26

Общий порядок проведения и виды контроля сварных соединений определялись Правилами контроля ОСТ5Р.1093-93.

На рисунке 66 приведена макроструктура сварного соединения плакированной стали.

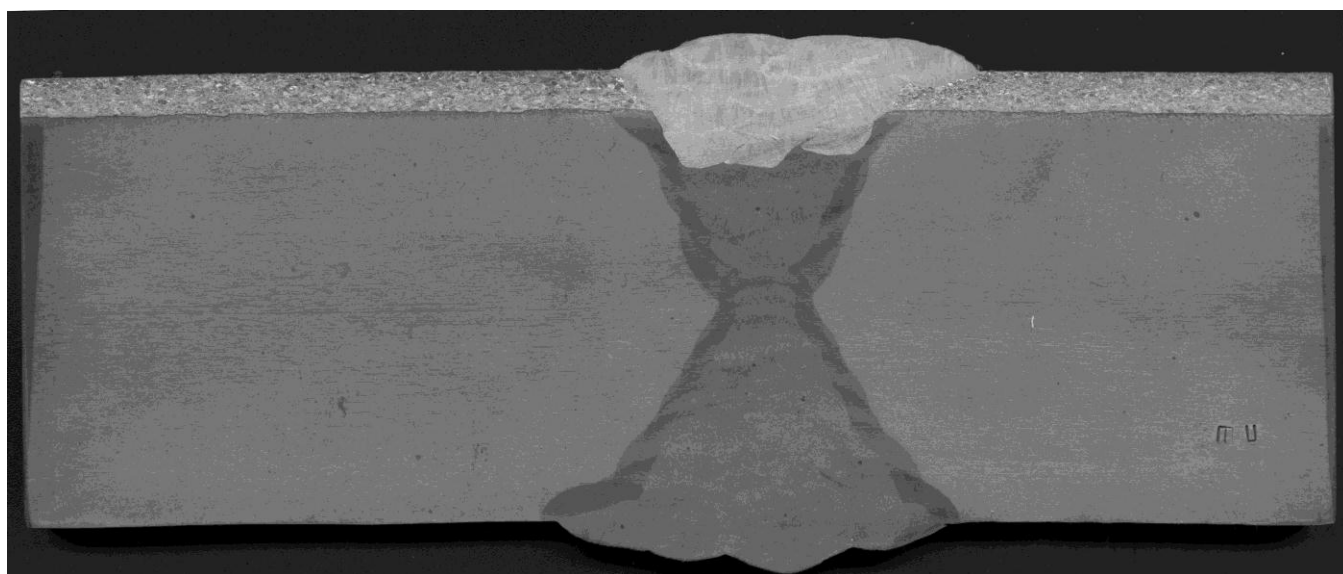


Рисунок 66 – Макроструктура сварного соединения плакированной стали.
Травление в царской водке 20 с, затем в 10 % водном растворе HNO_3 – 15 с.
Масштаб – 1:1

Внешний и измерительный контроль наличия дефектов не показал. Сварные пробы по результатам радиографирования были оценены баллом 3 (ОСТ5Р.109-93).

Из полученной сварной пластины были вырезаны и испытаны образцы металла основного слоя для определения ударной вязкости и твердости различных зон сварного соединения.

Результаты испытаний на ударный изгиб приведены в таблице 31.

Твердость по Виккерсу определялась по 5 параллельным линиям на поперечном темплете сварного соединения. Результаты испытаний обработаны по ГОСТ 2999. Результаты определения твердости приведены в таблице 32. Максимальное значение твердости (~ 350 HV) наблюдается, как и следовало ожидать в зоне термического воздействия.

Таблица 31 – Результаты определения работы удара и ударной вязкости

Место нанесения надреза	Температура испытаний, °С	Работа удара, Дж		Ударная вязкость, Дж/см ²	
Сварной шов	+20	76,8	77,4	95,8	96,6
		71,9		90,1	
		83,5		104,1	
Линия сплавления	+20	150,4	129,0	188,0	161,4
		114,6		143,3	
		122,0		152,9	
Линия сплавления +2 мм	+20	124,0	130,0	155,7	163,4
		131,8		165,2	
		135,2		169,3	
Линия сплавления +5 мм	+20	107,3	102,7	133,7	127,9
		101,9		127,1	
		98,9		123,1	
Сварной шов	-40	72,5	68,3	90,4	85,2
		63,1		78,6	
		69,4		86,6	
Линия сплавления	-40	111,4	108,6	139,3	135,8
		99,6		124,5	
		114,9		143,6	
Линия сплавления +2 мм	-40	95,6	102,8	119,6	129,0
		99,9		125,4	
		112,9		142,2	
Линия сплавления +5 мм	-40	90,2	88,7	112,6	110,8
		87,2		108,8	
		88,8		111,0	

Таблица 32 – Результаты определения твердости различных зон сварного соединения

№ ли нии	Твердость HV ₁₀														
	ОМ	ОМ	ОМ	ЗТВ	ЗТВ	ЗТВ	МШ	МШ	МШ	ЗТВ	ЗТВ	ЗТВ	ОМ	ОМ	ОМ
1	256	262	249	275	270	267	265	256	260	249	246	253	273	248	244
2	248	251	250	328	368	381	233	253	240	374	383	349	243	253	251
3	248	243	246	330	361	381	288	299	285	266	315	323	245	252	256
4	267	265	256	357	347	370	327	295	305	359	341	315	259	248	255
5	238	248	237	316	318	322	258	250	262	319	349	351	228	243	250

Примечание: ОМ - основной металл; ЗТВ - зона термического воздействия; МШ - металл шва

Таким образом, полученные результаты испытаний сварного соединения двухслойной плакированной стали показали отсутствие дефектов в сварных швах исследуемой, а также соответствие величины работы удара всех зон сварного соединения требованиям «Правил постройки и классификации морских судов» к сварным соединениям корпусных судостроительных сталей.

