

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого  
Президента России Б.Н. Ельцина»

Институт новых материалов и технологий  
Кафедра «Технология сварочного производства»

На правах рукописи

**Алван Хуссам Лефта Алван**

**ПОВЫШЕНИЕ КАВИТАЦИОННОЙ  
СТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ НАНЕСЕНИЕМ ЗАЩИТНЫХ  
ПОКРЫТИЙ**

2.5.8. Сварка, родственные процессы и технологии

**ДИССЕРТАЦИЯ**

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:  
доктор технических наук,  
Коробов Юрий Станиславович

Екатеринбург – 2021

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение .....	5
Глава 1 Современные представления о кавитации и способы защиты деталей от кавитационной эрозии .....	10
1.1 Проблема кавитации .....	10
1.1.1 Явление кавитации .....	10
1.1.2 Области появления кавитации .....	10
1.1.3 Механизм кавитации и уровень нагрузок .....	10
1.2 Материалы для защиты от кавитации и способы получения покрытий из них .....	14
1.2.1 Металлокерамические покрытия .....	14
1.2.2 Сплавы на основе Ni / Co .....	15
1.2.3 Аустенитные нержавеющие стали .....	18
1.2.3.1 Влияние мартенситного превращения на кавитационно-эрозионную стойкость материала и механические свойства .....	20
1.2.3.2 Типы сталей с мартенситным фазовым превращением .....	22
1.2.4 Сплавы на основе меди .....	24
1.2.5 Технологии получения покрытий деталей .....	26
1.3 Существующие методики определения кавитационной стойкости ....	28
1.3.1 Ультразвуковое кавитационное испытание .....	28
1.3.2 Испытание кавитирующей струей жидкости .....	30
1.3.3 Параметры оценки результатов кавитации .....	31
1.4 Выводы по главе 1 и постановка задачи исследования .....	32
Глава 2 Исследуемые материалы и методы испытания и подготовки образцов .....	34
2.1 Материалы и методы получения покрытий .....	34
2.2 Подготовка образцов для испытаний на кавитацию .....	38
2.3 Методика оценки поверхности исследуемых образцов .....	40
2.3.1 Оценка микроструктуры .....	40

2.3.2	Рентгенофазовый анализ .....	41
2.3.3	Оценка шероховатости поверхности .....	41
2.3.4	Измерение твердости образцов .....	42
2.4	Испытание на абразивный износ .....	42
Глава 3 Разработка методики и лабораторного комплекса для испытания стойкости материалов против кавитационной эрозии .....		44
3.1	Схема разработанного лабораторного комплекса для оценки кавитационной стойкости.....	44
3.2	Методика кавитационных испытаний .....	53
3.3	Выводы по главе 3 .....	59
Глава 4 Исследование покрытий на стойкость в условиях кавитационной эрозии: изучение структуры и свойств .....		61
4.1	Оценка кавитационной стойкости исследованных материалов .....	61
4.1.1	Результаты кавитационных испытаний по потере массы и объёма .....	61
4.1.2	Сравнение стойкости исследованных материалов при кавитации .....	64
4.2	Результаты испытания на абразивный износ .....	65
4.3	Шероховатость и топография поверхностей исследованных материалов .....	67
4.3.1	Шероховатость поверхности (Ra) до и после кавитации .....	67
4.3.2	Изменение шероховатости поверхности стали AISI 316L и наплавленных слоев E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG) при кавитационных испытаниях .....	67
4.3.3	Анализ топографии поверхности стали AISI 316L и наплавленных слоев E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG) при кавитационных испытаниях .....	68
4.4	Изучение и анализ микроструктуры до и под действием кавитации ....	72
4.4.1	Микроструктура и кавитационное разрушение покрытий, полученных методом HVOF .....	72
4.4.1.1	Покрытия на основе WC до и после кавитационного воздействия .....	72
4.4.1.2	Покрытия на основе Ni до и после кавитационного воздействия .....	81

4.4.2	Микроструктура и изношенных поверхностей стали AISI 316L и наплавленных слоев E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG) .....	84
4.4.2.1	Структурные изменения поверхности образца стали AISI 316L при кавитации .....	84
4.4.2.2	Структурные изменения поверхности наплавленного слоя E308L-17 (РДС) при кавитации .....	86
4.4.2.3	Анализ поверхности и поперечного сечения наплавленного слоя ППМ-6 (TIG) в исходном состоянии и при кавитационных испытаниях .....	87
4.4.2.4	SEM-наблюдения разрушения поверхностей стали AISI 316L, E308L-17 (РДС), и ППМ-6 (TIG) после кавитационных испытаний .....	92
4.5	Анализ рентген-дифрактограммы до и при кавитационных испытаний стали AISI 316L и наплавленных слоев E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG) .....	96
4.7	Выводы по главе 4 .....	105
Глава 5 Применение результатов исследования .....		107
Заключение .....		112
Список сокращений и условных обозначений .....		114
Список литературы .....		115
Приложение А. Технологические рекомендации по наплавке крыльчаток ...		135
Приложение Б. Акт о применении результатов исследований на электростанции Дора (Багдад, Ирак) .....		137

## **Введение**

### **Актуальность темы исследования**

Некоторые компоненты оборудования, контактирующие с высокоскоростными жидкими средами (например, запорные клапаны, крыльчатки насосов, лопадки турбины гидростанций, корабельные винты, системы охлаждения различных агрегатов и т.п.), подвергаются одному из видов износа - кавитационной эрозии. Повреждения, вызванные кавитационным воздействием, приводит к экономическим потерям и снижению операционной работоспособности машин. На данный момент нет возможности полностью исключить этот вид износа, поэтому уменьшение кавитационной эрозии является важной задачей, так как позволяет достичь большого экономического эффекта.

Существует ряд металлических материалов, применяемых для защиты против кавитационной эрозии. Они включают мартенситные и аустенитные нержавеющие стали, композитные сплавы с никелевой и/или кобальтовой матрицей и карбидными включениями и др. Локализация кавитационного разрушения в поверхностном слое делает экономически целесообразным нанесение покрытий из таких материалов на основу из менее дорогостоящих сплавов. Для конкретных условий эксплуатации необходим обоснованный выбор как материала, так и метода нанесения покрытия из него из-за различий в стоимости получения и стойкости таких покрытий.

### **Степень разработанности темы**

Значительный вклад в изучение проблемы кавитационной эрозии и поиск подходящих решений, особенно металлургических, для уменьшения воздействия кавитации и повышения долговечности металлических деталей внесли такие российские и зарубежные учёные, как И.Н. Богачев, М.И. Разиков, Р.И. Минц, Л.С. Малинов, В.И. Шумяков, М.А. Филиппов, В.Л. Малинов, С.Я. Шипицин, М.Л. Линдеров, L. Rayleigh, C.F. Naude, A.T. Ellis, M.S. Plesset, J.F. Santa, R.J.K. Wood, A. Neville, A.G.M. Pukasiewicz, S.F. Brunatto.

**Целью работы** является выбор и научное обоснование вида покрытия для защиты деталей от кавитационной эрозии.

**Задачи исследования:**

1. Разработка лабораторного комплекса и методики оценки кавитационной стойкости покрытий, полученных методами дуговой наплавки и газотермического напыления.

2. На основе испытаний на стойкость против кавитационной эрозии характерных материалов, которые используют для защиты от кавитации, выбрать наилучший материал.

3. Проанализировать причины различий результатов на основе исследований структуры, фазовых превращений, микротвердости, топографии поверхности.

4. Разработка технологических рекомендаций по упрочнению типовых компонентов оборудования, подверженных кавитационной эрозии применительно к выбранному, по результатам исследований, методу получения покрытия и его материалу.

**Научная новизна работы:**

1. Установлено, что наплавленный металл из метастабильной аустенитной стали 60X8ТЮ (исходный материал – порошковая проволока ППМ-6) под действием кавитации подвержен интенсивному деформационному мартенситному превращению ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ), аналогичному для сталей с метастабильным аустенитом при других видах внешних нагрузений высокого уровня (29,5% мартенсита охлаждения в исходном состоянии, 73,5% мартенсита деформации в процессе кавитационного воздействия), что приводит к более высокой стойкости против кавитационной эрозии этого покрытия по сравнению с E308L-17 и AISI 316L (в примерно 4 и 10 раз выше соответственно).

2. При сравнении кавитационной стойкости наплавленного слоя ППМ-6 и газотермических покрытий WC-CoCr, WC-CrC-Ni и NiCrBSi установлено, что износ не пропорционален твердости. У ППМ-6 твердость ниже, чем у газотермических покрытий на 100-300 HV, а его стойкость против кавитационной эрозии выше ~ в 20 раз. Показано, что это обусловлено различием в механизмах изнашивания поверхностей. В случае ППМ-6 имеет место износ в границах зерен

в сочетании с  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращением, в случае газотермических покрытий происходит выкрашивание твердых фаз.

### **Теоретическая и практическая значимость работы:**

1. Разработан лабораторный комплекс для испытаний на кавитационную стойкость металлических материалов. Устройство отличается от аналогов взаимным расположением образца и кавитационной струи, а также приложением напряжения к образцу, что позволяет ускорить испытания, повысить достоверность и стабильность результатов.

2. Установлена и обоснована сильная корреляция между деформационным мартенситным превращением в метастабильной аустенитной стали и высокой стойкостью против кавитационной эрозии.

3. Результаты кавитационных испытаний, проведенных применительно к лопаткам насоса подачи технологической воды для охлаждения агрегатов электростанции, позволили рекомендовать наплавленное покрытие из метастабильной аустенитной стали 60X8ТЮ (исходный материал – порошковая проволока ППМ-6) и технологию его получения для реализации на электростанции Дора (Багдад, Ирак).

### **Методология и методы диссертационного исследования**

Для достижения цели работы использованы покрытия, полученные разными методами: напыление (сверхзвуковое газовоздушное напыление, активированная дуговая металлизация) и дуговой наплавкой (ручная и неплавящимся электродом в аргоне). При проведении экспериментов по измерению кавитационного износа применяли оригинальную методику испытаний на кавитацию в слабощелочной среде.

Экспериментальные исследования, связанные с анализом кавитационного разрушения изношенных поверхностей выполнены по стандартным методикам, на сертифицированном оборудовании, и включали в себя: оптическую и сканирующую электронную микроскопию, рентгенофазовый анализ, энергодисперсионный микрорентгеноспектральный анализ, измерение микротвердости, профилометрию поверхности.

Эксперименты и металлографические исследования были выполнены в УрФУ, Институт физики металлов УрО РАН, Институт машиноведения УрО РАН, и Институт металлургии УрО РАН.

**Положения, выносимые на защиту:**

1. Результаты кавитационных испытаний стали AISI 316L в качестве основного материала, покрытий, полученных методами сверхзвукового газоздушного напыления (HVOF: WC-10Co4Cr, WC-20CrC-7Ni, NiCrMoNb, NiCrBSi), ручной дуговой сварки (РДС: E308L-17), и дуговой сварки неплавящимся электродом в аргоне (TIG: ППМ-6), проведенные на оригинальной установке.

2. Оценка и анализ структурных изменений, происходящих в поверхностных слоях, подверженных кавитационной эрозии.

3. Механизм повышения кавитационной стойкости покрытия из материала вида 60X8ТЮ, со структурой метастабильного аустенита, полученного дуговой наплавкой в аргоне, под воздействием высокоскоростных жидких сред.

**Степень достоверности результатов** проведенных исследований обеспечена большим объемом экспериментальных данных и использованием корректных методов статистической обработки, повторяемостью результатов экспериментальных исследований. Использовано современное сертифицированное исследовательское оборудование. Результаты работы не противоречат общепринятым мировым представлениям о предмете исследования.

**Личный вклад автора** заключается в разработке плана исследования, установки и методики изготовления опытных образцов покрытий и испытания на кавитационную эрозию, проведении экспериментов по оценке кавитационной эрозии исследованных материалов, осуществлении аналитической оценки результатов исследований структуры и фазового анализа, микротвердости материалов, топографии поверхности. Является соавтором патента, 15 публикаций, представлял результаты диссертационной работы на 9 конференциях.

**Апробация работы.** Основные результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях: RusMetalCon-2018, 2019, Челябинск; МНТК «Сварка и контроль – 2018», Пермь; ICIEAM, Сочи, 2019; IX Уральская НТК



«Сварка. Реновация. Триботехника», Нижний Тагил, 2019; Int. Conf. "Welding in Russia 2019: State-of-the-Art and Perspectives", Томск, 2019; XXV Уральская школа металлосведов-термистов «Актуальные проблемы физического металлосведения сталей и сплавов», Екатеринбург, 2020; XVI межд. конгресс сталеплавильщиков и производителей металла – ISCON, Екатеринбург, 2021; International Thermal Spray Conference and Exposition - ITSC, Canada, Quebec, 2021.

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 16 научных работ, в том числе 9 статей опубликованы в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ, из них 7 статей индексируется в базе данных Scopus, WOS, получен 1 патент РФ на изобретение.

**Структура и объем работы.** Диссертационная работа изложена на 139 страницах, состоит из введения, 5 глав, общих выводов, библиографического списка из 187 наименований российских и зарубежных источников, содержит 18 таблиц и 63 рисунков.

#### **Благодарности**

Автор выражает благодарность профессору Коробову Ю.С. за руководство и содействие при выполнении диссертационной работы, а также коллегам, помогавшим в подготовке работы: Филиппов М.А., Шумяков В.И. (УрФУ); Макаров А.В., Лежнин Н.В., Сирош В.А (ИФМ УрО РАН); Соболева Н.Н. (ИМАШ УрО РАН); Эстемирова С.Х. (ИМЕТ УрО РАН); Эмад Аль-Ани (Электростанция Дора, Багдад, Ирак); Девятъяров М.С. (ООО "Уральский институт сварки - Металлургия").

## **Глава 1 Современные представления о кавитации и способы защиты деталей от кавитационной эрозии**

### **1.1 Проблема кавитации**

#### **1.1.1 Явление кавитации**

Кавитация, полученная от латинского слова «cavitas», что означает пустое пространство или полость, относится к процессу образования, роста и частого насильственного схлопывания кавитационных пузырьков (полостей) в жидкости, что приводит к эрозии поверхностных слоев деталей, работающих в контакте с потоком жидкости. Кавитация происходит в результате быстрых изменений локального давления жидкости из-за высокого относительного движения между твердыми частями и жидкостью при относительно постоянной температуре. Процесс кавитации обычно сопровождается образованием ударных волн высокого давления и микроструй жидкости, вызывающих повреждение прилегающих поверхностей, потерю массы и оставляющих небольшие ямки или полости на пораженной поверхности. [1-3].

#### **1.1.2 Области появления кавитации**

Повреждение, вызванное кавитационной эрозией, является причиной выхода из строя ряда критичных по надежности компонентов, таких как гидравлические турбины, рабочие колеса насоса, клапаны и гребные винты морских судов [4, 5]. На рисунке 1 показан типичный пример крыльчатки водяного насоса, подверженного кавитационному разрушению. Из-за больших размеров детали и высоких затрат на материал и изготовление кавитационная эрозия приводит к экономическим потерям; снижению эксплуатационной эффективности; увеличению вибрации, простоям и высоким затратам на ремонт [6, 7].

#### **1.1.3 Механизм кавитации и уровень нагрузок**

Когда локальное давление в жидкости падает ниже критического значения (давление пара) при температуре окружающей среды, кавитационные ядра быстро растут с образованием кавитационных пузырьков или полостей. Поскольку

кавитация представляет собой динамический процесс, полости растут вместе с потоком, чтобы достичь областей высокого давления. Когда давление окружающей жидкости превышает давление внутри полостей, сжимающие силы всех направлений заставляют кавитационные пузырьки так сильно разрушаться [8]. Разрушающей силой в данном случае является контактирующая среда [1]. Основным параметром, используемым для анализа кавитации в текущей жидкости, является число или индекс кавитации, который обычно выражается как [9]:

$$\sigma = \frac{p_0 - p_v}{\frac{1}{2}\rho U_0^2}, \quad (1.1)$$

где  $p_0$  - эталонное давление,  $p_v$  - давление пара жидкости,  $\rho$  и  $U_0$  - плотность и скорость потока жидкости соответственно. Существует критическое значение  $\sigma_c$  которое определяет начало кавитации. при значении  $\sigma$ , превышающем критическое значение, то есть  $\sigma > \sigma_c$ , кавитации не происходит.

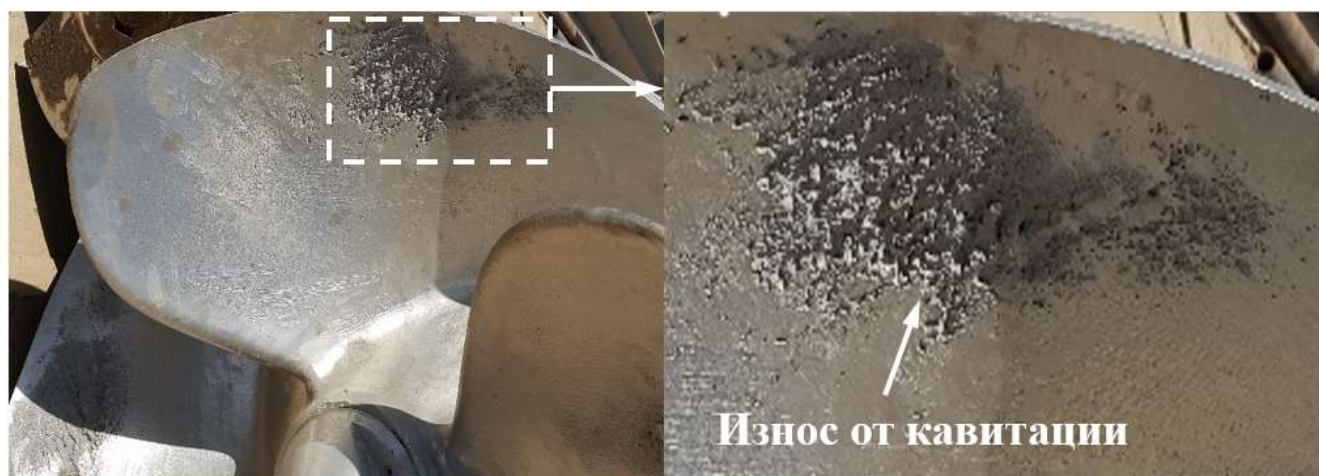


Рисунок 1.1 – Износ из-за кавитационного разрушения крыльчатки высокопроизводительного водяного насоса. Материал крыльчатки-нержавеющая сталь типа AISI 316L (18Cr10Ni2Mo) и используется в системах охлаждения электростанций в Багдаде, Ирак (эксплуатационные характеристики: принцип работы-центробежный вертикальный насос, скорость вращения 520 об/мин, объём проточной воды 13700 м<sup>3</sup>/час, диаметр ~ 800 мм, масса около 200 кг, среда- речная вода с песком, срок работы крыльчатки до замены не менее 6 месяцев)

Предложено два объяснения механизма кавитации. Первый из них основан на концепции создания очень высокого давления ударной волны при разрушении кавитационного пузырька [10-12]. Величина давления, создаваемого при разрушении единого облака полостей, может достигать 1,5 ГПа или более [13, 14]. Величина волнового давления зависит от радиуса полости [14], продолжительности жизни [15] и расстояния от твердой границы [16].

Jones and Edward [15] сообщили в своем экспериментальном исследовании, что давление, создаваемое коллапсом полости с радиусом 40 мкм, было оценено в  $10^4$  атм (эквивалентно  $\sim 1$  ГПа). Brujan и др. [16] экспериментально оценили давление ударной волны на уровне  $\sim 1,3$  ГПа для радиуса полости 30 мкм на расстоянии 68 мкм от жесткой границы. Обнаружено, что максимальная амплитуда и длительность давления ударной волны увеличиваются с увеличением максимального радиуса полости, как сообщают Brujan et al [14]. Они обнаружили, что максимальное давление для пузырькового облака с максимальным радиусом 1260 мкм составляло 1750 МПа.

Второе объяснение механизма кавитации основано на концепции испускания высокоскоростных микроструй жидкости, когда схлопывание кавитационных пузырьков происходит вблизи твердой поверхности. Benjamin and Ellis [17], а также Vogel и др. [18] экспериментально показали, что жидкие микроструи являются источником кавитации. Скорость микроструй жидкости превышает 120 м/с [19-21].

Naude и Ellis [22] предложили, что кавитационное повреждение твердых поверхностей происходит из-за комбинированного эффекта волнового ударного давления и жидкости микроструй.