Выводы по главе 5

1. Изготовлены в промышленных условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь» полуфабрикаты стали АБ2-2 в качестве заготовок для основного слоя биметалла и полуфабрикаты высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ для изготовления плакирующего слоя.

2. Изготовлена опытная партия листового проката методом пакетной прокатки и методом сварки взрывом. Выпущены технические условия: ТУ 0995-

089-07516250-2012 «Прокат толстолистовой из двухслойной стали марки АБ2-АП».

3. Определены механические свойства основного и плакирующего слоев биметалла, которые показали, что по пределу текучести стали АБ2-2 и 04Х20Н6Г11М2АФБ, из которых сформированы основной и плакирующий слои биметалла, независимо от способа его получения после окончательной термической обработки близки друг к другу. Испытания статической и циклической прочности биметалла на образцах толщиной 40 мм показали, что двухслойная сталь АБ2-АП соответствует требованиям к механическим свойствам корпусных сталей по классу прочности 620 МПа правил РМРС.

4. Результаты испытаний сварного соединения двухслойной плакированной стали показали отсутствие дефектов в сварных швах исследуемой, а также соответствие, величины работы удара всех зон сварного соединения требованиям «Правил постройки и классификации морских судов» к сварным соединениям корпусных судостроительных сталей.

ВЫВОДЫ

1. Применительно к металлургическому оборудованию научно-экспериментального комплекса ЦНИИ КМ «Прометей» изготовлены опытные образцы двухслойной плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ с применением различных способов соединения основного и плакирующего слоев, а именно:

- способ пакетной прокатки;
- способ нанесения наплавки с последующей прокаткой;
- способ сварки взрывом с последующей прокаткой.

2. Установлено, что прокатка заготовок, полученных указанными способами, в температурном интервале 1250-950 °С с последующей термической обработкой (с закалкой от 900 °С с охлаждением в воду и последующим отпуском при температуре 630-640 °С) обеспечивает достижение необходимого уровня прочности сцепления слоев биметалла, улучшает характеристики пластичности при загибе на угол 180° и не приводит к появлению склонности в межкристаллитной коррозии плакирующего слоя.

3. Показано, что размеры и форма зоны сцепления у линии контакта слоев зависят от технологии получения стали. Для сварки взрывом характерно образование зубчатой формы границы слоев. Для других способов получения плакированной стали линия контакта имеет форму, которая близка к прямолинейной. При любых технологиях получения двухслойной стали вдоль линии контакта образуется зона шириной 3-30 мкм, которая характеризуется измельчением зерен аустенита, изменением концентрации легирующих элементов, образованием мартенситных структур и увеличением твердости.

4. Сформировавшиеся структуры в зоне сцепления слоев двухслойной плакированной стали АБ2-2 + 04Х20Н6Г11М2АФБ, полученной по различным технологиям, обеспечивают следующие механические свойства: сопротивление отрыва составляет 740-840 МПа; и до 970 МПа – после сварки взрывом с прокаткой;

сопротивление срезу – 490-560 МПа. Все значения напряжения среза значительно превышают требования ГОСТ 10885-85 ($\sigma_{отр} \geq 147$ МПа) и Российского Морского Регистра Судоходства ($\sigma_{ср} \geq 355$ МПа). Независимо от способа получения двухслойной стали все образцы выдержали испытания на холодный изгиб на угол 180° после проведения термической обработки.

5. После термической обработки металл основного слоя сохраняет по всей толщине бейнитную структуру, которая обеспечивает уровень механических свойств стали АБ2-2, предусмотренных техническими условиями ТУ 5.961-11571. Сталь плакирующего слоя 04Х20Н6Г11М2АФБ превосходит аустенитную нержавеющую сталь 08Х18Н10Т по сопротивлению общей и питтинговой коррозии и межкристаллитной коррозии. Восстановление пассивной пленки в условиях трения в растворе электролита на стали 04Х20Н6Г11М2АФБ происходит в 1,5 раза быстрее, чем на стали 08Х18Н10Т.

6. Исследование коррозионной и эрозионной стойкости стали плакирующего слоя 04Х20Н6Г11М2АФБ, в сравнении с нержавеющей сталью типа 18-10 в условиях сухого трения и определение способности к восстановлению пассивности на этих сталях в условиях трения в соленой воде, показало, что, при сухом трении сталь 18-10 из-за выкрашивания образующегося хрупкого слоя мартенсита уступает по сопротивлению изнашивания более, чем в два раза азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ; определение скорости падения электрохимического потенциала показало, что восстановление пассивной пленки в условиях трения в растворе электролита на стали 04Х20Н6Г11М2АФБ происходит в 1,5 раза быстрее, чем на стали 08Х18Н10Т.

7. В промышленных условиях изготовлена опытная партия листового проката методом пакетной прокатки и сварки взрывом Выпущены технические условия: ТУ 0995-089-07516250-2012 «Прокат толстолистовой из двухслойной стали марки АБ2-АП».

8. Установлено, что по пределу текучести стали АБ2-2 и 04Х20Н6Г11М2АФБ, из которых сформированы основной и плакирующий слои

биметалла, независимо от способа его получения после окончательной термической обработки близки друг к другу.