На рисунке 1.2 показана схема износа поверхности металла под воздействием схлопывания кавитационного пузырька и создания микроструи жидкости.

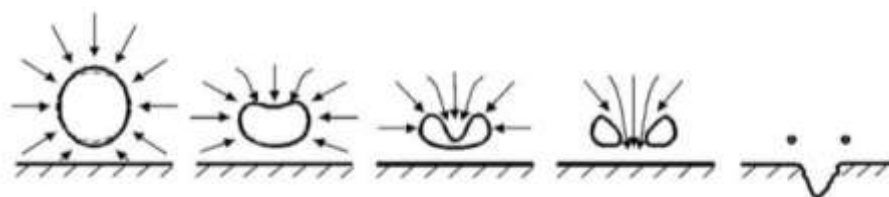


Рисунок 1.2 – формирование точечной эрозии под действием жидкой микроструи [21]

Когда материал подвергается воздействию кавитации, повреждение поверхности включает периоды инкубационный и разрушения [23]. На стадии инкубационного периода на поверхности материала происходит точечная коррозия под действием давления, и материал подвергается упругопластической деформации с образованием кавитационной ямки без значительной потери массы [24]. Многократное воздействие кавитационных нагрузок приводит к возникновению пластической деформации, образованию и распространению трещин, и последующему удалению материала вследствие усталостного разрушения. Этот процесс обозначается как кавитационная эрозия [25]. На рисунке 1.3 показана форма деформированной поверхности и усталостных кавитационных трещин при различном времени испытаний и увеличении.

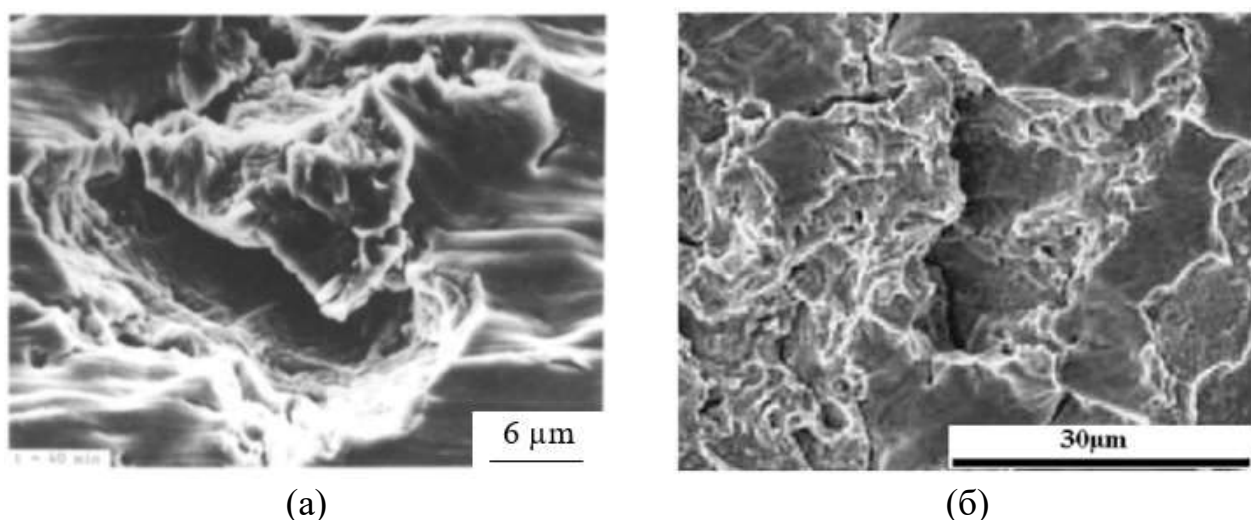


Рисунок 1.3 – Вид усталостного повреждения изношенной поверхности из нержавеющей стали 304: (а) через 40 мин [26] и (б) через 5 ч [27]

Эрозия является не единственным видом повреждения при кавитации. Возможна также потеря материала из-за электрохимической коррозии. Кавитационная эрозия-коррозия приводит к ускорению процесса удаления материала и значительному увеличению общей потери массы, особенно в водной среде, из-за комбинированного синергетического эффекта [28, 29]. Общие потери материала могут быть выражены как:  $T = S + C + E$ , где:  $T$  – общие потери материала,  $C$  – чистая коррозия,  $E$  – чистая кавитационная эрозия,  $S$  – совместный

эффект эрозии и коррозии (синергетический эффект) [28, 30, 31]. Souza и Neville [30] оценили совместный эффект эрозии и коррозии в 50-60% от общей деградации материала.

## **1.2 Материалы для защиты от кавитации и способы получения покрытий из них**

Защитные материалы против кавитации должны сочетать пластичность и наличие в составе твердых составляющих. Характерными металлическими материалами являются мартенситные и аустенитные нержавеющие стали, композитные сплавы с никелевой и/или кобальтовой матрицей и карбидными включениями и др. Локализация кавитационного разрушения в поверхностном слое делает экономически целесообразным нанесение покрытий из таких материалов на основу из менее дорогостоящих сплавов.

### **1.2.1 Металлокерамические покрытия**

Металлокерамические покрытия (керметы), широко используются при термическом напылении для получения защитных покрытий с высоким уровнем твердости, которые могут использоваться в широком спектре промышленных применений, требующих стойкости кавитационно-эрозионному повреждению [32, 33]. Керметные покрытия обычно состоят из комбинации твердых материалов, например, WC и Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> с одним или несколькими пластичными металлами матрицы, например, Co, Ni [34-36]. Дополнительное легирование матрицы хромом (покрытия вида WC-CoCr, WC-CrCNi [34, 37, 38] и Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr [39]) может повысить коррозионную стойкость и уменьшить кавитационную эрозию этих покрытий. Hong и др. [40] сообщили, что покрытие WC-10Co-4Cr демонстрировало стойкость примерно в 1,27 раза выше, чем у нержавеющей стали 1Cr18Ni9Ti при испытании в 3,5% растворе NaCl. Ding и др. [41] показали, что микроструктура с очень низкой пористостью (менее 0,26%) и механическими свойствами с высокой микротвердостью (около 1300 HV<sub>0,3</sub>) и вязкостью разрушения ~ 5,58 МПа·м<sup>1/2</sup> сыграли важную роль в увеличении кавитационно – эрозионной стойкости

покрытия WC-10Co-4Cr. Коробов Ю.С. с соавторами [42] установили, что кавитационно – эрозионная стойкость покрытия WC-20Cr-7Ni по потере массы примерно на 25% выше, чем покрытия WC-10Co4Cr, и в два раза более эффективна, чем подложка AISI 1040. Они объяснили это микроструктурой покрытия WC-20Cr-7Ni, характеризующегося мелким размером зерна, меньшей пористостью и плотностью дефектов по сравнению с покрытием WC-10Co4Cr.

Типичная толщина керметных покрытий, которая может быть получена термическим распылением, составляет 100-500 мкм [43]. В таблице 1.1 показано влияние основных параметров покрытий на сопротивление кавитационной эрозии.

Таблица 1.1 – Основные параметры, влияющие на сопротивление кавитационной эрозии металлокерамических покрытий

<b>Параметр</b>	<b>Воздействие</b>
Пористость	Поры в структуре покрытия действуют как места возникновения и роста кавитационной эрозии [44]; и приводят к увеличению скорости эрозии [40]. Hou et al. В [45] сообщается, что отслоение плоских частиц является обычным явлением для пористых покрытий.
Твердость	Должен быть баланс между твердостью и пористостью поверхности покрытия. По данным Hou и др. [45], покрытие, имеющее высокую твердость (1274 HV <sub>0,3</sub> ) и высокий процент пористости (2,58%), показало меньшее сопротивление кавитации по сравнению с покрытием с несколько меньшей твердостью (903 HV <sub>0,3</sub> ) и меньшей пористостью (0,66%).
Вязкость разрушения	Покрытия, имеющие более высокую вязкость разрушения, будут демонстрировать более высокое сопротивление кавитационной эрозии при условии сохранения низкого процента пористости [46]. Высокая вязкость ограничивает образование и распространение трещин при кавитационной эрозии [41].

### 1.2.2 Сплавы на основе Ni / Co

Сплавы на основе Ni / Co часто применяются в качестве наплавочных покрытий для различных промышленных применений, таких как нефтяная, газовая, химическая, гидроэлектростанции, аэрокосмическая и атомная энергетика,

благодаря их высокой производительности для работы в условиях кавитационной эрозии, коррозии и высоких температур [47-49]. Существует несколько хорошо известных типов наплавочных покрытий на основе никеля, которые часто используются в промышленности и вызвали большой интерес у исследователей, например, покрытия Ni-Cr (группа Inconel) и покрытия Ni-Cr-Si-B (группа Colmonoy).

Hu et al. [50] сравнили Inconel типа 625 и 600, чтобы проанализировать их поведение в отношении стойкости кавитационной эрозии, и показали, что кавитационная стойкость у Inconel 625 составляет примерно 1/6 от стойкости Inconel 600, а инкубационный период Inconel 625 в 4 раза дольше, чем у Inconel 600.

Zhang и др. [51] использовали два типа сплавов Colmonoy с высокой концентрацией W и различными количествами Cr (тип 75: 41,4% W, 7,5% Cr; тип 88: 15,5% W, 15% Cr) для улучшения сопротивления кавитационной эрозии компонентов, используемых в гидравлических системах. Показано, что кавитационно – эрозионная стойкость сплавов Colmonoy 88 и 75 была выше, чем у подложки (нержавеющая сталь 316L) примерно в 12 и 3 раза, соответственно, из-за сочетания твердости и ударной вязкости. Исследование применительно к рабочему колесу насоса показало, что сопротивление кавитационной эрозии покрытия Colmonoy 5 (Ni-Cr-B-Si-C 13,8-2,3-3,4-0,5) было выше, чем у подложки из нержавеющей стали 316L, примерно в 3 раза при температуре испытания 300 ° C [48].

Обычно сплавы на основе никеля считаются дорогими покрытиями и вредными, поэтому недорогие и экологически безопасные альтернативы, например, сплавы на основе Fe часто предлагаются для замены сплавов на основе Ni [52].

Другим типом сплавов на основе Co являются стеллиты, представляющие собой сплав Co-Cr с высокой концентрацией Cr (не менее 27 мас.%) и некоторых других легирующих элементов, таких как W и Mo, с различным содержанием C (таблица 1.2).



Таблица 1.2 – Основные стеллиты [53]

Марка	Co (основа)	Cr	W	Fe	C	Si	Mn	Ni	Mo
Stellite 1	~ 48	33,0	13,0	< 2,5	2,45	1,0	1,0	< 2,5	
Stellite 3	~ 48	30,0	13,0	< 3,0	2,45	1,0	1,0	< 2,5	
Stellite 4	~ 48	30,0	14,0	< 3,0	1,0	1,0	1,08	< 2,0	
Stellite 6	~ 58	28,0	4,5	< 3,0	1,2	1,1	1,0	< 3,0	
Stellite 12	~ 53	29,5	8,5	< 2,5	1,4... 1,85	1,5	1,0	< 3,0	
Stellite 21	~ 59	27,0	—	< 3,0	0,25	1,5	1,0	2,5	5,5

Stellite 6 содержит очень большое количество C ( $\approx 1\%$  или более), который в сочетании с Cr образует междендритные карбиды, которые придают сплаву достаточную твердость для повышения стойкости против кавитационного износа применительно к компонентам гидравлического оборудования, таким как клапаны и лопасти турбины [27, 48]. Покрытие из сплава Stellite 6 демонстрировало большую стойкость при кавитации, чем сплав Colmonoy 5 в жидком натрии, из-за более высокой вязкости разрушения сплава Stellite 6 по сравнению со сплавом Colmonoy 5 и более низкой энергии дефекта упаковки Co, чем у Ni [48]. Hattori и Mikami объяснили, что у Stellite 6 стойкость против кавитационной эрозии выше, чем у Stellite 21, из-за повышенной твердости, 567 HV<sub>0,2</sub> против 381 HV<sub>0,2</sub> [27]. Romo и др. [54] использовали процесс ручной дуговой сварки (РДС) для наплавки сплава Stellite 6 на мартенситную нержавеющую сталь (13Cr-4Ni), которая обычно используется для изготовления металлических компонентов гидроэлектростанций, таких как турбины и клапаны. Они сообщили, что использование сплава Stellite 6 позволило повысить сопротивление кавитации поврежденной турбины примерно в 15 раз. Хотя сплавы для наплавки на основе Co, например, Stellite 6 и Stellite 21 обладают высокой твердостью и хорошей стойкостью против кавитации, однако эти сплавы для наплавки чувствительны к растрескиванию, трудно шлифуются и очень дороги [3]. Кроме того, во многих применениях, таких как атомные электростанции, было замечено, что использование Co в основном ответственно за

радиационное облучение [55]. Соответственно, необходимо предложить альтернативы, такие как твердосплавный сплав на основе Fe, например, [56], чтобы избежать использования Co в таких применениях.

### 1.2.3 Аустенитные нержавеющие стали

Аустенитные нержавеющие стали широко используются во многих отраслях промышленности благодаря своим механическим свойствам, свариваемости и хорошей стойкости к эрозионным и коррозионным средам [57]. Благодаря своим свойствам нержавеющие стали нашли широкое применение в приложениях, требующих стойкости против кавитационной эрозии, в частности, в гидравлических системах [58-60]. Например, аустенитная нержавеющая сталь 18Cr-8Ni (AISI 304) широко используются для компонентов турбин [61]. Кроме того, аустенитная нержавеющая сталь 18Cr-10Ni2Mo (AISI 316) широко используется в гидравлическом оборудовании [62] и в частях, подверженных воздействию морской среды [63]. Практически наиболее распространен ремонт поврежденных участков, вызванных кавитационной эрозией. Для ремонта кавитационных повреждений обычно используются сварка/наплавка нержавеющих сталей [64]. Высокой стойкостью против кавитационной эрозии отличаются метастабильные аустенитные стали [1, 3, 65, 66]. В основном они приобретают эти свойства в результате мартенситного превращения при воздействии внешних нагрузок [67-69]. Известно, что многие аустенитные стали являются метастабильными при комнатной температуре и них происходят мартенситные превращения либо самопроизвольно в процессе закалки, либо при пластической деформации [70-72]. Мартенситное превращение может происходить с помощью приложенного напряжения или пластической деформации. Мартенситное превращение, вызванное деформацией, происходит в определенном диапазоне температур, начальной температуры образования мартенсита  $M_s$  и конечной температуры образования мартенсита  $M_d$ , выше которой фазовое превращение не произойдет.

Чтобы прояснить поведение превращения, происходящего при температуре выше и выше  $M_s^\sigma$ , Olson and Cohen [73] представили концепции мартенситного превращения, вызванного напряжением и деформацией (рисунке 1.4). Выход может происходить ниже предела текучести  $\sigma_T$ . из-за превращения, происходящего только с помощью приложенного напряжения в диапазоне температур  $M_s$  и  $M_s^\sigma$ . Это называется стресс-трансформацией. Выше температуры  $M_s^\sigma$  приложенное напряжение достигает или превышает  $\sigma_T$  (предел текучести), и мартенситное превращение образуется посредством пластической деформации. Выше от  $\sigma_T$  мартенситное превращение происходит при более низких напряжениях, чем в области упругого превращения. Выше температуры  $M_s^\sigma$  превращения называется деформационным превращением диапазоне температур  $M_s^\sigma$ - $M_d$ .

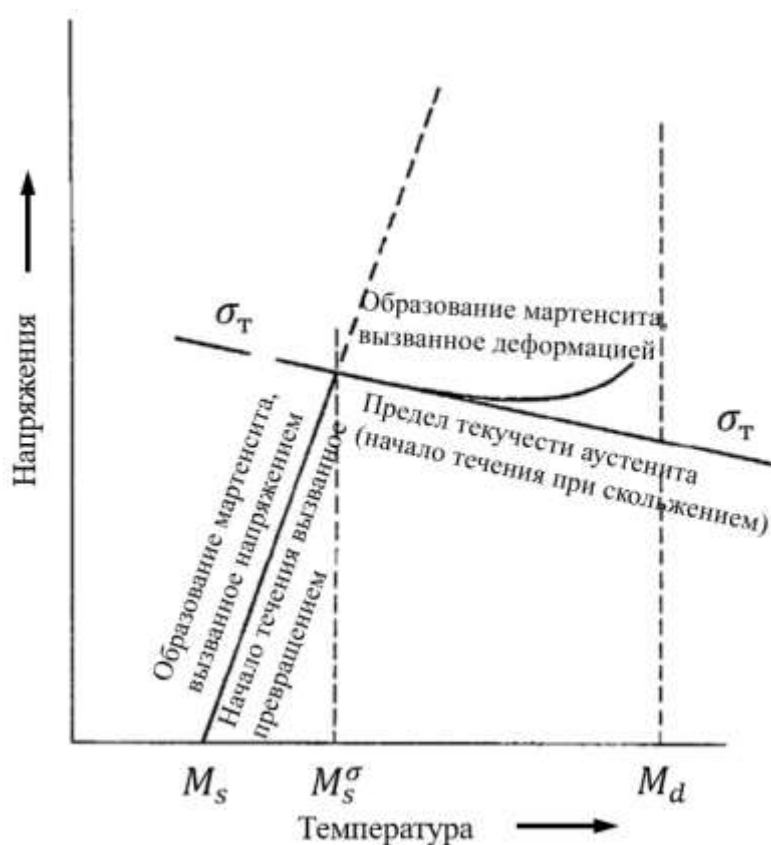


Рисунок 1.4 – Схема взаимосвязи зарождения мартенсита напряжения и деформации ниже и выше  $M_s^\sigma$  [73]

Во время трансформации были обнаружены две разные мартенситные фазы: гексагональная плотноупакованная (hcp),  $\varepsilon$ -мартенсит и объемно-центрированный кубический (bcc)  $\alpha'$ -мартенсит [71, 74]. При мартенситном превращении можно наблюдать две возможности: 1) превращение аустенита происходит в последовательности: сначала образуется  $\varepsilon$ -фаза и превращается в  $\alpha'$ -фазу ( $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ ) или, 2)  $\alpha'$ -мартенсит образуется в результате прямого превращения аустенита ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ). Эти преобразования зависят от энергии дефекта упаковки, так как прямое превращение  $\gamma \rightarrow \alpha'$  происходит, когда энергия дефекта упаковки велика, тогда как низкая энергия дефекта упаковки приводит к последовательному превращению  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  [66, 75]. Например, мартенситное превращение аустенитной нержавеющей стали 304L происходит в последовательном режиме  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  [75], а у стали AISI 301 происходит прямое превращение  $\gamma \rightarrow \alpha'$  [76].

### **1.2.3.1 Влияние мартенситного превращения на кавитационно-эрозионную стойкость материала и механические свойства**

Одним из важных применений мартенситного превращения является вклад в повышение стойкости аустенитных стальных сплавов против кавитационного повреждения. Многочисленные исследования, например, [76, 77], показали, что вызванное деформацией мартенситное превращение метастабильных аустенитных сталей играет важную роль в снижении скорости распространения трещин, улучшении механических свойств и, таким образом, повышении стойкости материала против развития повреждений. Процесс кавитационной эрозии возникает в результате воздействия на материал циклического усталостного нагружения с пластической деформацией. Было обнаружено, что метастабильные аустенитные стали претерпевают мартенситное фазовое превращение при циклическом нагружении [78, 79].

В качестве наплавочных материалов для получения слоев, стойких против кавитации, перспективно применение сталей со структурой метастабильного аустенита (МСА). В этих сталях при интенсивном нагружении реализуется синергетический микротрип-эффект вследствие «мартенситной

сверхпластичности» в момент протекания регулируемого мартенситного превращения при охлаждении сварных швов или в процессе приложения значительных внешних нагрузок. Это сопровождается следующими синергетическими эффектами [80, 81]:

- рост твердости вследствие увеличения доли мартенситной фазы в структуре;
- релаксация микронапряжений в поверхностных слоях, поскольку энергия внешней нагрузки, которая воздействует на поверхность, рассеивается вследствие микро-ТРИП-эффекта деформационного превращения метастабильного аустенита в мартенсит в процессе испытания или эксплуатации.