9. Испытания статической и циклической прочности биметалла на образцах толщиной 40 мм показали, что двухслойная сталь АБ2-АП и ее сварные соединения соответствуют требованиям к механическим свойствам корпусных сталей по классу прочности 620 МПа правил РМРС. Работа проведена в период 2009-2016 годов в рамках федеральных программ развития гражданской морской техники, а также в рамках хозрасчетных договоров.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Ованесьян К.К. Исследование причин интенсивного коррозионного износа наружной обшивки корпусов ледоколов. / К.К. Ованесьян, А.А. Харьков, В.Б. Логинов // Технология судостроения.-№3.- 1990.- с.15-18.
2. Соколов О.Г. Современные свариваемые судостроительные стали в России и за рубежом./О.Г Соколов, В.А. Малышевский, Ю.Л. Легостаев. // Сварочное производство - 1995. - № 5 - с.19-21.
3. Легостаев Ю.Л. Высокопрочная плакированная сталь для работы в экстремальных условиях. Особенности строения переходной зоны. / Ю.Л. Легостаев, В.А. Малышевский, Г.Д. Мотовилина, Т.Г. Семичева. // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства.- 2004.- Вып.21. - с. 98-109.
4. Кузьмин Ю.Л. Ледостойкие анодные узлы для систем катодной защиты от коррозии / Ю.Л. Кузьмин, В.Н. Троценко, Т.Е. Медяник, Г.В. Торрандо.// Судостроение.-2001.-№6. - с.48-49.
5. Малышевский В.А. Создание высокопрочных корпусных сталей – от первых экспериментов до наших дней./ В.А. Малышевский, Г.Ю. Калинин, А.А. Харьков. // Вопросы материаловедения.- 2011-№1 (65) -. с.17-27.
6. Горынин И.В. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали./И.В. Горынин, В.А. Малышевский, Г.Ю, Калинин, С.Ю. Мушникова, О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина // Вопросы материаловедения.-2009.- №3(59)- с.7-15.
7. Калинин Г.Ю. Исследование структуры и свойств высокопрочной коррозионно-стойкой азотистой стали 04X20H6Г11M2АФБ. / Г.Ю.Калинин, С.Ю. Мушникова, О.В. Фомина, А.А. Харьков.// Вопросы материаловедения. - 2006.- №1 (45). - с.45-54.
8. Горынин И.В. Биметаллические материалы / Под редакцией И.В. Горынина, В.Я. Остренко – Ленинград: Судостроение, 1984 - 272с.

9. Титова Т.И. Биметалл 2,25Cr-1Mo + 08X18H10T для сосудов давления, эксплуатируемых в условиях климатического холода / Т.И. Титова, И.Ф. Семернина, С.А. Бочаров // Сборник докладов 6 международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике». СПб. - 2004. - с.103-104.

10. Шахпазов Е.Х.. Двухслойные стали нового поколения для сосудов и аппаратов нефтехимических производств. / Е.Х. Шахпазов, Родионова И.Г., А.И. Зайцев, А.А. Павлов // Химическое и нефтегазовое машиностроение. -2009 - №11. - с.42-43.

11. Сиротенко Л.Д. Применение биметаллических материалов в машиностроении. / Л.Д. Сиротенко, Е.С. Шлыков, Т.Р. Абляз // Электронный научный журнал // Современные проблемы науки и образования. – 2015 - №2. ч.1.

12. Еремичев А.А.. Кинетика коррозионно-усталостного разрушения сварных соединений биметаллических котлов для варки целлюлозы. /А.А. Еремичев, С.Х. Петерайтис, А.К. Хрусталеv, А.Ю. Виноградов, М.О. Меркулова. // Сварочное производство. -1992.- №4.- с.14-16.

13. Машиностроение. Энциклопедия / Под ред. К.В. Фролова. М.: Машиностроение. / Стали и чугуны, Т.П. Под ред. О.А. Банных.- 2000- 784с.

14. Сидоров И.И. Биметаллы, изготовленные сваркой взрывом для судостроения и морской техники. Справочник: «Судостроительные стали». под ред. И.В. Горынина - 2001. - с.288-302.

15. Зайцев А.И. Современные направления развития производства и применения двухслойных сталей. / А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, А.В. Амежнов, А.А. Павлов // Металлург. - 2012. - №11 - с. 44-48.

16. Родионова И.Г. Коррозионно-стойкие биметаллы с прочным сцеплением слоев для нефтехимической промышленности и других отраслей. // И.Г. Родионова, А.А. Павлов, А.И. Зайцев, А.В. Голованов, А.А. Быков, А.А. Шарапов, О.Н. Бакланова. – М. : ЗАО «Металлургиздат».- 2011.- 292с.

17. Реформатская И.И. Перспективы использования биметаллических труб на промысловых нефтегазопроводах Западной Сибири./ И.И. Реформатская, В.В. Завьялов, И.Г. Родионова и др. // Защита металлов. -2000. - №1 (Т.36) – с.51-57.
18. Быков А.А. Развитие производства биметаллов / А.А. Быков.- Металлург. - 2009. - №8. - с. 70-75.
19. Качурин Л.Г. Генерация электромагнитного поля при разломе ледяных покровов акваторий / Л.Г. Качурин, В.Я. Андросенко, В.Б. Логинов, В.Ф. Псаломщиков, К.К. Ованесьян, А.А. Харьков // Физика атмосферы и океана. Изв. АН СССР. - 1988- №10 (Т.24). - с.1113-1116.
20. Качурин Л.Г. Физико-химические процессы при механическом взаимодействии металла со льдом / Л.Г. Качурин, В.Я. Андросенко, В.Б. Логинов, К.К. Ованесьян, В.Ф. Псаломщиков, А.А. Харьков // Технология судостроения -1990.- №3. - с. 22-24.
21. Горынин И.В. Высокопрочные свариваемые стали / И.В. Горынин, В.А. Малышевский, Ю.Л. Легостаев, Л.В. Грищенко // Вопросы материаловедения. - 1999. - № 3(20) - с.21-29.
22. Малышевский В.А. Хладостойкие стали для судостроения и морской техники / В.А. Малышевский, Т.Г. Семичева, Н.Ф. Владимиров, Е.И. Хлусова // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. - 2004.- Вып.21.- с. 134-149.
23. Орыщенко А.С. Принципы легирования и требования к технологическим процессам производства высокопрочных корпусных сталей нового поколения. / А.С. Орыщенко, Е.И. Хлусова, С.А. Голосиенко // Вопросы материаловедения. – 2014. – с. 9-25.
24. Крошкин А.А. К вопросу о влиянии легирующих элементов на фазовые превращения и упрочнение сорбитотвердеющей стали / А.А. Крошкин, В.А. Малышевский, Т.Г.Семичева и др. // Вопросы судостроения. Серия Металловедение. -1973. - Выпуск 3(17). - с.98-104.