Вследствие указанных эффектов у металла с МСА-структурой, подвергающегося внешним воздействиям, наблюдается значительное повышение свойств за счет реализации внутреннего ресурса самого материала. При этом мартенситное превращение происходит с крайне высокой скоростью, порядка  $10^{-7}$  с [82]. Это быстрее примерно на порядок, чем время самых динамических внешних механических воздействий. Оценка внешних нагрузок, соответствующих началу образования мартенсита деформации в метастабильноаустенитной стали 50Н9Х5, показала, что значение порогового уровня увеличивается от 1000 до 2500 МПа при увеличении исходного количества мартенсита от 15 до 75 %. При напряжениях, превышающих пороговое значение, количество деформационного мартенсита линейно возрастает с ростом напряжений [83]. Этот уровень нагрузок соответствует давлениям, возникающим при кавитации, более 1500 МПа [74, 75]. Счастливцев и Филиппов сообщили, что интенсивные  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  мартенситные превращения развиваются в аустените под нагрузкой из-за низкой энергии дефекта упаковки [84]. Многие исследователи отметили, что мартенситное превращение значительно влияет на повышение кавитационно – эрозионной стойкости метастабильных аустенитных сталей, так как энергия кавитации рассеивается во время фазового превращения [85, 86]. Кроме того, мартенситное превращение способствует препятствованию движению дислокаций, что связано с увеличением твердости за счет упрочнения, происходящего на поверхности [87]. В результате

мартенситного превращения прочность материала повышается и может достигать 2 ГПа [88].

Santos et al. [89] показали влияние мартенситного превращения, вызванного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  деформацией, на поведение и твердость аустенитной нержавеющей стали 18Cr8Ni (тип 304) при кавитационной эрозии. Они сообщают, что полное  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение происходит в течение первых 180 мин воздействия кавитации, поскольку в этот период наблюдалась тесная корреляция между мартенситным превращением и сопротивлением материала кавитационной эрозии. Наблюдались незначительные потери материала в период превращения, сопровождающиеся резким увеличением твердости поверхности под действием кавитации.

### 1.2.3.2 Типы сталей с мартенситным фазовым превращением

Некоторые типы аустенитных нержавеющей сталей, с пониженным содержанием дорогостоящего никеля, которые подвергаются мартенситному превращению, были разработаны в качестве альтернативы типичным CrNi нержавеющей сталям. В частности, показали высокую стойкость против кавитационной эрозии стали Cr-Mn-N/V [90, 91] и Cr-Co-Mn [3, 92]. Они обладают способностью претерпевать мартенситное фазовое превращение  $\gamma \rightarrow \alpha'$  при кавитационном нагружении. Это преобразование способствует повышению стойкости сталей против кавитационной эрозии. Улучшение связано с высоким деформационным упрочнением и повышением предела прочности и твердости поверхностных слоев. Помимо нержавеющей сталей, наплавочные сплавы на основе Fe эффективно используются в различных областях применения для борьбы с кавитационным повреждением в качестве альтернативных материалов более дорогим сплавам для наплавки на основе Ni / Co типа Stellite, Colmonoy и Inconel. К ним относятся, в частности Fe-Cr-C с некоторыми добавками, такими как Mn, W, Ni, Nb [37, 93]. Покртия вида Fe-Cr-C-Al-Ti со структурой метастабильного аустенита, полученные наплавкой и дуговой металлизацией, показали высокую стойкость против абразивного износа и при сухом трении по схеме «палец-пластина» [68].

В таблице 1.3 показаны группы железных сплавов, которые претерпевают мартенситное фазовое превращение и используются для улучшения стойкости против кавитационной эрозии.

Таблица 1.3 – группа стальных сплавов с мартенситным фазовым превращением для повышения стойкости против кавитационной эрозии

<b>Материал</b>		<b>Свойства и применения</b>
Группа нержавеющей стали	Стали с высоким содержанием марганца и азота (Cr-Mn-N)	Они имеют высокими уровнями прочности, пластичности и хорошей коррозионной стойкости. Аустенитные нержавеющие стали (HN) с высоким содержанием азота Cr-Mn, такие как 18Cr-11Mn-0,37N [90] и 18Cr-18Mn-0,52N [94], используются для применений, требующих стойкости против кавитации.
	Дуплекс из нержавеющей стали (DSS)	SS с массой% 22,5Cr-5,4Ni-3,0Mo-0,16N [65, 95] является подходящим материалом для агрессивных сред, где кавитационная эрозия является обычным явлением. DSS демонстрирует более высокое сопротивление кавитации по сравнению с нержавеющими сталями CrNi, такими как 304.
	Стали с кобальтом Co	Нержавеющие стали с высоким содержанием кобальта Co (~ 9% мас.) характеризуются высокой стойкостью против кавитации по сравнению с обычными сталями [3, 92].
Наплавочные покрытия на основе железа	Высокое содержание Cr	Для оценки кавитации сплав с составом Fe-20Cr-1.68C сравнивали с упрочняющим сплавом Stellite 6 на основе Co [56]. Было обнаружено, что инкубационный период сплава Fe-Cr был дольше, чем у Stellite 6, в 2 раза при испытании в дистиллированной воде. Это происходит из-за упрочнения матрицы, вызванной фазовым превращением при деформации. Его можно использовать в качестве материала, альтернативного сплаву Stellite 6, для компонентов атомных электростанций (например, регулирующих клапанов), работающих в диапазоне температур 90-300 ° C.
	Высокое содержание Mn	Сплав Fe-25Mn-6Si-7Cr-Cu с памятью формы [85] сравнивали с группой нержавеющей сталей Cr-Ni-Mn. Было обнаружено, что потери массы нержавеющей сталей Cr-Ni-Mn находятся в

		диапазоне 15-77 мг, в то время как потеря массы сплава Fe с памятью формы составила всего 3,6 мг.
	Fe-C-Cr-Mn-Co-Si-N (CaviTech)	Это еще один многообещающий сплав на основе железа, который разработан для уменьшения кавитационной эрозии. выпускается в порошковой и сварочной проволоке (сплошной и порошковой). CaviTech с химическим составом (мас. %: Fe-0,2C-17Cr-10Mn-9Co-3Si-0,2N) в виде порошка [96] показал более высокую стойкость против кавитационной эрозии, чем WC-CoCr и Stellite 6, когда все материалы были приготовлены методом термического напыления HVOF. CaviTech в качестве наплавленного покрытия продемонстрировал более длительное время инкубации и более высокую стойкость против кавитации по сравнению с нержавеющей сталью Stellite 21 и 308 [97].

#### 1.2.4 Сплавы на основе меди

Медь и медные сплавы широко используются для изготовления различных групп деталей машин, включая те, которые подвергаются кавитационной эрозии. Среди сплавов на основе меди никель-алюминиевая бронза (NAB) широко используется в морской среде, например, для гребных винтов и рабочих колес судов благодаря своим механическим свойствам и высокой стойкости против коррозии и эрозии [61, 98-101]. Основные медные материалы (медь Cu99,9%, латунь Cu-40% Zn и бронза Cu-10% Sn) имеют разные уровни сопротивления кавитационной эрозии. Они сравнивались друг с другом в условиях кавитации [29]. Было обнаружено, что бронза имеет самое высокое сопротивление кавитации, за ней следуют латунь и медь соответственно. Тот же результат был получен Hucinska и Glowack [98], когда они использовали одно- и многофазные медные сплавы с целью оценки их кавитационного поведения в дистиллированной воде. Рисунок 1.5 показывает скорость эрозии используемых материалов.



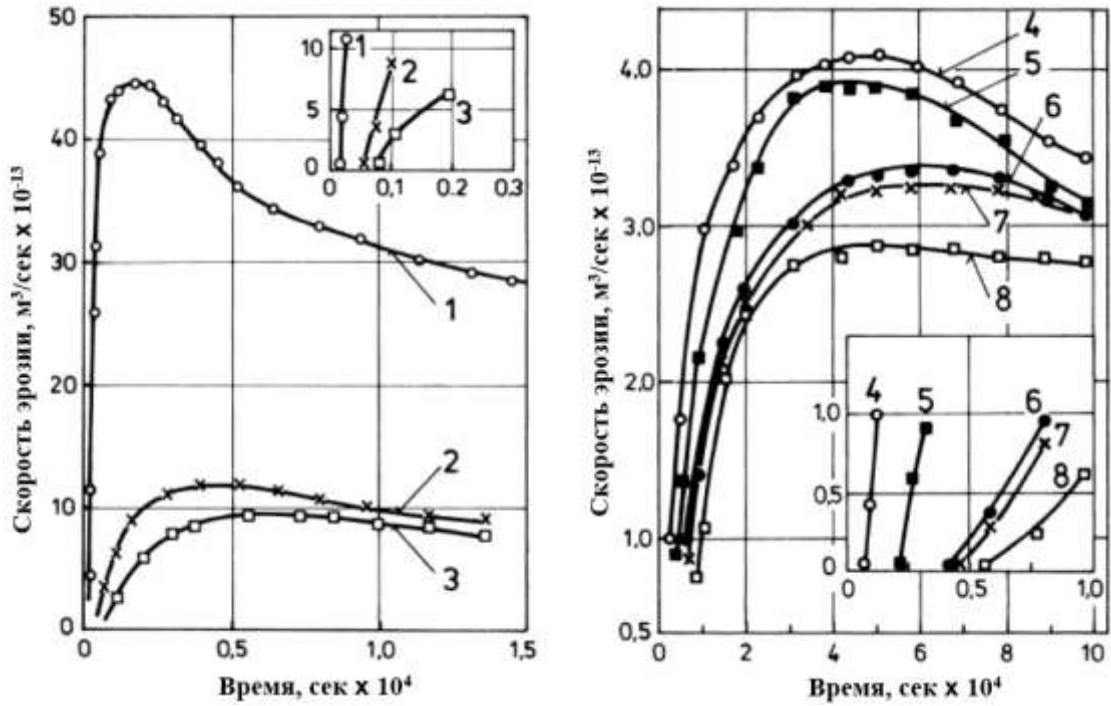


Рисунок 1.5 – Скорость кавитационной эрозии для Cu и Cu сплавов: 1 – Cu99.7, 2 – CuZn30, 3 – CuAl5, 4 – CuZn40Mn3Fe1, 5 – CuMn17Zn6Fe5Al3, 6 – CuMn12Al7Fe3Ni3, 7 – CuAl10Fe3Mn2, and 8 – CuNi5Fe5Al4Mn1

Что касается сплавов NAB (химический состав мас. %: CuAl9Ni5Fe4Mn) [99, 102], в частности, он вызывает большой интерес исследователей в связи с их широким использованием, как упоминалось ранее, для изучения поведения сплавов в условиях кавитации, эрозии и т. д. коррозии и комбинированных эффектов эрозии-коррозии [28, 99, 102, 103]. Согласно исследованиям, проведенным в указанной выше литературе, сплавы NAB характеризуются хорошей коррозионной стойкостью в морских условиях [103], с одной стороны, и более высокой стойкостью против коррозии при кавитации, с другой стороны [99]. Кроме того, микроструктура сплава NAB играет значительную роль в поведении при кавитационной эрозии, поскольку обнаружено, что наличие дислокаций и двойников деформации может предотвратить возникновение и рост усталостных трещин [104]. Однако из-за недостаточной твердости сплавы на медной основе ограниченно применяют в условиях кавитационной эрозии при повышенном содержании абразива, что характерно, например, для работы крыльчаток насосов.

### 1.2.5 Технологии получения покрытий деталей

Для нанесения защитных покрытий на детали с целью повышения их износостойкости в условиях эксплуатации, ремонта участков повреждений или продления срока службы практически можно использовать различные методы нанесения. Некоторые из этих методов включают: процессы термического напыления (дуговая металлизация [105]; HVOF/HVAF [32, 33]; плазменное напыление [106]), твердое хромирование [107], обработка поверхности (например, холодная обработка; лазерное легирование [108, 109]; обработка трением с перемешиванием [110]), метод катодно-дугового испарения для нанесения покрытий на Cr-N и TiN [111], физическое осаждение из паровой фазы (PVD) [112] и сварочные процессы [63, 113-116], такие как РДС, TIG, и MIG. Среди них сварка широко используется из-за соображений стоимости и способности эффективно создавать плотные покрытия [117, 118]. Таблица 1.4 показывает описание основных процессов нанесения покрытия, включая преимущества, недостатки, применения, результаты процесса и так далее.

Таблица 1.4 – Основные процессы нанесения покрытия, включая преимущества, недостатки и применения

<b>процесс нанесения покрытия</b>	<b>Характеристики, использовании и материалы</b>	<b>недостатки</b>
HVOF/HVAF	Высокая скорость распыления и низкая температура по сравнению, например, с плазменным напылением (1000 м/с для HVAF и 400-800 м/с для HVOF). Это может снизить содержание оксидов, пористость и дать плотные покрытия превосходного качества с хорошей прочностью связи с подложкой [119, 120]; (пористость <2%, прочность сцепления > 70 МПа [121]); Толщина слоя покрытия > 100 мкм (например, для покрытия WC-10Co-4Cr: 200 мкм [40], 400 мкм [46] и 450 мкм [1]);	дорогостоящие процессы и сложность использования на рабочем месте [124]

	<p>Можно рассматривать как успешную альтернативу твердому хромированию [122] и плазменному напылению [123]; Они используются для повышения стойкости металлических деталей против износа, кавитации, эрозии и коррозии. Материалы: твердосплавные покрытия [43], например, металлокерамика (термочувствительные материалы). Также наплавочное покрытие, например, сплавы на основе Co, Ni и Fe [37, 47, 125].</p>	
Дуговая металлизации	<p>Это простой и недорогой процесс с высокой производительностью [124, 126]; энергоэффективный процесс (мощность 4-6 кВт); возможность покрытия больших площадей деталей, например, руль направления и цистерны, где нецелесообразно использовать такие методы, как HVOF или плазменное напыление из-за стоимости и отсутствия использования на рабочем месте; и возможность распылять проволоку на основе Al, Zn, Cu и Fe [104].</p>	<p>Низкая скорость распыления частиц ~ 240 м/с, содержание оксидов около 0,5-3% [127].</p>
Плазменное напыление	<p>Приготовление высокоэффективных покрытий. Используется для высокотемпературных материалов (температура плазмы на стадии нагрева порошка находится в диапазоне от 6000 до 15000 ° C); в основном используется для керамических покрытий [128].</p>	<p>дорогостоящий процесс [124]</p>
Метод хромирования	<p>Подготовительные покрытия для предотвращения абразивного износа и восстановления первоначальных размеров поврежденных поверхностей в гидравлических поршнях, валах турбин и насосах [121, 129].</p>	<p>Отрицательное воздействие хрома на окружающую среду и здоровье</p>
Вакуумное напыление или физическое	<p>Подготовка покрытий с очень высокой твердостью (до 3000 HV); Улучшение износостойкости и фрикционных свойств [129].</p>	<p>ограничение использования покрытий из-за их малой</p>

парофазное осаждение (PVD)		толщины (1 - 10 мкм) [129].
Процессы наплавки (РДС, TIG, MIG)	Подготовка наплавочных покрытий, в частности ремонт поврежденных деталей и восстановление размеров исходных деталей; Толстые слои покрытия; изготовление антикавитационных покрытий [130]; Широкий выбор материалов: нержавеющая сталь 308L [131, 132, 133], AWS E309 [129], нержавеющая сталь с высоким содержанием кобальта [3], сплавы на основе кобальта (например, Stellite 6) [56, 134], присадочный материал для проволоки NiTi [113], медно-марганцево-алюминиевый сплав [135].	высокая температура на входе

### 1.3 Существующие методики определения кавитационной стойкости

Лабораторные методы часто используются для оценки кавитационно – эрозионной стойкости материалов в контролируемой среде и в ускоренном режиме [136]. Существует два основных ускоренных лабораторных метода для оценки кавитационной стойкости материалов: ультразвуковые кавитационные (вибрационные) испытания [3, 23, 26, 64, 136, 137] и струйные испытания жидкостью для кавитации [64, 136, 138, 139].

#### 1.3.1 Ультразвуковое кавитационное испытание

В методе ультразвукового кавитационного испытания магнитострикционное или пьезоэлектрическое устройство используется для создания осевой высокочастотной вибрации в испытуемом образце, прикрепленном к концу вибрирующей части (волновод), находящейся в состоянии вибрации (вибрирующий образец). В вибрационном цикле кавитационные пузырьки образуются в одной половине цикла (низкое давление) на поверхности образца и разрушаются в течение другой половины цикла на поверхности образца, вызывая

кавитационную эрозию [64, 90]. В ASTM G32 установлено, что мощность ультразвукового генератора в диапазоне от 250 до 1000 Вт и частота колебаний около  $20 \pm 0,5$  кГц подходят для ультразвукового кавитационного испытания [140]. Согласно стандарту ASTM G32, имеются две схемы кавитационных испытаний, с вибрирующим образцом [139] и неподвижным образцом [64], рисунок 1.6. Многочисленные исследовательские работы были выполнены с использованием ультразвукового контроля кавитации и использованием вибрационных образцов, например, [141, 142] и метод стационарного образца, например, [28, 143].

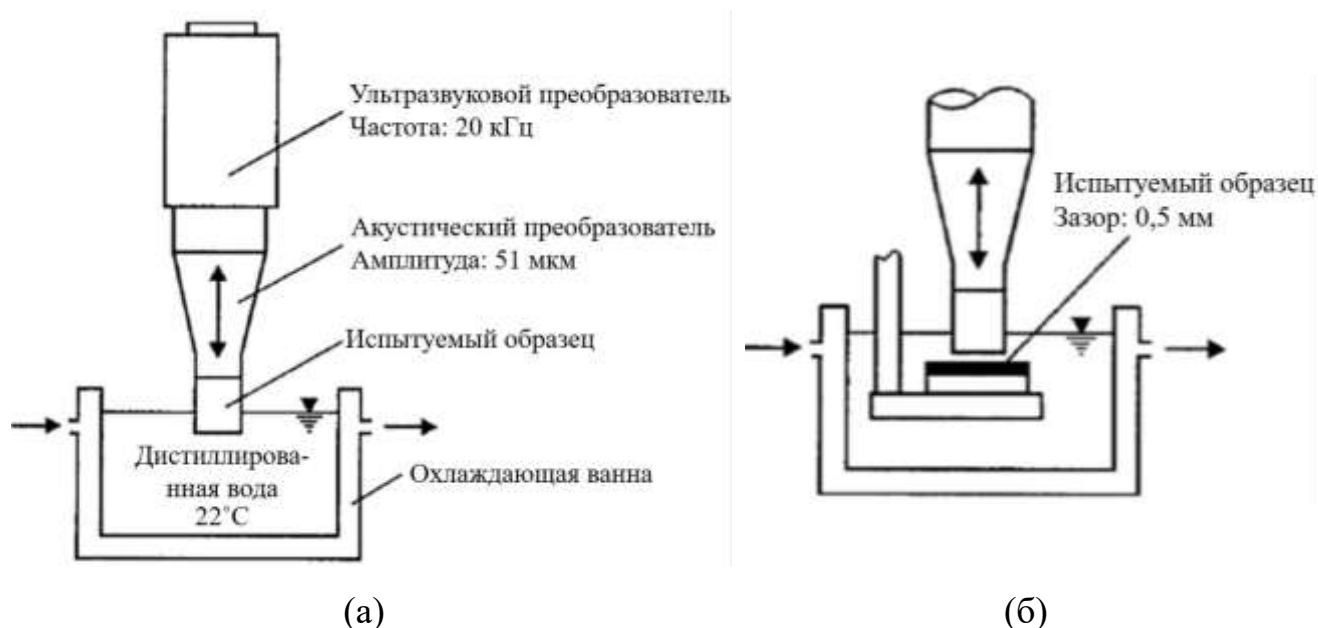


Рисунок 1.6 – Схема устройства для ультразвукового кавитационного испытания: (а) вибрирующий образец, (б) неподвижный образец [64]

В данных схемах кавитационных испытаний имеется ряд недостатков:

- Требуется высокая точность позиционирования испытуемого образца, менее 0,5 мм в методе (б);
- В ходе испытаний меняется состав жидкости из-за добавления в нее частиц, образующихся при эрозии поверхности образцов. Это приводит к изменению условий испытаний;

- Образцы в ходе испытаний нагреваются и требуется их принудительное охлаждение, что усложняет схему испытаний и вносит нестабильность в результаты;
- Высокая длительность испытания для получения заметных результатов, в среднем 8-10 часов [3].

### 1.3.2 Испытание кавитирующей струей жидкости

При этом испытании, согласно ASTM G-134, высокоскоростная струя жидкости используется для разрушения испытываемого образца, помещенного на ее пути [64, 136, 138, 139], рисунок 1.7. Этот метод характеризуется более высоким кавитационным воздействием, чем ультразвуковое вибрационное испытание, из-за диапазона интенсивностей кавитации, которые обеспечивает струя. Управление рабочими параметрами испытаний кавитирующей струи, такими как скорость, диаметр, угол, расстояние и давление струи, может создавать различные интенсивности кавитации, что, в свою очередь, влияет на скорость эрозии.

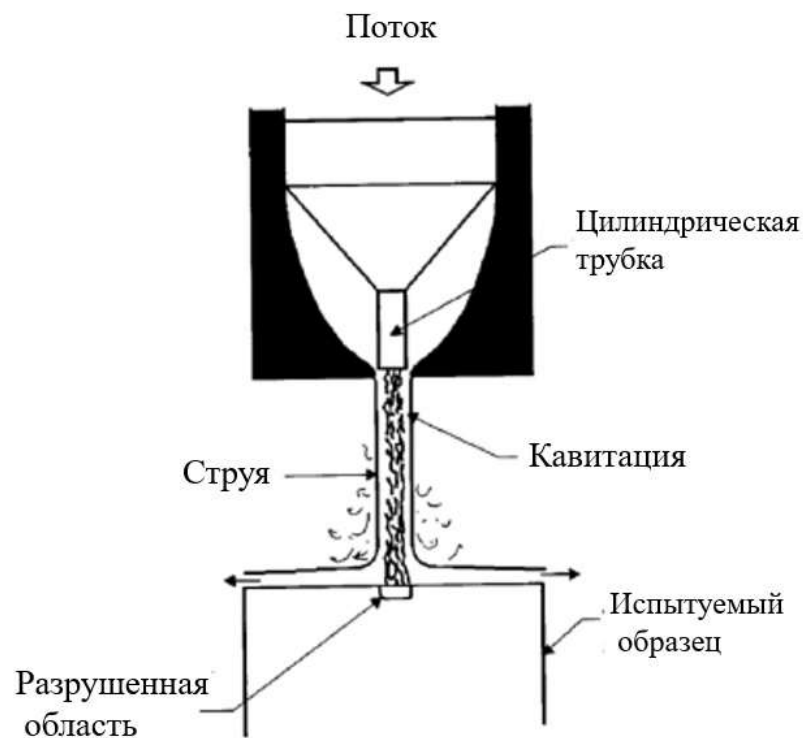


Рисунок 1.7 – Схема испытания кавитирующей струей жидкости [64]

Характерные параметры этого вида кавитационных испытаний: рабочее давление, 40 бар, скорость струи жидкости 90 м/с [139]. Недостатком известной установки является технологическая сложность обеспечения большого расхода при высоком давлении.

### 1.3.3 Параметры оценки результатов кавитации

Оценка кавитации одного воздействия обычно определяется по потере массы как функции времени тестирования [3, 136, 144]. Этот критерий в основном используется, когда оцениваемые материалы имеют почти одинаковую или близкую плотность, но в случае материалов с неравной плотностью оценку сопротивления кавитации следует проводить на основе потери объема [145, 146]. Оценка включает очистку, сушку и взвешивание образца для испытаний с использованием чувствительных весов. Затем исследуемый образец подвергают кавитации в течение определенного периода времени, извлекают и взвешивают образец. Образец для испытаний снова подвергают кавитации в течение еще одного периода времени. Эту процедуру повторяют в течение нескольких интервалов (регулярных или нерегулярных периодов), чтобы построить график накопленной потери веса как функции времени тестирования [64, 136, 147]. Используют также оценку изменения шероховатости для оценки сопротивления кавитации [3, 137, 145]. Минимальное изменение шероховатости в процессе кавитации означает меньшее повреждение поверхности и минимальные потери материала [3, 145, 29, 148, 149].

В тесте на кавитацию в процессе оценки могут использоваться различные типы жидкости. Стандартной тестовой жидкостью, которая обычно используется, является либо дистиллированная вода, либо деионизированная вода [140, 3]. Раствор 3,5% NaCl (морская вода) также часто используется в качестве тестовой жидкости [28, 29]. В тесте на кавитацию часто используется более одного типа тестовых жидкостей, таких как вода, дистиллированная вода и 3,5% раствор NaCl [29, 150, 151]. Кроме того, много работ посвящено анализу влияния на стойкость против кавитационной эрозии твердости материала, шероховатости поверхности и

физических изменений микроструктуры, наблюдаемых до, в ходе и после кавитационных испытаний, например, [56, 145, 152]. Существует корреляция между микроструктурой материала и сопротивлением кавитации. Например, зеренная структура может повлиять на улучшение сопротивления кавитационной эрозии, поскольку разрушение материала, например, усталостное повреждение зависит от свойств поверхности, включая структуру зерна [153]. Сообщается [90], что мелкозернистая структура аустенитных нержавеющей сталей способствовала повышению их стойкости против кавитационной эрозии. Кроме того, в процессе кавитации фазовое превращение, происходящее в структуре, например,  $\gamma \rightarrow \alpha$ , приводит к повышению стойкости поверхности детали против кавитационной эрозии [154]. Повышение твердости в процессе кавитации в результате деформационного упрочнения во многих случаях повышает стойкость против кавитационной эрозии [56].

#### **1.4 Выводы по главе 1 и постановка задачи исследования**

1. Проведенный аналитический обзор научно-технической литературы показал, что несмотря на широкое использование нержавеющей сталей (аустенитных и мартенситных), таких как 13CrNi, 14Cr3Ni и 18Cr10Ni2Mo (AISI 316L), при производстве большого количества деталей, работающих в жидких средах и подверженных кавитационному износу, таких как гидротурбины и рабочие колеса насосов, существует необходимость улучшать долговечность этих деталей, повысить их стойкость против кавитации и продлить срок их службы.

2. Разрушение деталей машин во многих случаях начинается с поверхностных слоев. Типовым решением для защиты новых деталей или ремонта узлов, испытавших кавитационный износ, является применение покрытий с высокими эксплуатационными характеристиками, которые обычно получают с применением различных процессов термического напыления (например, WC-10Co4Cr, WC-20CrC-7Ni, NiCrMoNb) и наплавки (например, 308L). Однако в научной литературе по-прежнему есть недостаток работ, посвященных комплексному сравнению различных видов кавитационностойких покрытий и методов их нанесения.



3. Обычно сплавы на основе Ni и Co считаются дорогими, поэтому их желательно заменить на экономно-легированные сплавы. Что касается карбидных покрытий, то в литературе показано, что они очень чувствительны к пористости, так как это сильно влияет на кавитационную стойкость, помимо того, что они экономически невыгодны. Сплавы на основе Fe часто предлагаются для замены этих сплавов, в особенности, метастабильные аустенитные стали (МАС). Таким образом, по-прежнему актуальной задачей остается поиск новых систем легирования.

4. Необходимо совершенствовать имеющиеся схемы испытаний на кавитационную стойкость. В реальных условиях эксплуатации в деталях помимо кавитационного воздействия также протекает процесс коррозии, т.к. рН среды отличается от нейтрального. Представляется важным исследовать синергетический результат влияния этих эффектов на известные кавитационностойкие материалы.

#### **Постановка задач исследования**

1. Разработать методику испытаний на кавитационную стойкость, исключающую недостатки имеющихся схем.

2. Выполнить оценку кавитационной стойкости типовых материалов, используемых для повышения кавитационной стойкости.

3. Проанализировать полученные результаты для выяснения причин различий в кавитационной стойкости.

4. Проверить на практике полученные результаты.

## **Глава 2 Исследуемые материалы и методы испытания и подготовки образцов**

### **2.1 Материалы и методы получения покрытий**

В таблице 2.1 показаны все материалы, которые использовались в испытаниях на кавитационную эрозию с целью оценки их стойкости против кавитации и изучения состояния поверхности материала под воздействием условий кавитации. Эти материалы были выбраны либо потому, что они подвержены кавитационному разрушению, например, группа типичных сталей из-за их широкого использования в различных областях, включая судостроение и энергетику (AISI 316L), либо потому, что они используются в виде покрытий для защиты деталей от кавитации, например, композиционные материалы (WC-CoCr, WC-CrC-Ni, NiCrMoNb, NiCrBSi) и стали аустенитного и мартенситного классов (20X13, AISI 308L, 06X19H9T).

Одним из вариантов материалов для испытания применена порошковая проволока вида 60X8ТЮ, марки ППМ-6 (далее ППМ-6), разработки Уральского института сварки [155], которая обеспечивает наличие метастабильного аустенита в структуре наплавленного/напыленного покрытия. Покрытия из этой проволоки, выполненные дуговой металлизацией и наплавкой, показали хорошую стойкость против износа в условиях абразивного износа и контактного трения [156], высокодинамичных ударных нагрузок [157], где давление, порядка 1500-2000 МПа, соответствует давлениям, возникающим при кавитации, более 1500 МПа [74, 75].

Испытания на кавитацию были проведены на образцах, изготовленных из этих материалов, в виде сплошного материала и в виде покрытия, полученного процессами термического напыления и дуговой наплавки. Отработку методики кавитационных испытаний выполняли на стали 40. В качестве базы для сравнения использована сталь AISI 316L.



Для нанесения покрытий на основные металлы использовали различные методы, в том числе: ручную дуговую сварку (РДС), дуговую металлизацию (ДМ), сверхзвуковое газоздушное напыление (HVOF), и дуговую сварку неплавящимся электродом в аргоне (TIG). Краткое описание методов изготовления образцов представлено в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Характеристика материалов и подготовка образцов

Материал			Методы нанесения покрытий				Ø/Размер
			Наплавка		Напыление		
			TIG	РДС	HVOF	ДМ	
1	Сплошной	AISI 316L, 20X13, сталь 40					
2	Электрод	E308L-17		+			Ø 2,5 мм
3	Сплошная проволока	06X19H9T	+			+	Ø 1,6 мм
4	Порошковые проволоки	ППМ-6*	+			+	Ø 1,6 мм
5	Порошки	WC-10Co4Cr			+		-25 + 10 мкм
6		WC-20CrC-7Ni			+		-38 + 10 мкм
7		NiCrBSi (Colmonoy 6)			+		-53 + 30 мкм
8		NiCrMoNb (Inconel 625)			+		-45 + 15 мкм

\* ППМ-6 предоставлены ООО «Уральский институт сварки»

Режимы наплавки приведены в таблице 2.3. Все порошковые материалы были нанесены методом HVOF при параметрах процесса, указанных в таблице 2.4. Параметры, при которых производилась дуговая металлизация, приведены в таблице 2.5. Перед нанесением покрытия образцы, на которые должно быть нанесено покрытие, шлифовали до заданного размера и подвергали струйно-абразивной обработке электрокорундом Ø 0,3 мм при давлении воздуха 0,5 МПа.

Таблица 2.3 – Режимы дуговой наплавки (источник питания: LORCH, S серия, Германия)

Процесс	Ток, А	Напряжение, В	Газ	Подача газа, л/мин
РДС	70 – 75	25	-	-
TIG	90 – 120	12	аргон	12 – 15

Количество наплавленных слоев - 3; охлаждение образцов - на воздухе.

Таблица 2.4 – Параметры процесса напыления HVAF (SB9500-gun, Uniquescoat Technologies, VA, USA)

Параметр	Величина
Давление воздуха, МПа	0.61
Дистанция напыления, мм	150/200*
Основной газ – пропан 1, МПа	0.56
Вторичный газ – пропан 2, МПа	0.45
Скорость потока газа-носителя – азот, л/мин	68
Скорость подачи порошка, г/мин	200
Скорость движения распылительной головки, м/сек	1.0
толщина покрытия за проход, мкм	40

\* 150 для напыления WC-10Co4Cr (2W101-2510), WC-20CrC-7Ni (TAS WC-390), (C & M Technologies GmbH, Германия)

\* 200 для напыления NiCrMoNb (Ampeirt 380.074, Hogas Germany GmbH) и NiCrBSi (Amperit 335.066, Songhah plastic Technology Co., Ltd., Китай)

Таблица 2.5 – Параметры процесса дуговой металлизации (ДМ), установка АДМ-10 (Уральский институт сварки, Екатеринбург, Россия)

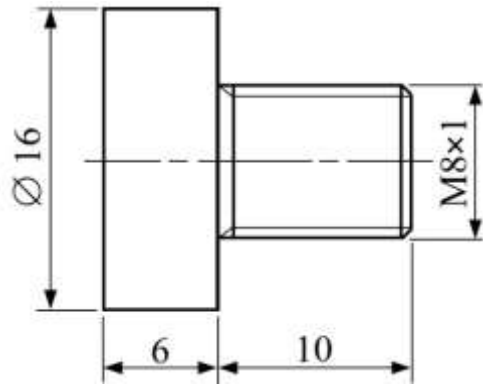
Параметр	Величина
Ток, А	150
Напряжение, В	30
Подача проволоки м/с	0,08 ± 0,005
Давление пропана, МПа	0,3
Давление воздуха, МПа	0,28

## 2.2 Подготовка образцов для испытаний на кавитацию

Образцы для испытаний были подготовлены в соответствии со стандартом ASTM G32–10 [140] (Стандартный метод испытаний для кавитационной эрозии с использованием вибрационного аппарата). Образцы готовятся в разных состояниях, так как они представляют только основные материалы (подложки) или с нанесенным слоем покрытия. Общий вид образца для проведения кавитационных испытаний показан на рисунке 2.1. В качестве подложки или основных материалов образцы из стали 40, 20X13, AISI 316L вырезались из прутков диаметром 18 и 25 мм и обрабатывали на токарном станке. Образцы во всех случаях (подложки с покрытиями) шлифовали на шлифовальном станке для получения требуемых размеров. Шлифовальный круг из карбида кремния (SiC) использовали для шлифования группы стальных образцов, а алмазный круг - для шлифования термически напыленных образцов, подготовленных методом HVOF.

Образцы с покрытиями были подготовлены методом высокоскоростного газоздушного напыления (HVOF) и дуговой металлизации (ДМ). Перед нанесением покрытия подготовлены образцы (подложки) из стали 40 и 20X13 с меньшей высотой рабочей части (рисунок 2.2), где  $h1$  - толщина покрытия,  $h$  – высота рабочей части образца. После нанесения покрытия производилась шлифовка в стандартный размер ( $h+h1 = 6$  мм). В таблице 2.6 показаны размеры параметров  $h$  и  $h1$  в зависимости от процесса напыления и материала покрытия.

Образцы с наплавками из материалов E308L-17, 06X19H9T, и ППМ-6 изготавливали методом дуговой сварки. Перед изготовлением образца наплавка осуществлялась на цилиндрическую заготовку диаметром 25 мм и высотой 15 мм (рисунок 2.3а). Наплавка выполнялась в три прохода, режим наплавки указан в таблице 2.3. После этого из заготовки с наплавленным слоем (рисунок 2.3б) вырезали образец на токарном станке и шлифовали до размеров согласно рисунку 2.3в. На рисунке 2.4 представлена фотография основного металла с наплавленным слоем.



(a)



(б)

Рисунок 2.1 – Общий вид образца для проведения кавитационных испытаний (а – схема образца, б – фото образцов, в том числе основного металла и с покрытиями, полученными разными методами)

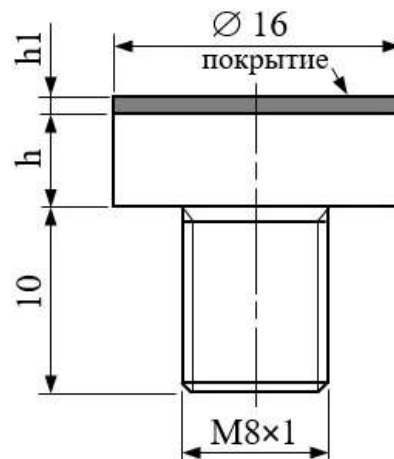


Рисунок 2.2 – Вид образца для нанесения покрытия методами HVOF и ДМ ( $h$  – толщина подложки;  $h1$  – толщина покрытия;  $h+h1=6$  мм)

Таблица 2.6 – Размеры образцов с покрытиями, полученными методами HVOF и ДМ

Процесс напыление и материал	Толщина подложки ( $h$ ), мм	Толщина покрытия ( $h1$ ), мкм	
		при напылении	при шлифовании
HVOF: WC-CoCr и WC-CrC-Ni	$5,70 \pm 0.02$	$400 \pm 30$	$290 \pm 20$
HVOF: NiCrMoNb и NiCrBSi	$5,6 \pm 0.02$	$600 \pm 50$	$380 \pm 20$
ДМ: ППМ-6 и 06X19H9T	$5,5 \pm 0.02$	$1000 \pm 100$	$500 \pm 20$

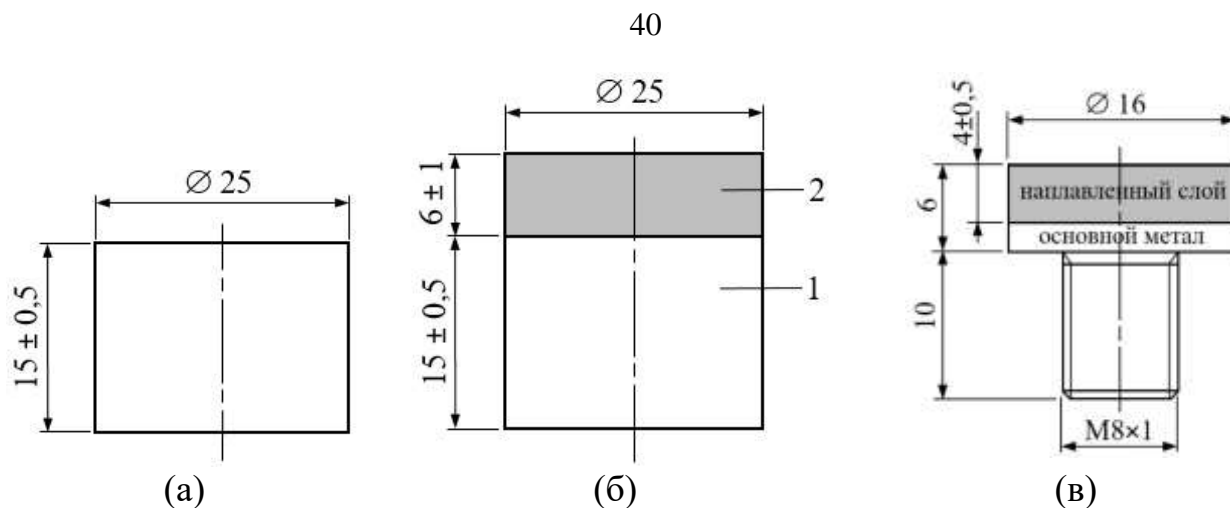


Рисунок 2.3 – Подготовка образца наплавкой методами РДС и TIG: а – основной металл (подложка), б – основной металл с наплавленным слоем (ППМ-6, E308L-17, 06X19H9T), в – образец с основным металлом и наплавкой



Рисунок 2.4 – Способ подготовки наплавленных слоев на основной металл методами TIG и РДС

## 2.3 Методика оценки поверхности исследуемых образцов

### 2.3.1 Оценка микроструктуры

Для наблюдения за структурой поверхности некоторых образцов, которые были изучены более подробно, был использован оптический микроскоп (Alltami MET 1С, Россия). Наблюдения проводились для демонстрации исходного



состояния поверхности перед кавитацией и состояния изношенной поверхности образцов после воздействия кавитации. Кроме того, исходная микроструктура и химический состав некоторых покрытий, полученных методами HVOF и наплавкой (TIG), наблюдались с применением сканирующей электронной микроскопии, SEM Tescan VEGA II XMU (Tescan, Чешская Республика) с системой энергодисперсионного микроанализа (EDS). После кавитационных испытаний изношенные поверхности были исследованы также с применением SEM для анализа повреждений кавитационной эрозией.

### 2.3.2 Рентгенофазовый анализ

Рентгенофазовый анализ выполнен с помощью дифрактометра Shimadzu XRD – 7000 (Shimadzu, Япония) для выявления мартенситных фазовых превращений, происходящих при кавитации для стальных образцов до и после кавитации, и наличия фаз для покрытий, полученных методом HVOF. Условия съемки: излучение – Cu K $\alpha$ , графитовый монохроматор, угловой диапазон  $2\theta=30-115^\circ$ , тип съемки – пошаговый, шаг сканирования  $0.04^\circ$ , экспозиция – 3 сек.