25. Горынин И.В. Проблемы выбора материалов и технологий сварки при строительстве ледостойких платформ / И.В.Горынин, Л.В. Грищенко, Б.В. Соколов // Регистр СССР: Научно-технический сборник- 1977.-Том 1, Вып. 20. – с.120-134.
26. Горынин И.В. Основные аспекты создания и применения высокопрочной конструкционной стали / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Ю.Л. Легостаев, Т.Г. Семичева // Вопросы материаловедения. -1999. - №3 - с.7-21.
27. Владимиров Н.Ф. Развитие технологии производства листовых корпусных сталей / Н.Ф. Владимиров, А.Я. Голубев // Вопросы материаловедения. - 1999. - №3 (20). - с. 29-45.
28. Рыбин В.В. Технологии создания конструкционных наноструктурированных сталей / В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2009. -№6. - с.3-7.
29. Горынин И.В. Создание и внедрение новых конкурентоспособных хладостойких сталей для морских арктических конструкций и судов ледового плавания. / И.В. Горынин, В.А. Малышевский, В.В. Рыбин, Е.И. Хлусова // Морские интеллектуальные технологии. - 2009. -№1. - с.23-27.
30. Горынин И.В. Принципы легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких свариваемых судостроительных сталей. / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова // Металловедение и термическая обработка. - 2007. - №1. - с.9-15.
31. Голованенко С.А. Сварка прокаткой биметаллов. / С.А. Голованенко. - М.: Металлургия. - 1977.- 160с.
32. Макаров А.В. Твердость, теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упроченных в условиях трения скольжения. / А.В. Макаров, А.Г Коршунов, И.Л. Солодова, И.Ю. Малыгина // Деформация и разрушение материалов. - 2006. - № 4. - с.26-33.
33. Счастливец В.М. Влияние структуры на износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей после изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. / В.М.

Счастливец, А.В. Макаров, Т.И. Табатчикова. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им.Г.И. Носова. - 2004. - №4(8).- с.73-81.

34. Соколов О.Г. Высокопрочные плакированные стали, стойкие к коррозионно-эрозионному износу. /О.Г. Соколов, В.А. Малышевский, Ю.Л. Легостаев, Л.В. Грищенко. // Прогрессивные материалы и технологии. - 1993. - №1- с.12-13.

35. Легостаев Ю.Л. Особенности структуры высокопрочной плакированной стали. / Ю.Л. Легостаев, Г.Д. Мотовилина, Т.Г. Семичева. // Вопросы материаловедения. - 1998. - Выпуск 2(15). - с.5-11.

36. Гольштейн М.И. Специальные стали: Учебник для вузов / М.И. Гольштейн С.В., Ю.Г. Векслер – М.: МИСИС, 1999. - 408с.

37. Сагарадзе В.В. Упрочнение аустенитных сталей / В.В Сагарадзе, А.И. Уваров – М.: Наука, 1989. - 270с.

38. Гудремон Э. Специальные стали. / Э. Гудремон. - М.: Metallurgizdat, 1959. -Том 1. - 601с.

39. Банных О.А. Научные основы создания нового поколения сталей и сплавов для эксплуатации в экстремальных условиях и технологии их обработки / О.А. Банных, В.М. Блинов, Г.Г. Деркач., А.Г. Колесников, М.В. Костина, А.Ф. Петраков, В.Н. Семенов // М.: Труды ИМЕТ РАН, - 2000. - с.86.

40. Костина М.В. Легированные азотом хромистые коррозионно-стойкие стали нового поколения / М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов, А.А. Дымов // Материаловедение – 2001. – № 47. -с.35-44.

41. Костина М.В. Особенности сталей, легированных азотом / М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов // Материаловедение и термическая обработка металлов – 2000. - №12. - с.3-6.

42. Гаврилюк В.Г. Физические основы конструирования азотистых сталей / В.Г. Гаврилюк Известия РАН, Серия физическая. – 2005. - №10 (т.69). - с.33-56.

43. Gavriljuk V.B. Nitrogen in Iron and Steel / V.B. Gavriljuk. // ISIInternational.- 1996.- V. 36 (№7). - p.738-745.

44. Speidel O.M. High Nitrogen Steels / M.O.Speidel, C.Kowanda, M.Diener // Ziirich: Instite of Metallurgy, - 2003. – 350 p.
45. Коджаспиров Г.Е. Влияние температурно-деформационных условий на упрочнение и разупрочнение азотсодержащих коррозионно-стойких сталей / Г.Е. Коджаспиров, Р.В. Сулягин, Л.П. Карьялайнен // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. - 2005. - №11 (605).- с.22-26.
46. Приданцев М.В. Высокопрочные аустенитные стали / М.В. Приданцев, Н.П. Талов, Ф.Л. Левин - М. Metallurgiya. 1969, 248с.
47. Шпайдель М.О. Новые азотсодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью / М.О. Шпайдель. // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov -2005. - №11 (605). - с.9-13.
48. Катада Э. Стали с повышенным содержанием азота, разработанные в национальном институте материаловедения / Э. Катада, Н. Ванишц, Х. Бабак // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. - 2005. - №11-с.14-16.
49. Сагарадзе В.В. Структура и механические свойства толстолистовой азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ. / В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров, Н.Д. Печеркина. // Физика металлов и металловедение. - 2006.- №2 (т.102). - с.147-151.
50. Терентьев В.Ф. Механические свойства аустенитной коррозионно-стойкой стали с повышенным содержанием азота./ В.Ф. Терентьев, Е.В Блинов, С.Ю. Мушникова, Д.В. Просвирин, О.А.Харьков, О.В. Фомина, В.М. Блинов.// Деформация и разрушение материалов. -2011.-№5.-с.30-37.
51. Калинин Г.Ю. Проработка технологических процессов создания двухслойной стали с защитным плакирующим слоем из стали 04X20H6Г11M2АФБ / Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушникова, О.А. Харьков, О.В. Фомина, А.А. Харьков, В.Д. Ямпольский, Т.В. Вихарева // Тяжелое машиностроение. - 2013. - №9. - с.2-6.
52. Калинин Г.Ю. Новая коррозионно-стойкая азотсодержащая аустенитная сталь НС-5Т/ Г.Ю. Калинин, Ю.Л. Легостаев,