### 2.3.3 Оценка шероховатости поверхности

Для оценки шероховатости поверхности испытуемых образцов использовался бесконтактный оптический профилометр Wyko NT 1100 3D (Veeco, AZ, США). При оценке использовались изображения топографии поверхности и параметры шероховатости  $Ra$  и  $Rt$  (рисунок 2.5), поскольку  $Ra$  представляет арифметическое среднее отклонение оцениваемого профиля шероховатости поверхности, а  $Rt$  представляет максимальную высоту профиля в соответствии с ГОСТ Р ИСО 4287–2014 [158]. Шероховатость поверхности была оценена до и после кавитационных испытаний различной длительности. Значения шероховатости представляют собой среднее значение пяти измерений, выполненных в случайно выбранных местах на площади  $42,5 \text{ мкм} \times 55,8 \text{ мкм}$  на поверхности каждого образца.

### 2.3.4 Измерение твердости образцов

Микротвердость по Виккерсу измеряли на приборе для определения микротвердости Shimadzu HNV-G21DT (Shimadzu, Япония), как среднее значение 10 измерений. Были проведены некоторые измерения микротвердости до и после кавитации, чтобы оценить ее влияние на кавитационную стойкость характерных образцов.

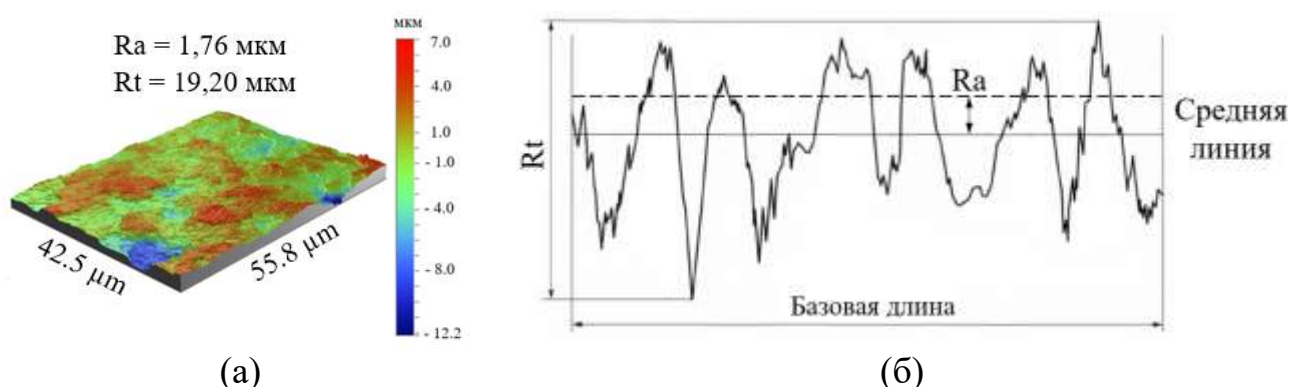


Рисунок 2.5 – Топография поверхности и параметры шероховатости, рассматриваемые в исследовании: (а) – топография шероховатости поверхности образца, (б) – профиль шероховатости поверхности ( $Ra$  – арифметическое среднее отклонение оцениваемого профиля,  $Rt$  – максимальная высота профиля)

### 2.4 Испытание на абразивный износ

Было испытание на абразивный износ в качестве дополнительного метода к испытанию на кавитацию для оценки стойкости наплавленного слоя, из ППМ-6 (TIG), E308L-17 (РДС), 06X19H9T (TIG) и основном металле (сталь 40). Эксперименты по испытанию на абразивный износ проводили по методу Бринелля-Ховарта [159], установка представлена на рисунке 2.6. Абразивные частицы пропускают из емкости по специальной трубке, в результате абразив поступает между образцом и вращающимся резиновым колесом, так что оно вращается в том же направлении, что и абразивный материал. В качестве абразивного материала применяли электрокорунд с размером частиц 125-180 мкм. На рычаг помещали нагрузку, которая формирует сжимающую силу между резиновым диском и образцом. Размер образца для данного испытания составляет 70 x 18 x 8

мм (рисунок 2.7). Полное время испытания на абразивный износ в этом исследовании составляло 10 минут, а измерения потери массы материала проводились каждую минуту с использованием аналитических демпферных весов АДВ-200 с погрешностью 1,0 мг. Параметры проводимых испытаний: нагрузка: 5 кг; скорость вращения диска: 75 об/мин; диаметр диска: 0,2 м; расход абразива: 110 г/мин; плечо нагрузки: 0,3 м.



Рисунок 2.6 – Установка Бринелля-Ховарта для исследования износостойкости



Рисунок 2.7 – Образец после проведения абразивного испытания

## **Глава 3 Разработка методики и лабораторного комплекса для испытания стойкости материалов против кавитационной эрозии**

### **3.1 Схема разработанного лабораторного комплекса для оценки кавитационной стойкости**

Для оценки кавитационной стойкости в рамках исследования разработана и изготовлена установка, схема и общий вид которой представлена на рисунке 3.1, 3.2. Созданная испытательная установка относится к кавитационным устройствам для анализа кавитационного разрушения и может быть использована для оценки кавитационно – эрозионной стойкости сплавов, покрытий и других материалов, работающих в жидких средах с помощью ультразвуковой вибрации с целью генерации кавитации.

Эффект кавитации вызывается колебаниями образца с ультразвуковой частотой (20 кГц) в жидкой среде аналогично стандартизованным методикам по ASTM G32.

На базе фрезерного станка смонтирована установка для испытаний на кавитационную эрозию с помощью ультразвуковой вибрации, содержащая ультразвуковой генератор (мощность генератора 2кВт) (1) для генерирования вибраций, магнитострикционный преобразователь ИЛ4-2 (2) и для увеличения амплитуды колебаний до 50 мкм – акустический преобразователь (3), испытуемый образец (4). Форсунка системы подачи жидкости (диаметр отверстия 6 мм) установлена в контейнер (6) с термометром для контроля температуры среды, в котором проводится испытание, отличается тем, что в установке дополнительно устанавливаются сопло подачи жидкости, при этом испытуемый образец расположен выше среза сопла подачи жидкости с возможностью регулирования расстояния до среза сопла, обеспечивающего кавитационный эффект. Зазор между испытуемым образцом и срезом сопла регулируют вручную в пределах от 1 до 3 мм путем перемещения форсунки, удерживающего контейнер, с помощью вертикальной подачи станка (испытания на кавитационную эрозию проводили при зазоре  $2 \pm 0,1$  мм). В установке предусмотрен напорный бак (13), заполненный жидкостью, состав

которой соответствует условиям испытаний (объем жидкости в баке составляет 25 – 30 литров). Напорный бак обеспечивает необходимое давление жидкости в сопле за счет приблизительно постоянного уровня жидкости в напорном баке, для чего указанный напорный бак расположен выше сопла на расстоянии ( $\sim 1$  м), обеспечивающем необходимый напор истекающей из сопла жидкости.

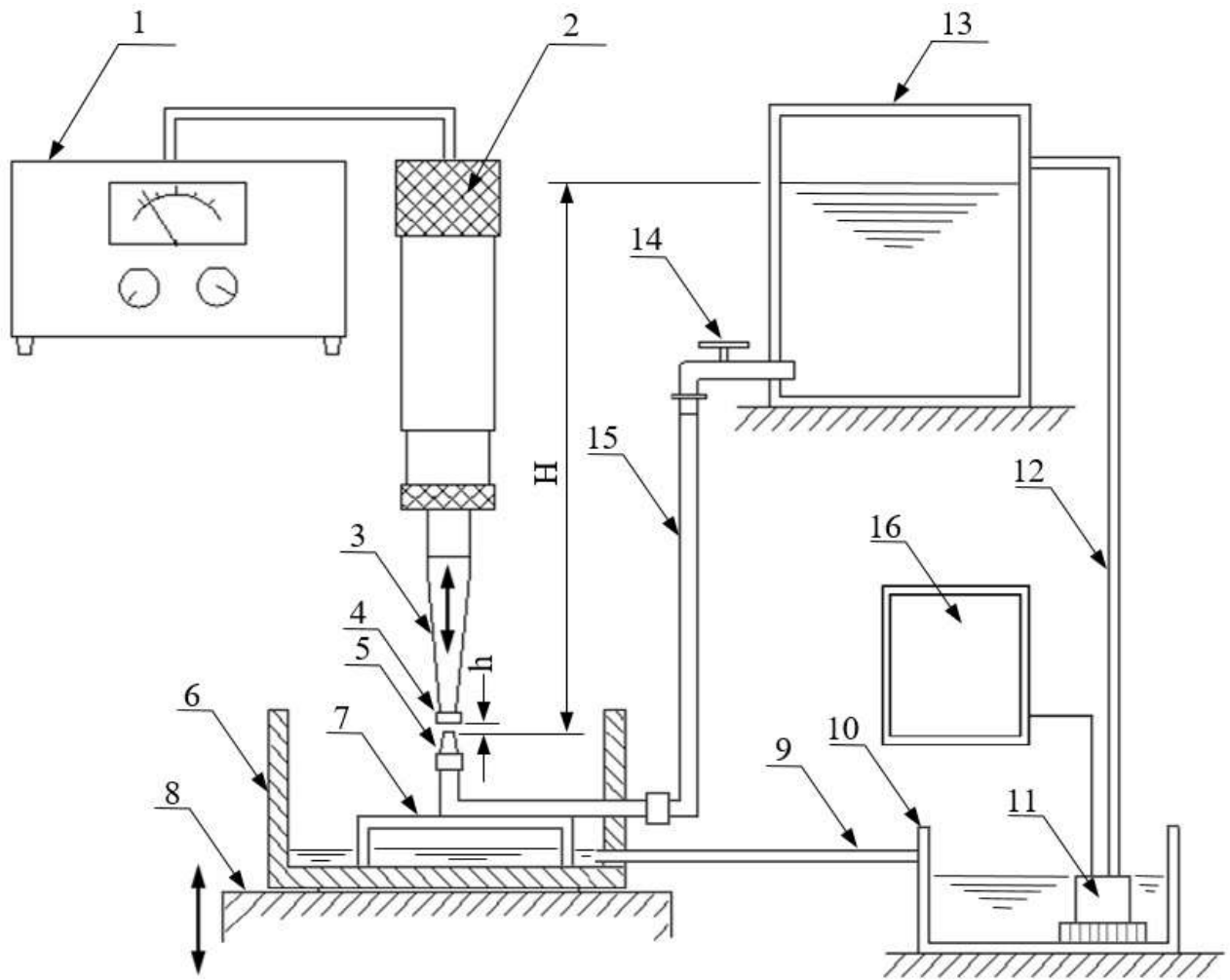


Рисунок 3.1 – Схема разработанной установки для испытаний на кавитационную стойкость: 1–ультразвуковой генератор; 2–ультразвуковой преобразователь; 3–акустический преобразователь; 4–испытуемый образец; 5–сопло ( $\varnothing 6$  мм); 6–контейнер; 7–основание; 8–подвижный стол; 9, 12, 15–шланг; 10–накопительный контейнер для жидкости; 11–насос; 13–напорный бак рабочей жидкости, 14–клапан управления потоком жидкости; 16–контроллер;  $h$ –зазор между образцом и соплом;  $H$ –высота уровня жидкости ( $\sim 1$  м).



Рисунок 3.2 – Общий вид установки для испытаний на кавитационную стойкость: 1–ультразвуковой генератор; 2–ультразвуковой преобразователь; 3– акустический преобразователь; 4–испытуемый образец; 5–сопло; 6–конвертер; 7–подвижный стол; 8–шланги; 9–контроллер

Испытуемый образец закреплен на торце акустического преобразователя, чтобы он находился в положении вибрации. Жидкость вытекает из напорного бака и транспортируется шлангом (15) до сопла. Из сопла жидкость истекает вверх для контакта с испытуемым образцом. Давление, необходимое для поддержания постоянного контакта жидкости с поверхностью образца, регулировалось вручную до образования характерной формы капли вокруг образца и появления характерного звука, указывающего на начало процесса кавитации.

В жидкости под действием ультразвуковых колебаний образуется большое количество пузырьков между испытуемым образцом и соплом. Эти пузырьки взрываются на поверхности металла образца, что приводит к эрозии. Жидкость затем стекает в контейнер (10) и возвращается обратно в напорный бак за счет автоматического включения водяного насоса (11) для обеспечения непрерывной циркуляции жидкости, поэтому охлаждения для жидкости не требуется. Процесс включения/выключения насоса управляется блоком (16) по разработанному и реализованному в контроллере алгоритму, рисунок 3.3. В контроллере установлен таймер для периодического включения насоса откачки жидкости из нижнего контейнера для подачи обратно в напорный бак по заданной программе. Рисунки 3.4 и 3.5 представляют схему и общий вид системы управления водяного насоса соответственно.

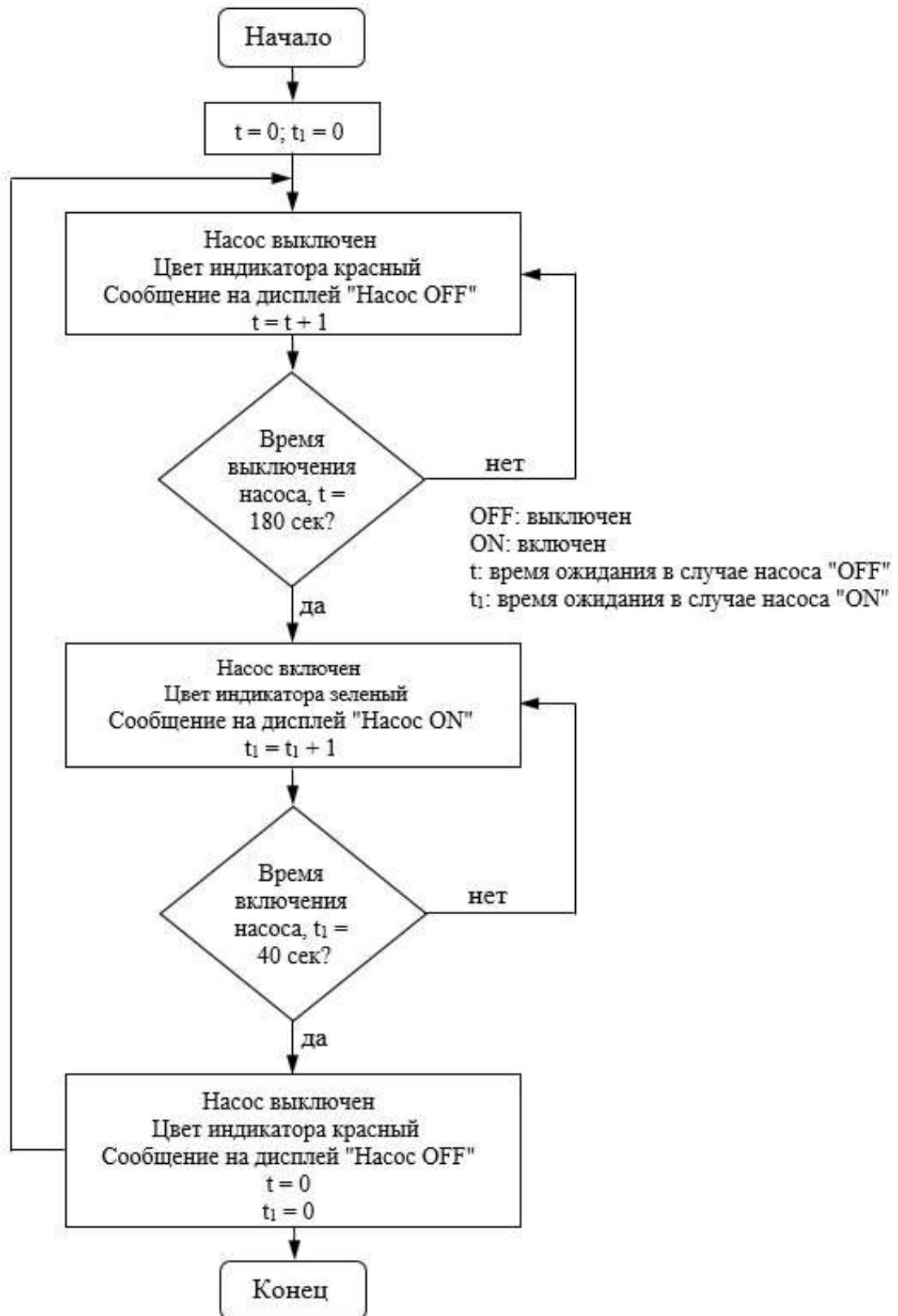


Рисунок 3.3 – Блок-схема управления включением / выключением  
водяного насоса





Рисунок 3.4 – Функциональная схема контроллера водяного насоса «Решение на основе времени»

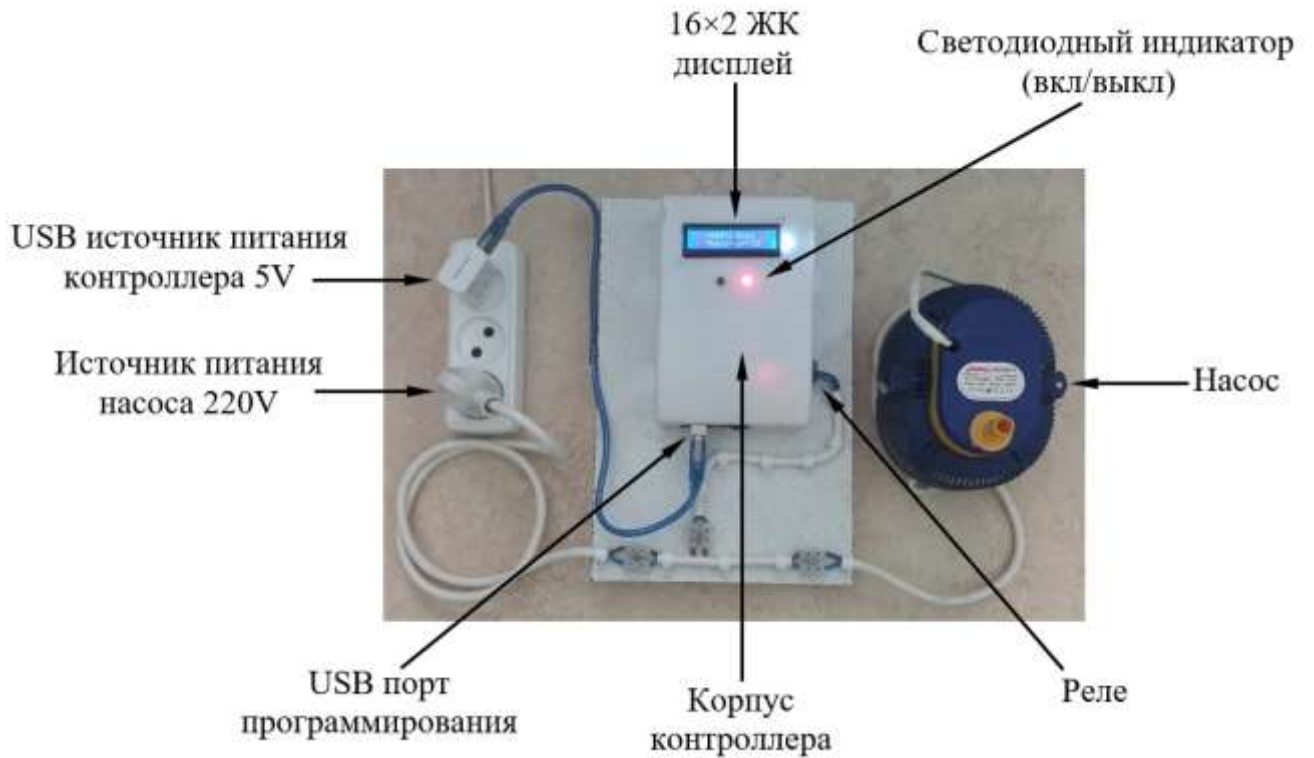
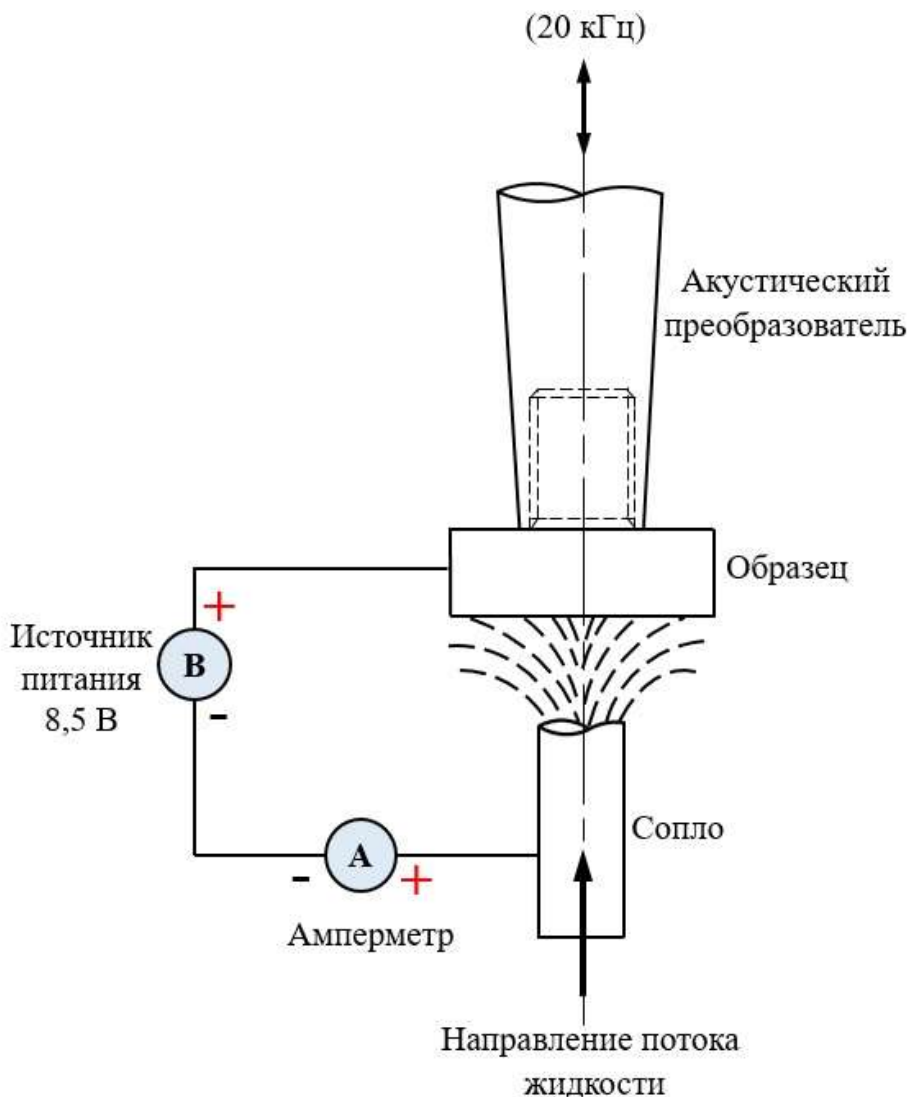
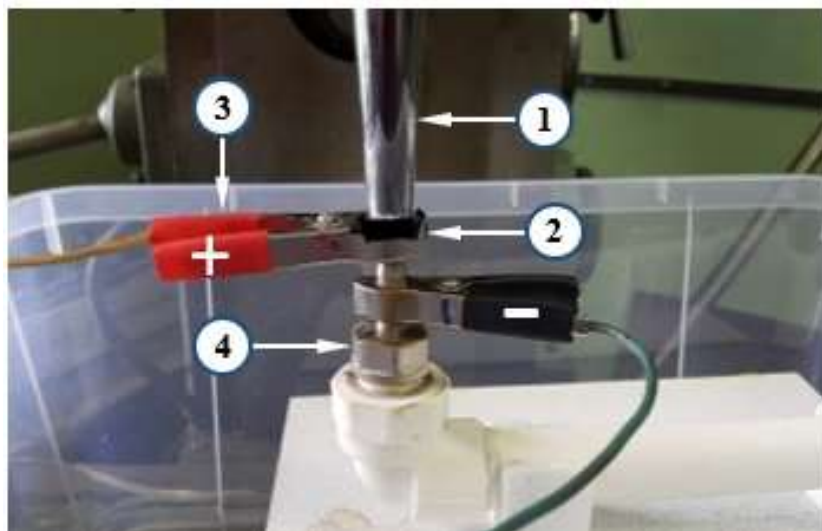


Рисунок 3.5 – Общий вид системы управления водяного насоса

К образцу прикладывали разность электрических потенциалов (напряжение), чтобы обеспечить электрохимический эффект, который приводит к ускоренному износу испытуемого материала во время испытания. На рисунке 3.6 приведена схема и общий вид расположения образца в рабочей зоне с приложенным напряжением. Ток измеряли с помощью амперметра после приложения напряжения между образцом и соплом в соответствии с электрической схемой, показанной на рисунке 3.6 (а). Были измерены два показания тока, первое, когда жидкость пропускали через сопло для контакта с поверхностью образца, но без вибрации (без кавитации), с изменением расстояния между образцом и соплом в диапазоне от 0,5 до 5,0 мм с шагом в полмиллиметра. Второй случай измерения тока - это колебание образца (при кавитации).



(a)



(б)

Рисунок 3.6 (а) – схема приложения напряжения между образцом и соплом; (б) – расположение образца с приложением напряжения в рабочей зоне при испытании на кавитацию (1 – акустический преобразователь; 2 – образец; 3 – подключение напряжения; 4 – сопло)

Электрическое сопротивление контакта испытательной системы, включающей приложение напряжения, как показано на рисунке 3.6 (б), изменяется в соответствии с законом Ома:

$$I = U/R, \quad (3.1)$$

где:  $I$  - ток, мА;  $U$  - напряжение, В;  $R$  - сопротивление, Ом.

Результаты измерения тока в зависимости от расстояния между соплом и поверхностью образца показаны на рисунке 3.7. Поскольку приложенное напряжение в испытательной системе постоянно, ток зависит только от сопротивления. Согласно закону Ома, ток обратно пропорционален изменению сопротивления. Как видно на рисунке 3.7, когда расстояние между образцом и соплом 0,5 мм, достигается наибольшее значение тока (13,5 мА) и с увеличением расстояния между форсункой и поверхностью образца убывает по линейной зависимости вплоть до 4 мА на расстоянии 5 мм. Величина тока также чувствительна к площади контакта жидкости с образцом, следовательно, при хорошем контакте электрическое сопротивление будет минимально возможным, что, в свою очередь, приводит к максимальному значению тока. Например, на

расстоянии полмиллиметра при ламинарном потоке жидкости сила тока составляет примерно  $\sim 13,5$  мА, в случае возникновения кавитации в потоке жидкости сила тока уменьшается до 11 мА (примерно на 19%) из-за уменьшения поперечного сечения струи. Сила тока может служить дополнительным параметром контроля достаточности давления жидкости в системе рециркуляции, т.к. при недостатке давления площадь контакта незначительна и величина тока падает в несколько раз. В процессе кавитации (вибрации) наблюдается незначительное увеличение электрического сопротивления за счет образования облака пузырьков, которое схлопывается на поверхности образца и, таким образом, уменьшается ток.

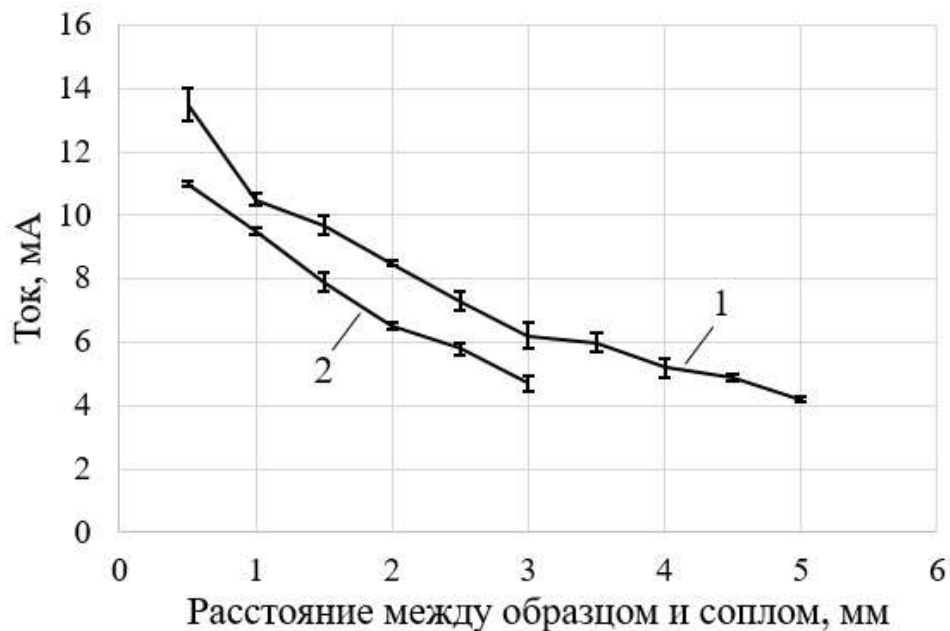


Рисунок 3.7 – Ток, измеренный в зависимости от расстояния между образцом и соплом (1 – без кавитации, 2 – при кавитации)

К конструктивным особенностям предложенного лабораторного комплекса относятся:

1. Возможность поддержания постоянной температуры жидкости, используемой для проведения кавитационных испытаний, благодаря ее непрерывной циркуляции в ходе испытаний (увеличение температуры в ходе испытания не превышает  $2\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

2. Добавление к кавитации электрохимического воздействия за счет приложения анодной поляризации к образцу, что дает возможность ускорить износ поверхности и уменьшить время кавитационных испытаний.
3. Не требуется высокая точность позиционирования испытуемого образца, что обеспечивает легкое управления и регулировку зазора (h) между соплом (подача жидкости) и испытуемым образцом.
4. Возможность ускорить износа поверхности и уменьшить времени кавитационных испытаний.
5. Исключение краевого эффекта испытания на поверхности образца - схеме струи жидкости снизу под образцом (рисунок 3.8)

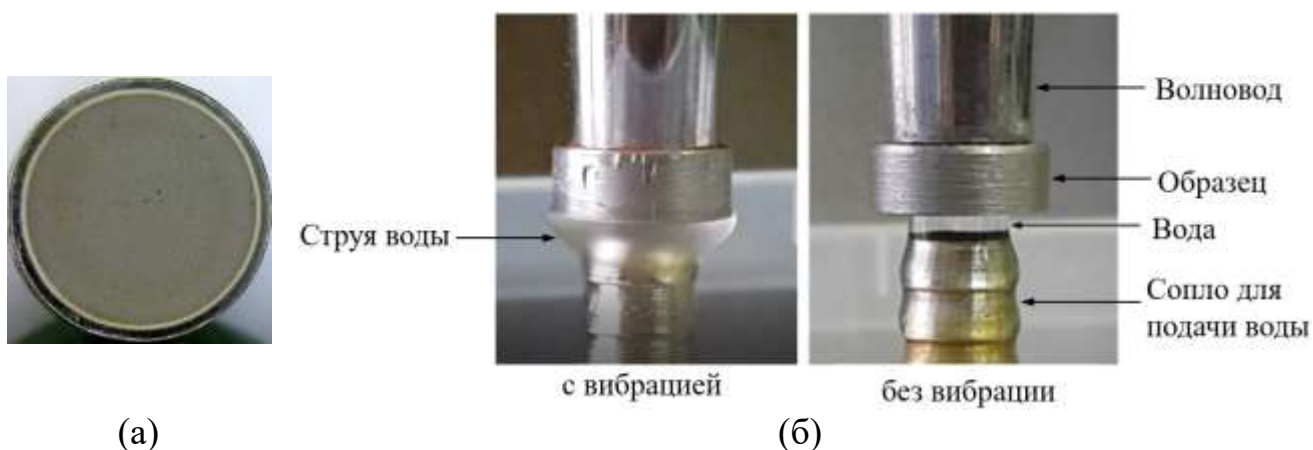


Рисунок 3.8 – Принцип работы разработанной испытательной установки: (а) характерный вид образца после кавитационного воздействия; (б) характер распределения жидкости при испытании

Идея использования взаимного расположения образца и струи ультразвукового воздействия была предложена В.И. Шумяковым и М.И. Разиковым [160]. С участием автора она была развита и реализована при создании представленного лабораторного комплекса оценки кавитационной стойкости и защищена патентом РФ № 2710480 [161].

### 3.2 Методика кавитационных испытаний

Описанная в п. 3.1.1 установка была использована для проведения испытаний на кавитационную эрозию. Режимы проведения кавитационных испытаний

приведены в таблице 3.1. К образцу была приложена разность потенциалов (напряжение – анодная поляризация) для ускорения кавитационных испытаний и добавления электрохимического воздействия. Величина напряжения была определено экспериментально как минимальная, при котором проявляется эффект ускорения эрозии.

Таблица 3.1 – Режим испытания на кавитационную стойкость

Параметр	Величина
Частота колебаний, кГц	20±0.1
Амплитуда колебаний, мкм	50 – 55
Мощность ультразвукового генератора, Вт	500
Кавитационная среда	водопроводная вода, рН 7,5 ± 0,20*
Анодная поляризация (приложенное напряжение), В	8,5
Время кавитации, мин	не менее 300
Температура	комнатная

\* согласно протокола лабораторных испытаний № 2709-2713 от 12 марта 2020 г.

Критерий потери массы является основой для оценки стойкости образцов против кавитационной эрозии, но сравнение в основном проводилось на основе потери объема, а не массы из-за разницы в плотности исследуемых материалов. Таким образом, зависимости, полученные между потерей массы и временем воздействия кавитации, были преобразованы на потери объема от времени воздействия или испытания.

Испытания на кавитацию прерывались через нерегулярные интервалы для взвешивания испытуемого образца. Перед и после каждого интервала образец очищается ацетоном, сушится теплым воздухом в течение 30-40 секунд и взвешивается на весах с точностью 0,5 мг. Разница между начальной массой образца и измеренной массой представляет собой потерю массы в каждом интервале испытаний. Формулы, используемые для расчетов, показаны ниже:

$$\Delta w = (w_n - w_{n-1}) \quad 3.2$$

$\Delta w$  – разница в потере массы,  $w_n$  – масса испытуемого образца за период  $n$  (мг),  $w_{n-1}$  – масса образца за предыдущий период (мг). Скорости кавитационной эрозии рассчитывались на каждом периоде испытаний по формуле 3.3.

$$\text{Скорость эрозии} = \frac{\Delta w}{\Delta t}, \quad 3.3$$

где:  $\Delta t = (t_n - t_{n-1})$  – разница во времени испытания,  $t_n$  время испытания за период  $n$  (мин);  $t_{n-1}$  время испытания за предыдущий период (мин).

Полезно знать относительные потери материала при последнем испытании на кавитацию в процентах от исходной массы образца. Это можно рассчитать следующим образом:

$$\Delta = \frac{m_{orig} - m_{end}}{m_{orig}} \times 100 \quad 3.4$$

$\Delta$  – относительная потеря массы испытуемого образца (%),  $m_{orig}$  – исходная масса испытуемого образца (г),  $m_{end}$  – масса образца при последнем кавитационном испытании.

Определенная стратегия была принята при повторении кавитационного испытания для подтверждения результатов. В этой стратегии для большинства испытуемых материалов испытание на кавитацию повторяется не менее двух раз, а затем отклонение между двумя полными испытаниями на кавитацию не должно превышать 10%. Это означает, что повторяемость кавитационных испытаний проводится с высокой достоверностью (около 90%). Третье испытание необходимо, если отклонение между первыми двумя испытаниями на кавитацию неприемлемо, намного больше 10%. Процент отклонения двух полных испытаний на кавитацию можно рассчитать, как в формуле 3.5.

$$\text{error \%} = \frac{w_1 - w_2}{w_1} \times 100 \quad 3.5$$

где:  $w_1$  – кумулятивная потеря массы первого испытуемого образца для первого полного испытания на кавитацию (мг),  $w_2$  – кумулятивная потеря массы второго испытуемого образца для второго полного испытания на кавитацию (мг).

Для определения плотности исследуемых материалов метод измерения основан на взвешивании массы образца в воздухе и в жидкости. При взвешивании в

жидкости необходимо контролировать ее температуру, так как плотность жидкости зависит от температуры. Жидкость для взвешивания тетрабромэтан  $D_{20} 2,95-2,98$ . Плотность жидкости ( $\text{г/см}^3$ )  $\rho=0.296725-0.00233*(T-20)$ , где  $T$  – температура в  $^{\circ}\text{C}$  (<http://paslikaska.ru/1973.html>). Шаги измерения плотности, следующие:

1. Взвешивают образец обычным образом и обозначают массу  $m_0$  (масса образца в воздухе);
2. Над чашкой весов для масс ставится платформа на ножках, которая выше чашки и не касается чашки. На платформу ставится стакан с жидкостью тетрабромэтан. Внутри жидкости помещают образец после завязывания нитью, как показано на рисунке 3.9. Точная подстройка производится ручкой тонкой подстройки нуля весов;
3. Взвешивают образец и обозначают массу  $m_1$  (масса образца в жидкости); и
4. Вычисляют плотность образца по следующей формуле:

$$\rho = \frac{\rho_{\text{ж}} m_0}{m_0 - m_1} \quad 2.6$$

Где,  $\rho_{\text{ж}}$  – плотность жидкости. Плотность материалов измеряли при температуре жидкости ( $T$ )  $23,7-26^{\circ}\text{C}$ , которая контролировалась термометром с точностью  $\pm 0,1^{\circ}\text{C}$ . В таблице 3.2 указаны все плотности исследуемых материалов, использованные для расчета объемных потерь образцов. Некоторые из плотностей исследуемых материалов, которые не могут быть рассчитаны таким способом, были найдены теоретически на основе химического состава.

Использование водопроводной воды вместе с электрической поляризацией было основным режимом, который использовался для проведения кавитационных испытаний. Некоторые предварительные эксперименты проводились на стали 40 в качестве испытуемого материала с использованием только водопроводной воды, раствора 3,5% NaCl, и напряжения вместе с раствором 3,5% NaCl для оценки функционирования разработанной установки, с одной стороны, и поведения материала в различных рабочих условиях, с другой.



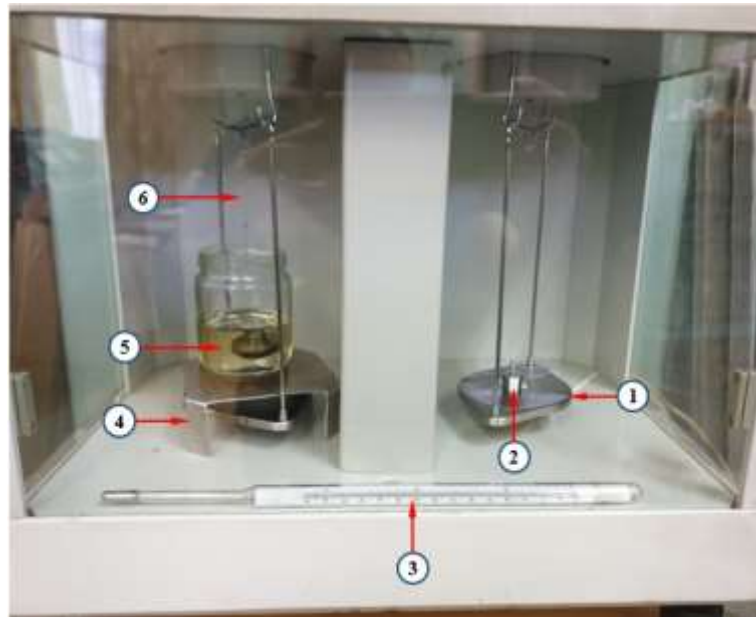


Рисунок 3.9 – Метод взвешивания массы образца в жидкости для измерения его плотности (1 – чашка весов, 2 – вес, 3 – термометр, 4 – платформа с ножками, 5 – образец внутри жидкости, 6 – нитка для удержания образца)

Таблица 3.2 – Плотности исследуемых материалов

	<b>Материал</b>	<b>Расчетная плотность</b>	<b>Измеренная плотность</b>
1.	Сталь AISI 316L	-	7,93
2.	Сталь 20X13	-	7,66
3.	Сталь 40	-	7.84
4.	06X19H9T (TIG)	-	7,70
5.	E308L-17 (PДС)	-	7,72
6.	ППМ-6 (TIG)	-	7,58
7.	WC-10Co4Cr (HVAF)	14,6	-
8.	WC-20CrC-7Ni (HVAF)	13,4	-
9.	NiCrMoNb (HVAF)	8,4	-
10.	NiCrSiB (HVAF)	8,1	-

На рисунке 3.10 показаны результаты применения этих эффектов для стали 40 [150]. Добавление напряжения к испытываемому образцу приводит к заметному увеличению износа, так что использование напряжения с водой вызывает коррозию образца и кавитацию одновременно. Износ увеличился в 6 раз по сравнению с использованием только водопроводной воды и в 4 раза по сравнению с состоянием раствора 3,5% NaCl. На рисунке 3.11 представлен общий вид испытываемых образцов после воздействия различных условий при кавитационных испытаниях. Наблюдается интенсивный эффект от использования режима - напряжение с раствором 3,5% NaCl, так что образец потерял ~ 2,5 мг от своей исходной массы через 120 минут (~ 21% потеря массы от исходной массы образца до кавитации), и на поверхности образца сформировалось вогнутое состояние, «вид чашки» (рисунок 3.11 (г)).