В.А. Малышевский и др. // Вопросы материаловедения. - 1996. - Вып.3 (6). - с.5-15.

53. Barboian R. Corrosion Test and Standards Application and interpretation./ R. Barboian // USA: ASTM. - 1995. - 730p.

54. Шлямнев А.П. Нержавеющие стали с азотом: структура, свойства. вопросы технологии производства. / А.П. Шлямнев, В.А. Углов, Г.А. Филиппов, И.П. Шабалов, Н.Х. Мухатдинов. / ОАО «Черметинформация». Бюллетень «Черная металлургия». - №2. - 2013. - с.42-57.

55. Poppmeier W.A.H. The manufacture of stainless clad steels. / W.A.H. Poppmeier, J.C. Vreugdenburg. // Journal of the South African Institute of mining and metallurgy.-1991.-№12.-p.435-439.

56. Рудской А.И. Теория и технология прокатного производства. / А.И. Рудской, В.А. Лунев. // СПб: Наука.- 2008. - с.419-424.

57. Голованенко С.А. Производство биметаллов./ С.А. Голованенко, Л.В. Меандров М.: Металлургия. - 1966. - 304с.

58. Дурынин В.А. Способ получения крупногабаритных плакированных листов / В.А. Дурынин, Т.И. Титова, Э.С. Каган, И.Ф. Семернина, А.А. Сорокин, А.Б. Родичев, В.В. Волков // Патент РФ. - №2225781.-Опубл. 20.09.2003.

59. Дурынин В.А. Опыт изготовления плакированной листовой стали повышенной прочности и хладостойкости. / В.А. Дурынин, Т.И. Титова, Э.С. Каган, И.Ф. Семернина. // Электрометаллургия. - 2003. - №8.- с.33-35.

60. Рыбкин А.Н. Способ изготовления двухслойных горячекатаных листов с основным слоем из низколегированной стали и плакирующим слоем из коррозионно-стойкой стали / А.Н. Рыбкин, И.Г. Родионова и др.// Патент РФ. - №2170274. - Опубл.10.07.2001.Бюл.№19.

61. Каган Э.С. Производство и исследование биметаллических листов / Тяжелое машиностроение. - 1997. - №4. - с.66-67.

62. Карташкин Б.А.. О кинетике процесса образования соединения при сварке в твердом состоянии однородных металлов / Б.А. Карташкин,

Э.С. Каракозов, М.Х. Шоршоров. // Физика и химия обработки материалов. - 1968. - №3. - с.3-9.

63. Красулин Ю.Л. Дислокации как активные центры в топохимических реакциях / Ю.Л. Красулин. // Теоретическая и экспериментальная химия. - 1967. - Т.3. вып.1. - с. 58-65.

64. Красулин Ю.Л.. О механизме образования соединения разнородных металлов в твердом состоянии / Ю.Л. Красулин, М.Х. Шоршоров // Физика и химия обработки материалов. - 1967. - №1. - с.89-97

65. Конон Ю.А. Сварка взрывом. /Ю.Л. Конон, Л.Б. Первухин,А.Д. Чудновский Под ред. В.М. Кудинова.// М.: - Машиностроение.- 1987.-216с.

66. Лихачев В.А. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В.А. Лихачев, В.Е. Панин, Е.Э. Засимчук. // Киев.: Наукова думка. – 1989. – 320с.

67. Владимиров Н.Ф. Листовые плакированные стали / Н.Ф. Владимиров, Г.Д. Мотовилина. // Справочник «Судостроительные стали». Под ред. И.В. Горынина. СПб: «Судостроение». -2001. - с.288-302.

68. Электрошлаковая сварка и наплавка. – под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение.- 1980.- 511с.

69. Меандров Т.В. Двухслойные коррозионно-стойкие стали за рубежом / Т.В. Меандров. // М.: Металлургия. - 1970. -232с.

70. Быков А.А. Коррозионно-стойкий биметаллический листовой прокат / А.А. Быков // Сталь. - 1979. - №6. - с.446-450.

71. Патон Б.Е. Новый процесс получения биметалла с коррозионно-стойким плакирующим слоем / Б.Е. Патон, Ю.А. Стеренбоген, Н.А. Мосендз и др. // Сталь.-1983.-№7.- С.16-17.

72. Дакуарт У. Электрошлаковый переплав. / У. Дакуарт, Д. Хойл. М.: Металлургия. - 1973. - с.68-76.

73. Коннов Ю.П. Электрошлаковая наплавка с вертикальным расположением заготовки для получения коррозионно-стойких биметаллов / Ю.П. Коннов, М.А. Киссельман, И.Ю. Коннова и др.// Сталь. - 1993. - №5. - с.26-30.

74. Родионова И.Г. Способ получения биметаллического слитка / И. Г. Родионова, В.А. Гришин, В.А. Рыбкин и др.// Патент РФ. -№ 2087561.- Опубл.20.08.1997.- Бюлл. №33.

75. Родионова И.Г. Создание методом электрошлаковой наплавки нового поколения высокопрочного коррозионно-стойкого, износостойкого биметаллического проката для различных областей техники и промышленности / И.Г. Родионова, А.А. Павлов, А.И. Зайцев, А.В. Амежнов. // Сб. материалов VII МНТК «Современные методы и технологии получения и обработки материалов». (Минск. 19-21 сентября 2012г.). - Т. 1. - с. 260-267.

76. Родионова И.Г. Влияние способа изготовления двухслойных коррозионно-стойких сталей на их технологические и эксплуатационные характеристики / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, А.В. Амежнов и др.// Химическое и нефтегазовое машиностроение. -2011.-№12.-с.46-52.

77. Зайцев А.И. Разработка технологических приемов получения биметалла методом электрошлаковой наплавки / А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, А.В. Амежнов и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. М.: ЦНИИЧерМет. - 2013. - №2. - с.26-33.

78. Амежнов, А.В. Научные и технологические принципы повышения качества и расширения сортамента коррозионно-стойких двухслойных сталей, получаемых методом электрошлаковой наплавки: автореф дис. ... канд. тех. наук: 05.16.01 /Амежнов Андрей Владимирович. - М., 2013.-28с.

79. Лысак В.И. Сварка взрывом / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин – М.: Машиностроение, 2005.- 544с.

80. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А.А. Дерibas-Новосибирск. Наука, 1980.- 222с.

81. Лысак В.И. Композиционные материалы XXI века. / В.И. Лысак, В.С. Седых, С.В. Кузьмин и др. // Наука производству.- М.: - 2000. -№ 1.- с. 12-17.

82. Лысак В.И. Опыт изготовления сваркой взрывом крупногабаритных биметаллических листов с коррозионно-стойким слоем. / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин. // Известия Волгоградского ГТУ. - Вып. № 20(147). - Том 7. - с. 5-15.
83. Седых В.С. Сварка взрывом / В.С. Седых, А.А. Дерибас, Е.И. Биченков, Ю.А. Тришин // Сварочное производство. -1962.- №2.- с.6-9.
84. Кузьмин С.В. Формирование соединения при сварке металлов взрывом / С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, Е.А.Чугунов, А.П. Пеев. // Автоматическая сварка. - 2000. - №11. - с. 25-29.
85. Захаренко И.Д. Сварка металлов взрывом./ И.Д. Захаренко. - Мн.: Наука и техника, 1990.- 205с.
86. Лысак В.И. Физические основы в области практического применения сварки взрывом. / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин, М.Н. Кривенцов, В.И. Кузьмин // М.: Наука производству. - 2005.- № 1.- с. 17-21.
87. Лысак В.И. Деформационно-энергетические аспекты и примеры практического применения процесса сварки взрывом / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин. // Сварочное производство. - 2009. - № 7. - с. 32-37.
88. Каракозов Э.С. Сварка металлов давлением / Э.С. Каракозов.// М.: Машиностроение. -1986. - 378с.
89. Костецкий Б.И. Дислокационная модель процесса холодной сварки металлов./ Б.И. Костецкий, И.П. Ивженко.// Автоматическая сварка. - 1964. -№5. - с.18-20.
- 90 Седых В.С. Сварка взрывом как разновидность процесса соединения металлов в твердой фазе / В.С. Седых. // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Межвузовский сборник научных трудов. ВолгПИ.- Волгоград, 1974.- Вып.1. - с.3-24.
91. Кноппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали./ Г. Кноппель.- М.: Metallurgiya, 1973.-310с.
92. Каблуковский Л.Ф. Современные технологии внепечной обработки чугуна и стали./ Л.Ф. Каблуковский, Я.Л. Кац, С.К. Якубов и др. //Сталь.-1994. - №9. – с. 15-17.

93. Мушникова С.Ю. Исследование влияния азота на стойкость к питтинговой коррозии аустенитных сталей / С.Ю. Мушникова, Ю.Л. Легостаев, А.А. Харьков и др. // Вопросы материаловедения. - 2004.- №2 (38). - с.126-135.

94. Коршунов Л.Г. Структура и трибологические свойства азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей / Л.Г. Коршунов, В.В. Сагарадзе, Н.Л. Черненко, Н.Л. Печеркина, Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушникова, О.А. Харьков // Вопросы материаловедения - 2012.- №3(71). - с. 1-10.

95. Коршунов Л.Г. Влияние легирования и термической обработки на структуру и трибологические свойства азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при абразивном и адгезионном изнашивании./ Л.Г. Коршунов, Ю.Н. Гойхенберг, Н.Л. Черненко. // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2007. - №5. - с.9-18.

96. Калинин, Г.Ю. Влияние режимов горячей прокатки на структуру и упрочнение высокоазотистой коррозионно-стойкой маломагнитной стали 05X19AG10H6MФБ / Г.Ю. Калинин, В.Д. Ямпольский // Вопросы материаловедения. - 2008. -вып. 1 (53). - с.45-52.

97. Калинин Г.Ю. Влияние степени горячей пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной высокопрочной коррозионно-стойкой стали 05X19H5Г12AM2БФ / Г.Ю. Калинин, В.А. Малышевский, С.Ю. Мушникова и др. // Вопросы материаловедения. -2003. - №4 (36). - с.5-11.

98. Банных О.А. Влияние режимов горячей прокатки и термической обработки на структуру, механические и технологические свойства аустенитной азотсодержащей стали 05X22AG15H8M2Ф-Ш. / О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина, Г.Ю. Калинин // Металлы.-2006.- № 4.- С.33-41.