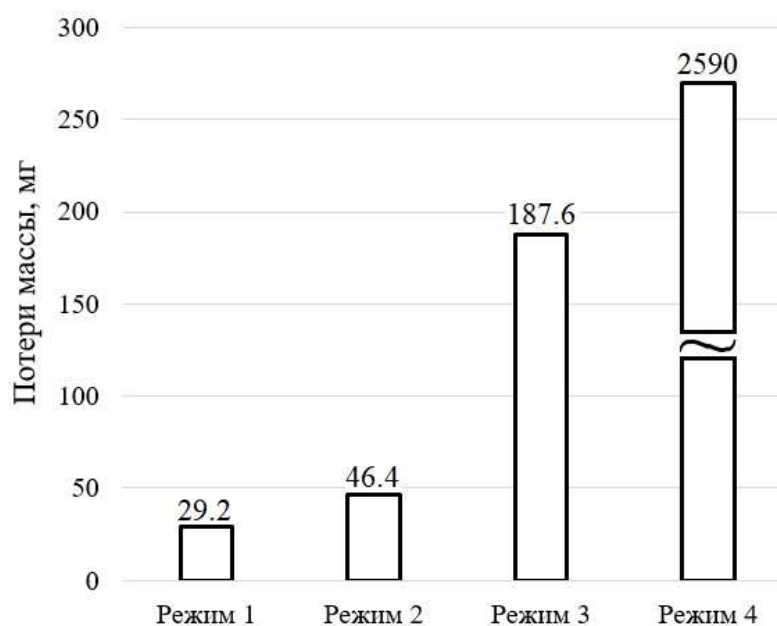


Рисунок 3.10 – Потеря массы стали 40 под действием различных режимов кавитации (режим 1 – водопроводная вода, режим 2 – раствор 3,5% NaCl, режим 3 – водопроводная вода с анодной поляризацией, режим 4 – раствор 3,5% NaCl с напряжением), время испытания: режимы 1, 2, 3 (330 мин) и режим 4 (120 мин)

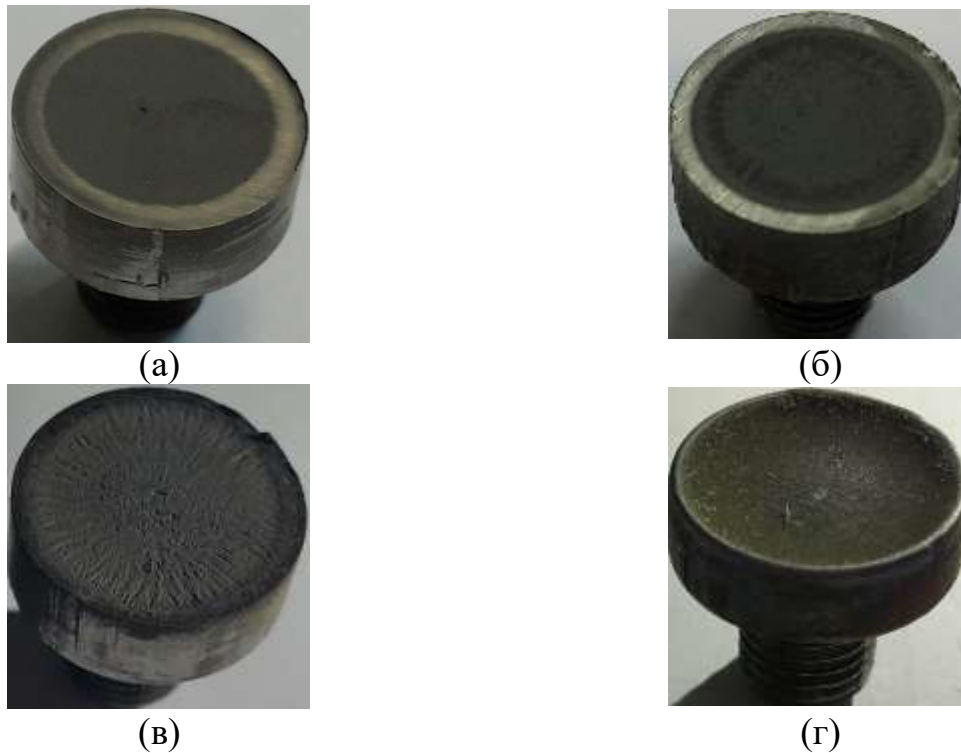


Рисунок 3.11 – Вид образцов из стали 40 после кавитации при различных условиях испытаний [150], соответствующих режимам, представленным на рисунке 3.10 (а – режим 1, б – режим 2, в – режим 3, г – режим 4)

### 3.3 Выводы по главе 3

1. Разработана оригинальная установка и методика испытаний на кавитационную стойкость с возможностью добавления электро-химического воздействия за счет анодной поляризации образца (электрического напряжения). Реализация методики обеспечивает:

- Возможность поддержания постоянной температуры жидкости, используемой для проведения кавитационных испытаний, благодаря ее непрерывной циркуляции в ходе испытаний (увеличение температуры в процессе испытания не превышает 2 °С);
- Обеспечение легкого управления и регулировки зазора между соплом подача жидкости и испытуемым образцом;
- Ускорение износа поверхности и уменьшение времени кавитационных испытаний за счет анодной поляризации, возникающей вследствие приложения напряжения между образцом и соплом.

2. У существующих схем испытаний, описанных в главе 1, имеется ряд недостатков:

- Требуется точность позиционирования испытуемого образца, менее 0,5 мм в методе неподвижного образца при кавитационно-вибрационных испытаниях;
- Образцы в ходе испытаний нагреваются и требуется их принудительное охлаждение, что усложняет схему испытаний и вносит нестабильность в результаты;
- Высокая длительность испытания для получения заметных результатов, в среднем 8-10 часов;
- Используемая жидкость не обновляется, поэтому добавление продуктов износа меняет ее состав, что снижает стабильность результатов;
- Сложность технологического осуществления, связанная с большим расходом жидкости, поступающей под высоким давлением при испытаниях кавитирующей струи жидкости (например, рабочее давление, 40 бар, скорость струи жидкости 90 м/с).

Реализация методики на разработанной установке позволила устранить указанные недостатки.

3. Разработанная установка и методика позволяют оценивать кавитационную стойкость поверхностных слоев материалов в течение длительного времени, порядка 300 минут, и с высокой стабильностью результатов, отклонение не превысило 10 %.

## Глава 4 Исследование покрытий на стойкость в условиях кавитационной эрозии: изучение структуры и свойств

### 4.1 Оценка кавитационной стойкости исследованных материалов

#### 4.1.1 Результаты кавитационных испытаний по потере массы и объема

На рисунке 4.1 показан общий вид образца из стали 40 до и после кавитационного воздействия.



(а)



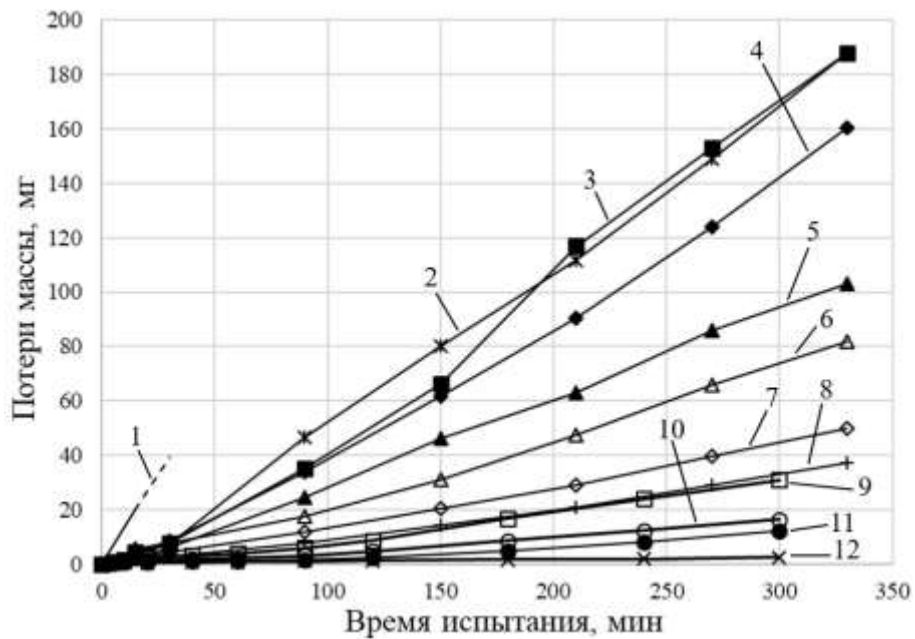
(б)

Рисунок 4.1 – Общий вид образца сталь 40: а – до испытания; б – после 330 мин кавитационного воздействия в водопроводной воде с анодной поляризацией.

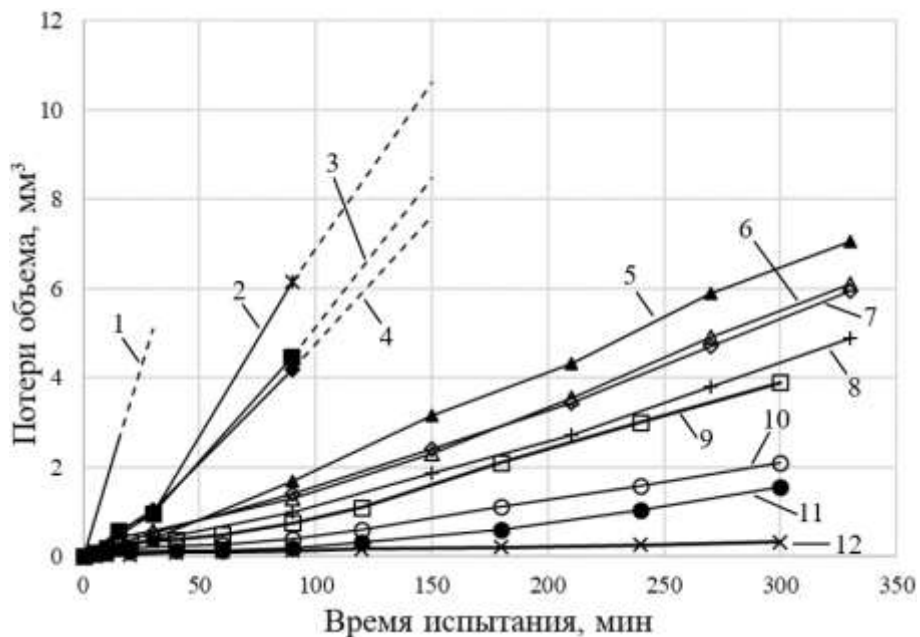
На рисунке 4.2а показаны результаты определения кавитационной стойкости исследуемых материалов, полученные разными методами по потере массы. Для всех показанных кавитационных испытаний использовался режим водопроводной воды с анодной поляризацией.

Измерение износа показало, что среди всех исследованных материалов лучшую стойкость показало покрытие, полученное наплавкой (TIG) из порошковой проволоки ППМ-6, в сравнении с основным материалом из стали AISI 316L стойкость против кавитации была увеличена примерно в 10 раз. Наплавленный слой, приготовленный из сварочного присадочного металла E308L-17 (РДС), также характеризуется высокой стойкостью против кавитационной эрозии. На рисунке также видно, что наплавленный слой стали 06X19H9T (TIG) в значительной степени имеет такую же кавитационную стойкости, как и у стали E308L-17 (РДС).

Основные металлы, 20X13 и AISI 316L, имеют близкую друг к другу кавитационную стойкость.



(а)



(б)

Рисунок 4.2 – Зависимость стойкость исследованных материалов против кавитационной эрозии от времени испытания по потере массы (а) и объема (б): 1 – 06X19H9T (ДМ); 2 – ППИМ-6 (ДМ); 3 – сталь 40; 4 – NiCrSiB (HVOF); 5 – WC-CoCr (HVOF); 6 – WC-CrC-Ni (HVOF); 7 – NiCrMoNb (HVOF); 8 – сталь 20X13; 9 – сталь AISI 316L; 10 – 06X19H9T (TIG); 11 – E308L-17 (РДС); 12 – ППИМ-6 (TIG)

На рисунке 4.2б показаны результаты кавитационной стойкости исследуемых материалов по потере объема (рисунок 4.2а). Сравнивая результаты кавитации, по потерям массы и объема, можно заметить, что результаты существенно не меняются для материалов с близкой плотностью (например, группа сталей), и отличаются для материалов, имеющих разной плотности (например, WC-CrC-Ni).

По результатам испытаний на кавитацию, рисунок 4.2, можно сделать вывод, что наплавленные слои продемонстрировали более высокое сопротивление, чем их аналоги, полученные методами термического напыления, особенно те, которые были получены способом ДМ. В этом контексте можно видеть, что слой из стали ППМ-6, образованный наплавкой, проявлял наивысшую стойкость против кавитации, в то время как слой, полученный из того же материала путем распыления методом ДМ, обладал очень низкой кавитационной стойкостью по сравнению с остальными исследованными материалами. Для образцов, приготовленных методом HVAF, видно, что NiCrMoNb и WC-CrC-Ni образцов показали одинаковую стойкость против кавитационной эрозии, за ним следуют, WC-CoCr и NiCrSiB, соответственно.

#### 4.1.2 Сравнение стойкости исследованных материалов при кавитации

На рисунке 4.3 показано сравнение износостойкости испытуемых материалов относительно образца ППМ-6 (TIG). Очевидно, что слой покрытия, приготовленный из порошка NiCrBSi методом HVAF, имеет самую низкую стойкость против кавитационной эрозии среди всех исследованных материалов. Образцы, изготовленные из материалов NiCrMoNb, WC-CoCr и WC-CrC-Ni, характеризуются в основном близкой износостойкостью. Для образца, полученного из сварочного присадочного металла E308L-17 методом РДС, можно сказать, что он имеет лучшую износостойкость по сравнению с другими образцами в порядке после образца ППМ-6.

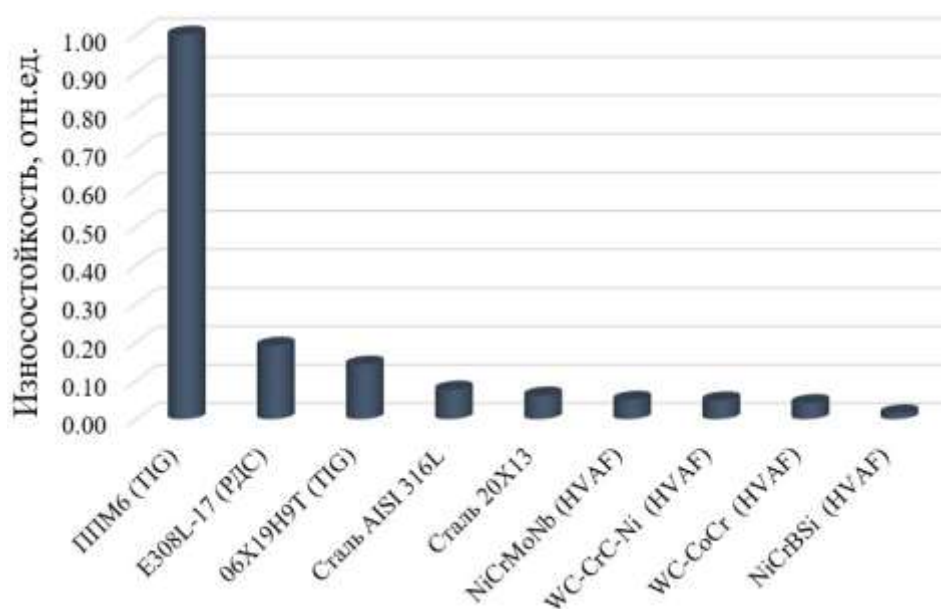


Рисунок 4.3 – Сравнение износостойкости материалов относительно образца наплавки ППМ-6, методом TIG (с точки зрения потери объема)

На рисунке 4.4 представлена износостойкость исследованных материалов в зависимости от способа применения. Видно, что образцы, подготовленные методом ДМ, показали минимальную стойкость против кавитационной эрозии, и они потеряли большую массу с поверхности.

В зависимости от результатов кавитационной стойкости исследуемых материалов, проведены углубленные исследования для образцов с лучшими



результатами, которыми являются ППМ-6 (TIG) и E308L-17 (РДС), а также подложки - стали AISI 316L, на которую эти материалы были нанесены.

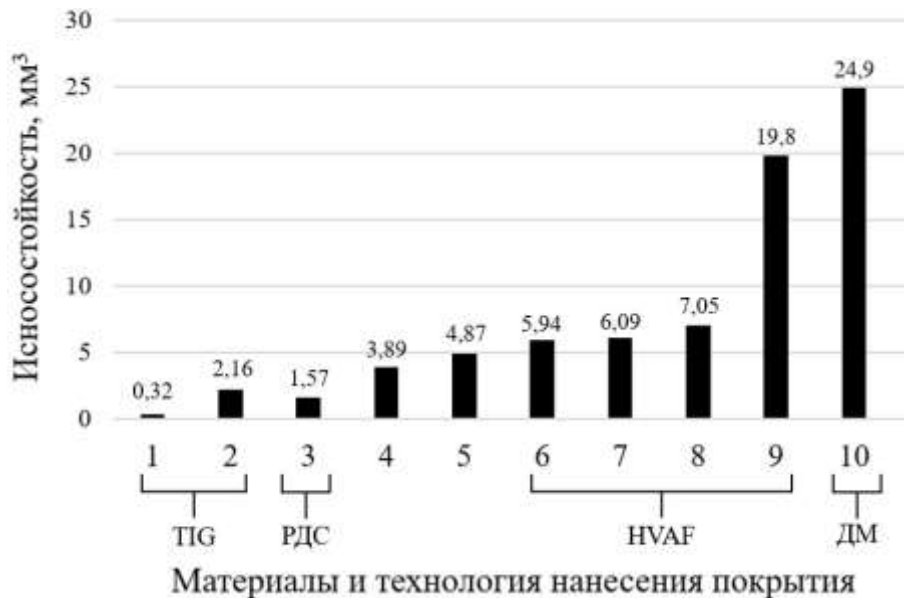


Рисунок 4.4 – Сравнение стойкости исследуемых материалов против кавитационного износа, полученных разными методами: 1, 10 – ППМ-6; 2 – 6X19H9T; 3 – E308L-17; 4 – сталь AISI 316L; 5 – сталь 20X13; 6 – NiCrMoNb; 7 – WC-CrC-Ni; 8 – WC-CoCr; 9 – NiCrBSi

## 4.2 Результаты испытания на абразивный износ

Было проведено испытание на абразивный износ в качестве вторичного метода с существенным испытанием на кавитацию для оценки стойкости наплавленного слоя, изготовленного из материала ППМ-6 методом TIG, который показал наилучшую стойкость против кавитационной эрозии.

Результаты абразивного износа с точки зрения потери массы и скорости износа в зависимости от времени испытания для наплавленных слоев и основного металла показаны на рисунках 4.5 и 4.6 соответственно. Видно, что была небольшая разница в стойкости против абразивного износа образцов (рисунок 4.5). Лучшим материалом среди всех изученных материалов является ППМ-6. Он показал более высокую абразивную стойкость, чем другие, примерно на 40-90%.

В начале абразивного испытания видно, что наблюдалась разница в скорости эрозии между E308L-17 и 06X19H9T образцами до 3 минут (рисунок 4.6), затем

скорость износа образца 06X19H9T снизилась. Кроме того, за последние 3 минуты скорости эрозии этих двух образцов значительно близки к каждому, а для образца из ППМ-6 видно, что скорость износа для всех интервалов испытаний ниже, чем у других материалов. Максимальная скорость абразивного износа наблюдалась для основного металла (90 мг / мин), а минимальная - 31 мг / мин для образца ППМ-6. После 6-й минуты испытаний наблюдается снижение скорости эрозии образца ППМ-6.