99. Сагарадзе В.В. Влияние скорости охлаждения в интервале 1100-800°C на механические свойства и структуру азотсодержащей аустенитной стали./В.В. Сагарадзе, Н.Л. Печеркина, В.А. Завалишин и др.// Вопросы материаловедения. - 2011. - т.3(67). - с. 5-12.

100. ГОСТ 10885-85. Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. Технические условия. - М.: Издательство стандартов.-1988.-10с.
101. ГОСТ 22727-88. Прокат листовой. Методы ультразвукового контроля - М.: Издательство стандартов, 1988.-13с.
102. Новые способы определения прочности сцепления компонентов биметалла. - М.: Информация ЦНИИЧМ, 1967.- (серия №7), №7-8.- 40с.
103. ГОСТ 14019-80. Металлы. Методы испытаний на изгиб. - М.: Издательство стандартов, 1991.- 9с.
104. НД №2-020101-072. Российский морской регистр судоходства. Правила классификации и постройки морских судов. т.1, часть 2. - С-Пб. 2015 - 90с.
105. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов - М.: Издательство стандартов, 1985.- 61с.
106. СТП ИМЯН 083-2000. Система качества Института. Метрологическое обеспечение работ Института. Методики испытаний. - СПб.: ФГУП «ЦНИИ им. Акад. А.Н. Крылова». -2000.-29с.
107. Томашов Н.Д. Теория коррозии и защиты металлов / Н.Д. Томашов. - Изд. АН СССР, 1959-527с.
108. Розенфельд И.Л. Коррозия и защита металлов / И.Л. Розенфельд -М.: Металлург, 1969.- 448с.
109. Скорчеллетти В.В. Теоретические основы коррозии металлов./В.В. Скорчеллетти.- Л.: Химия.-1973. - 264с.
110. Чигал В. Межкристаллитная коррозия./В.Чигал. Л.: Химия. -1959.- 232с.
111. Назаров А.А. Склонность стали к межкристаллитной коррозии и современные методы ее оценки./А.А. Назаров. - С-Пб.: ЦНИИ «Румб». -1969.- 232с.
112. Погодин В.П. Межкристаллитная коррозия и коррозионное растрескивание нержавеющей сталей в водных растворах. / В.П. Погодин, В.Л. Богоявленский, В.П. Сентюрев. М.: Атомиздат.- 1970.- 432с.
113. ГОСТ 9.908-85. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. - М.: Издательство стандартов, 1990. -31с.

114. ГОСТ 9.912- 89. Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии. - М.: Издательство стандартов, 1989.-18с.
115. РД5.АЕИШ.3738 – 2013. Определение стойкости нержавеющей сталей к питтинговой и щелевой коррозии химическим методом. Методика. - СПб.: ЦНИИКМ «Прометей», 2013.- 25с.
116. ASTM G48-2003. Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by the use of ferric chloride solution / Annual book of ASTM standards, 2005.-p.317-331.
117. ГОСТ 6032-2003. Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии. М.: Стандартинформ, 2005.- 24с.
118. Крагельский И.В. Трение и износ./ И.В. Крагельский. - М.: Машиностроение.-1968.-480с.
119. Фомин В.В. Гидроэрозия металлов./ В.В. Фомин. - М.: Машиностроение. 1977.- 287с.
120. ГОСТ 28870-90. Сталь. Методы испытания на растяжение толстолистового проката в направлении толщины. - М.: Издательство стандартов, 1991.- 10с.
121. Владимиров Н.Ф. Судостроительные стали для поковок. Материалы для судостроительной и морской техники / Н.Ф. Владимиров, А.М. Тынтарев. Справочник. Под ред. И.В. Горынина, Т.1 .- 2001 - с.219-224.
122. Сагарадзе В.В. Структурные изменения при разных способах плакирования корпусного материала азотистой нержавеющей сталью / В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, С.Ю. Мушникова, О.А. Харьков, Г.Ю. Калинин, В.Д. Ямпольский// ФММ. - 2014. - №2 (Т.115) - с.215-224.
123. Гринберг Б.А. Неоднородности поверхности раздела при сварке взрывом./ Б.А. Гринберг, Иванов М.А., Рыбин В.В.// ФММ. - 2012. – №2 (Т.113) - с.187-200.

124. Сагарадзе В.В. Структура и свойства плакированной двухслойной стали для корпусов арктических ледоколов / В.В.Сагарадзе, Н.В. Катаева, С.Ю. Мушникова, Г.Ю. Калинин, О.А. Харьков, С.К. Костин, О.Н. Парменова. / Вопросы материаловедения. - 2015. - №3(83). - с.14-25.

125. Костина М.В. Износостойкость сталей со структурой азотистого мартенсита и аустенита. / М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов. // Заготовительные производства в машиностроении. М. – 2003. - №6 – с.12-21.

126. Банных О.А. О взаимосвязи износостойкости с фазовым составом и механическими свойствами нержавеющей высокоазотистых железохромистых сплавов. / О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина, М.А. Филиппов, М.С. Хадыев, Ю.Р. Немировский, Т.А. Белозерова. // Металлы. М. – 2000. – с. 57-64.

127. Костина М.В. Развитие принципов легирования Cr-N сталей и создание коррозионно-стойких сталей нового поколения со структурой азотистого мартенсита и аустенита для высоконагруженных изделий современной техники. Диссертация...доктора технических наук. М. 2003. 237с.

128. Коршунов Л.Г. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии. / Л.Г. Коршунов, Ю.Н. Гойхенберг, Н.А. Терещенко. // ФММ.- 1997. - № 5 (Т.84). - с.137-149.

129. Коршунов Л.Г. Влияние прерывистого распада на трибологические свойства высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Г22Х18А0,80 / Л.Г. Коршунов, Ю.Н. Гойхенберг, Н.Л. Черненко // ФММ.- 2000.- №2 (Т.90) - с.107-114.

130. Коршунов Л.Г. Влияние старения на трибологические и механические свойства азотсодержащей нержавеющей аустенитной стали / Л.Г. Коршунов, Н.Л. Черненко, Н.А. Терещенко, А.И. Уваров // ФММ. -2005.- №1 (Т.99). - с.99-109

131. I.P. Hirth I.P. The application of dislocation concepts in friction and wear / I.P. Hirth, D.A. Rigney, Ed. By F.R.N // Nabarro: Dislocations in Solids. -1983. - v.6. - p. 3-54.

132. Хрущов М.М. Абразивное изнашивание./ М.М. Хрущов, М.А. Бабичев – М.: Наука, 1970. – 251с.

133. Коршунов Л.Г. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства./ Л.Г. Коршунов, А.В. Макаров, Н.Л. Черненко.// Развитие идей академика В.Д. Садовского. Труды ИФМ УрО РАН. Екатеринбург.-2008.- с.218-241.

134. Сагарадзе В.В. Новые конструкционные материалы для корпусов арктических судов./ В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, С.Ю. Мушникова, Г.Ю. Калинин, О.А. Харьков, В.А. Малышевский,// Научно-технические проблемы освоения Арктики. М.: Наука.-2015. - с.437-451.

135. Fatigue strength analysis of Offshore Steel Structures. / Recommended Practice. // DNV-RP-C203 / - October 2001.

ПРИЛОЖЕНИЯ



ПУБЛИЧНОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
«ЦЕНТРАЛЬНОЕ КОНСТРУКТОРСКОЕ БЮРО
«АЙСБЕРГ»
(ПАО «ЦКБ «Айсберг»)



Большой пр. В.О., д. 36, Санкт-Петербург, Россия, 199034,
Тел: +7 (812) 323-36-09, +7 (812) 677-36-09, Факс: +7 (812) 677-26-20
E-mail: main@iceberg.sp.ru
www.iceberg.sp.ru
ИНН 7801005606, КПП 780101001

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель генерального директора
по проектам


В.М. Воробьев
« » 2016г.



А К Т

внедрения результатов диссертационной работы Харькова О.А. на тему: «Структура и свойства биметалла с плакирующим слоем из коррозионно-стойкой азотсодержащей стали для арктической морской техники », представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук.

В результате комплексных научных исследований и технологических работ, выполненных Харьковским О.А. в рамках диссертационной работы, была создана новая коррозионно- и эрозионно-стойкая плакированная сталь в виде листового проката в толщинах 40-60мм с равнопрочным основным и плакирующим слоем по техническим условиям ТУ 0995-089-07516250-2012 «Прокат толстолитовой из двухслойной стали марки АБ2-АП».

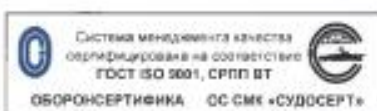
При проведении комплексных испытаний двухслойная сталь АБ2-АП показала высокое сопротивление воздействию статических и циклических нагрузок, высокую прочность сцепления основного и плакирующего слоев, существенно превосходящую требования РМРС и ГОСТ 10885-85 «Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. Технические условия», а также высокую коррозионную стойкость и сопротивление износу, в том числе при воздействии льда и морской воды.

Полученные результаты исследований Харькова О.А. позволяют считать разработанную двухслойную сталь АБ2-АП перспективной для применения в качестве материала наружной обшивки корпуса в ледовом поясе для новых проектов атомных ледоколов ПАО «ЦКБ «Айсберг».

Начальник корпусного отдела



М.Н. Пиушков



УТВЕРЖДАЮ

Технический директор
ООО «ОМЗ-Спецсталь»

С.В.Ефимов

« 9 » «ОМЗ-Спецсталь» 2016 г.



А К Т

внедрения результатов диссертационной работы Харькова О.А. на тему: «Структура и свойства биметалла с плакирующим слоем из коррозионно-стойкой азотсодержащей стали для арктической морской техники», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук.

Харьковым О.А. создана новая двухслойная сталь с плакирующим слоем из коррозионно-стойкой азотсодержащей стали, разработаны и экспериментально опробованы основные технологические приемы изготовления листового проката, принятые в современном промышленном производстве.

Совместно с ООО «ОМЗ-Спецсталь» и ОАО «Северсталь» разработана технология промышленного производства листового проката двухслойной плакированной стали толщиной 40-60мм, с использованием способа пакетной прокатки и прокатки на листы заготовок, полученных сваркой взрывом, по ТУ 0995-089-07516250-2012 «Прокат толстолистовой из двухслойной стали марки АБ2-АП».

Ноу-хау производства изложены в технологических инструкциях на производство двухслойной стали: ТИ-37/01-2010 «Технология прокатки двухслойной плакированной стали», ТИ-37/02-2010 «Технология термообработки двухслойной плакированной стали», ТИ-37/01П-2011 «Подготовка поверхностей заготовок из стали марки АБ-2 и стали 04Х20Н6Г11М2АФБ для изготовления двухслойной стали».

Выполнен комплекс работ по исследованию структуры и свойств новой плакированной стали. Разработанные в рамках диссертационной работы Харькова О.А. технологические режимы производства обеспечивают полное соответствие листового проката двухслойной стали, с плакирующим слоем из

коррозионно-стойкой азотсодержащей стали, требованиям технических условий, высокий уровень механических и коррозионных свойств и износостойкость стали.

Применение предложенных автором технологических приемов и их внедрение позволило освоить производство новой двухслойной плакированной стали марки АБ2-АП с повышенной коррозионной и эрозионной стойкостью, ранее не производившейся в России, как перспективного корпусного материала для ледового пояса атомных ледоколов большой мощности.

Главный специалист УНВПТ
Технической дирекции
ООО «ОМЗ-Спецсталь»

 А.Г.Павлова