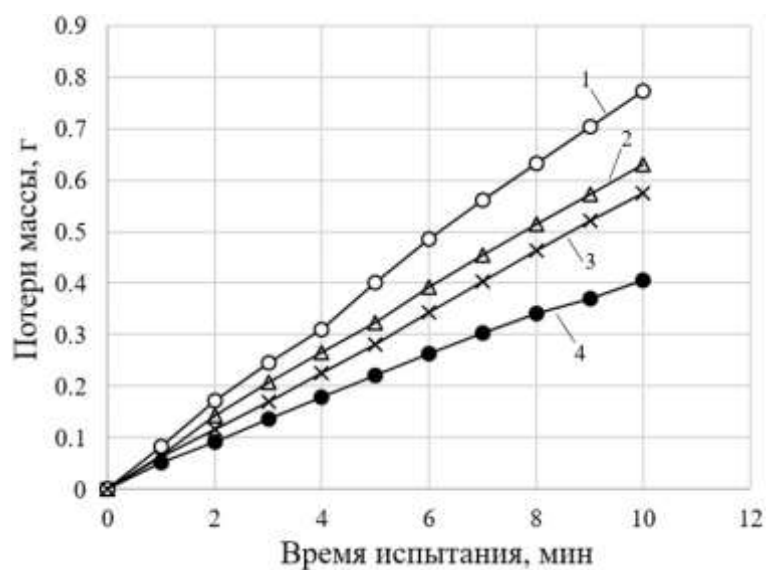


Рисунок 4.5 – Результаты испытаний абразивного износа материалов: 1 – сталь 40; 2 – 06X19H9T (TIG); 3 – E308L-17 (РДС); 4 – ППМ-6 (TIG)

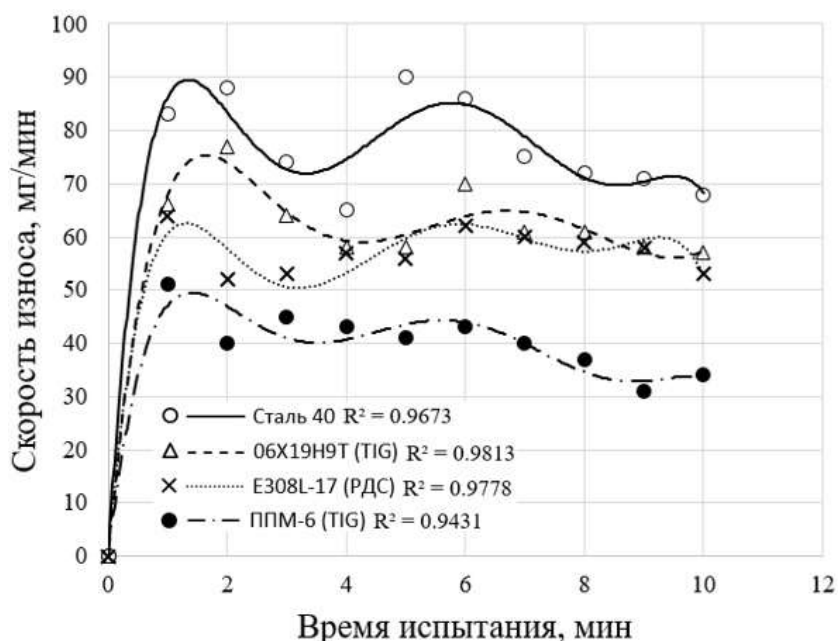


Рисунок 4.6 – Скорость износа материалов при абразивных испытаниях

### .3 Шероховатость и топография поверхностей исследованных материалов

#### Шероховатость поверхности (Ra) до и после кавитации

На рисунке 4.7 показана шероховатость поверхности (параметр Ra) испытанных материалов до и после воздействия кавитации. Хорошо видно, что поверхность образца ППМ-6 (TIG) имеет наименьшее значение шероховатости. Это существенное указание, чтобы оценивать стойкость материала против кавитации.

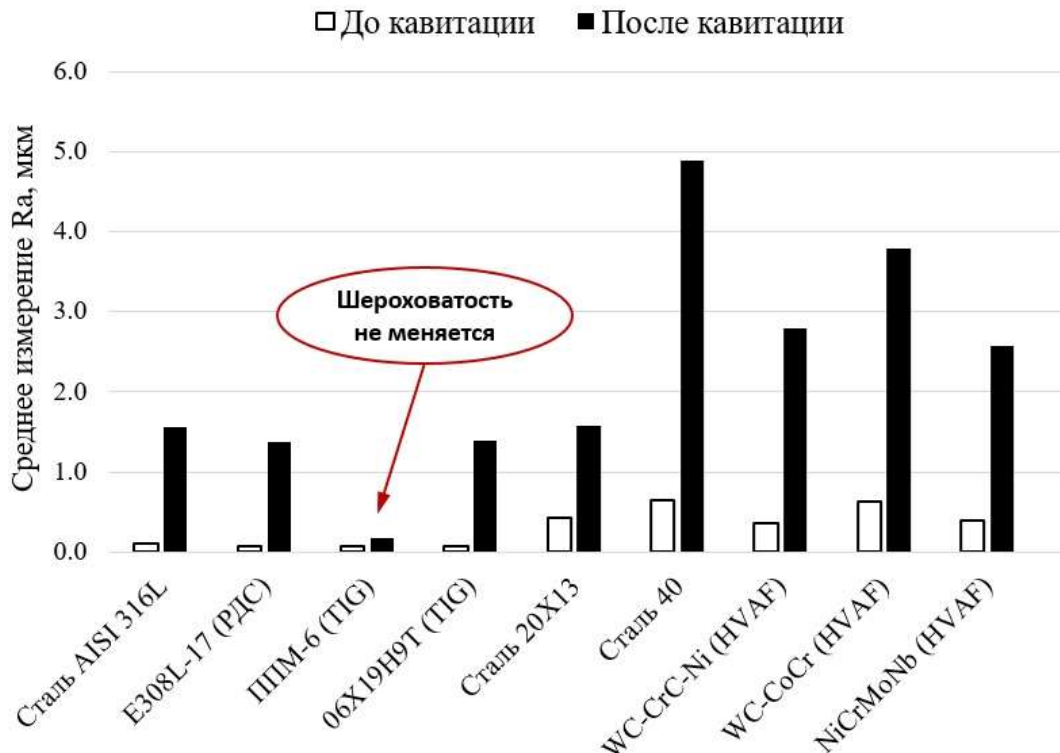


Рисунок 4.7 – Шероховатость поверхности (параметр Ra) образцов исследованных материалов до и после кавитационного воздействия

#### Изменение шероховатости поверхности стали AISI 316L и наплавленных слоев E308L-17 (PDC) и ППМ-6 (TIG) при кавитационных испытаниях

Проведено сравнение между образцом основного металла AISI 316L и двумя образцами с наплавленным слоем, E308L-17 (PDC) и ППМ-6 (TIG), которые обладают большей стойкостью кавитации, чем другие. На рисунке 4.8 показано изменение шероховатости поверхности параметра Ra этих материалов в процессе испытаний. Изменение шероховатости поверхности параметра Ra можно наблюдать, особенно для первой половины испытания на кавитацию. Значения Ra

основного металла AISI 316L резко возрастают до 120 мин и уменьшаются после этой точки. Напротив, увеличение значений Ra наплавленных слоев из стали E308L-17 происходит постепенно, в частности, в период инкубации, поэтому ожидается, что наплавленная поверхность будет более устойчивой против кавитационной эрозии и менее подвержена повреждениям. Стоит отметить, что шероховатость поверхности образца ППМ-6 постоянна во время испытаний. Это указывает на то, что поверхность показала высокую стойкость против кавитации.

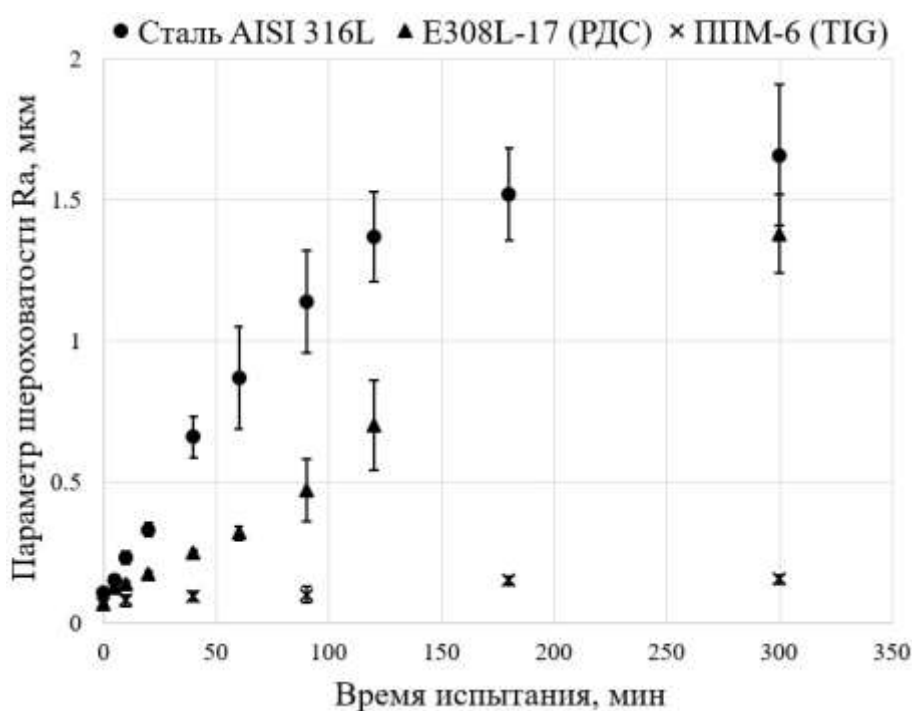


Рисунок 4.8 – Изменение шероховатости поверхности параметра Ra при кавитационных испытаниях образцов основного металла AISI 316L, E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG)

#### Анализ топографии поверхности стали AISI 316L и наплавленных слоев

В качестве основного металла была выбрана сталь AISI 316L, а наплавленные слои, полученные из материалов ППМ-6 (TIG) и E308Д-17 (РДС), были оценены благодаря лучшим характеристикам стойкости против кавитации. На рисунке 4.9 представлены 3D топографические изображения исходной и изношенной поверхностей образца AISI 316L, наблюдаемая в различные периоды во время

испытания на кавитацию. Перед воздействием кавитации поверхность образца была гладкой, а шероховатость поверхности составляла около 0,10 мкм (рисунок а). Микроэрозия и пластическая деформация произошли на ранних стадиях кавитации. Таким образом, на поверхности образца образуются небольшие полости (рисунок 4.9б). За счет интенсивной пластической деформации, происходящей в процессе кавитации, поверхность образца стала более шероховатой в результате кавитационного изнашивания (рисунок 4.9в). На завершающих этапах испытаний полости становились глубже и шире с заметным увеличением шероховатости поверхности  $Ra \sim 1.91$  мкм (рисунок 4.9г).

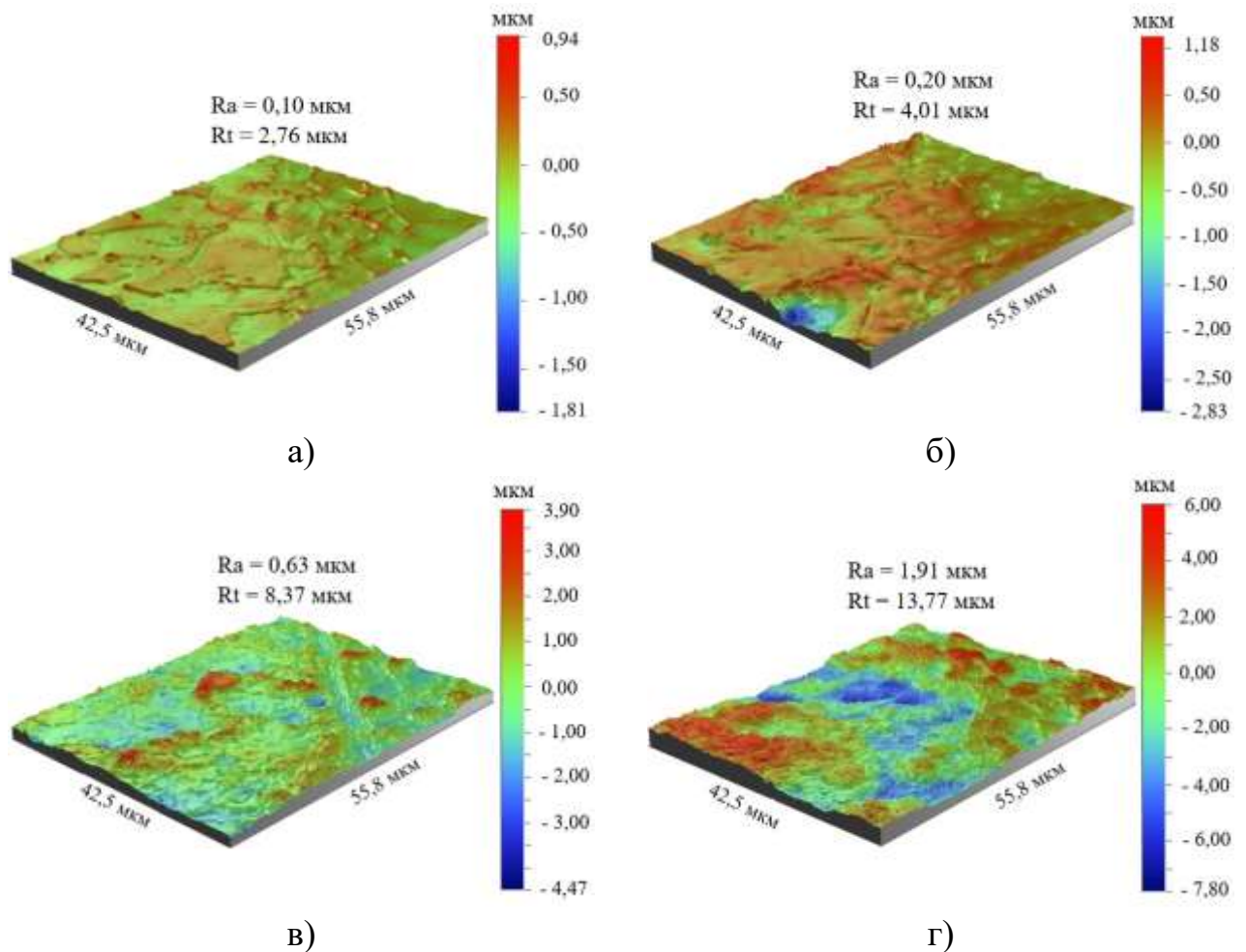


Рисунок 4.9 – Топографические изображения и параметры  $Ra$  и  $Rt$  шероховатости поверхности образца из стали AISI 316L: (а) – до кавитации; (б) – 10; (в) – 40; и (г) – 300 мин

Для наплавленного слоя E308L-17 образца, на рисунке 4.10 показаны топография поверхности и параметры шероховатости поверхности ( $R_a$  и  $R_t$ ) образца за те же периоды времени для основного металла AISI 316L.

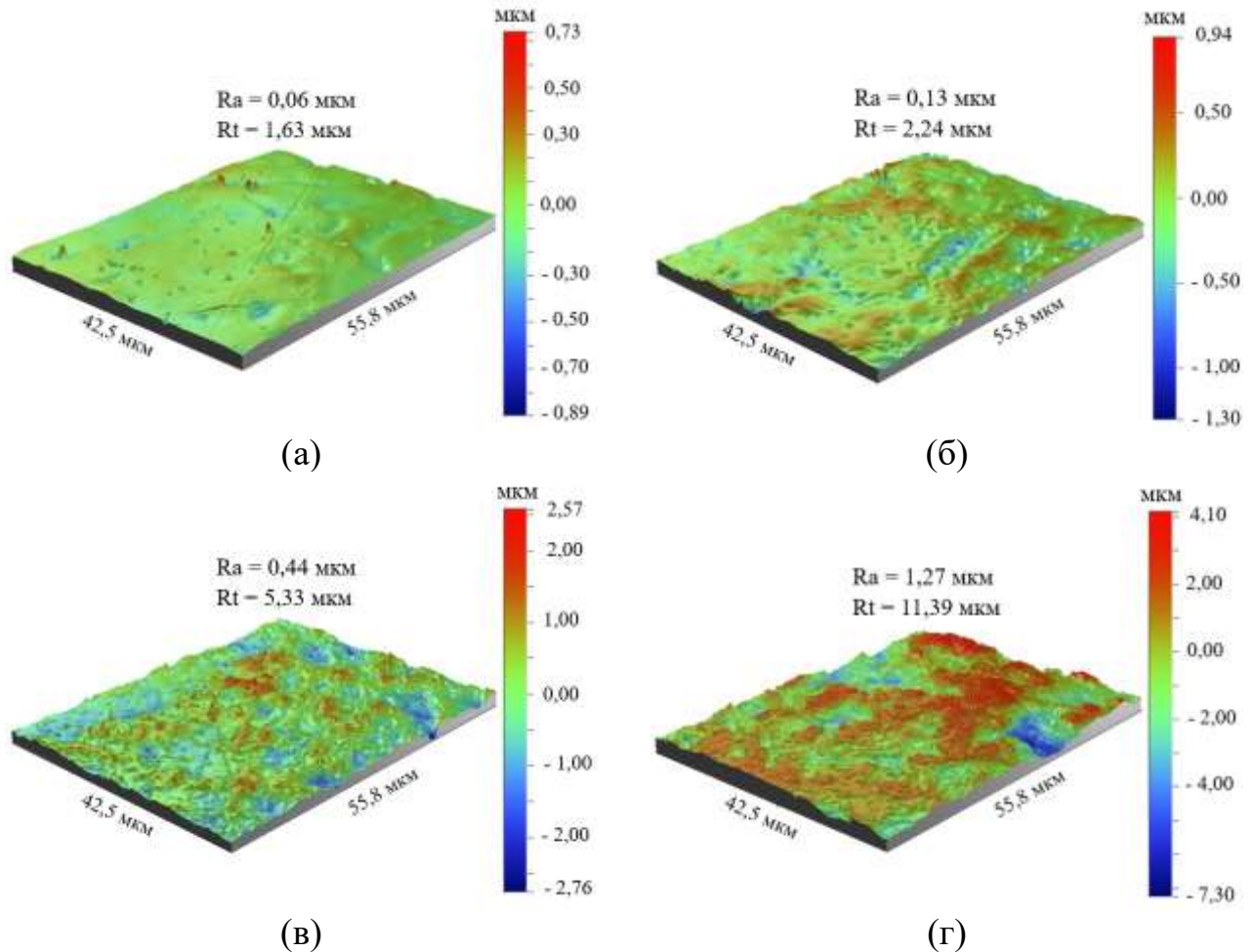


Рисунок 4.10 – Топографические изображения и параметры  $R_a$  и  $R_t$  шероховатости поверхности наплавленного слоя из E308L-17: (а) – до кавитации; (б) – 10; (в) – 90; и (г) 300 мин

Исходная гладкая поверхность наплавленного слоя показана на рисунке 4.10а. На исходной поверхности появляются микропиттинги, которые могут возникнуть из-за электрополировки во время подготовки образца. На поверхности, подверженной кавитации, начал появляться микрорельеф (рисунок 4.10б). Очевидно, что заметная разница в повреждении и шероховатости поверхности, проявляется по сравнению с основным металлом, так что шероховатость

поверхности Ra образца E308L-17 составила 0,44 мкм через 90 минут. Напротив, значение Ra поверхности образца AISI 316L было 0,63 сразу после 40 мин. Для всех периодов кавитационных испытаний значения параметров Ra и Rt наплавленного слоя были ниже, чем для основного металла. Для всех периодов кавитационных испытаний величины параметров Ra и Rt наплавленного слоя были ниже, чем для основного металла.

Это соответствует тому факту, что потеря массы и поверхностное повреждение образца E308L-17 были меньше по сравнению с образцом AISI 316L. Небольшие полости, образовавшиеся на ранних стадиях кавитации, постепенно расширялись и сливались вместе на более поздних стадиях, становясь шире и глубже. Максимальная высота профиля шероховатости (параметр Rt) является еще одним показателем изношенной поверхности, поскольку можно определить глубину деформации на поверхности образца. Таким образом, воздействие кавитации может вызвать деформацию на максимальную глубину 11 мкм для образца E308-17 (рисунок 4.10г) и 14 мкм для образца AISI 316L (рисунок 4.9г).

На рисунке 4.11 представлены топографические изображения шероховатости поверхности образца ППМ-6 (TIG) до и при кавитации. Видно, что поверхность образца подверглась меньшему повреждению, чем у образцов AISI 316L и E308L-кавитации (рисунок 4.11б, в, г). На поверхности появился микрорельеф в виде небольших волнистостей с очень небольшим количеством видимых полостей (рисунок 4.11г). Показано, что совершенно незначительное увеличение шероховатости поверхности образца ППМ-6 после испытания на кавитацию (значение Ra <0,2 мкм и Rt <5 мкм).



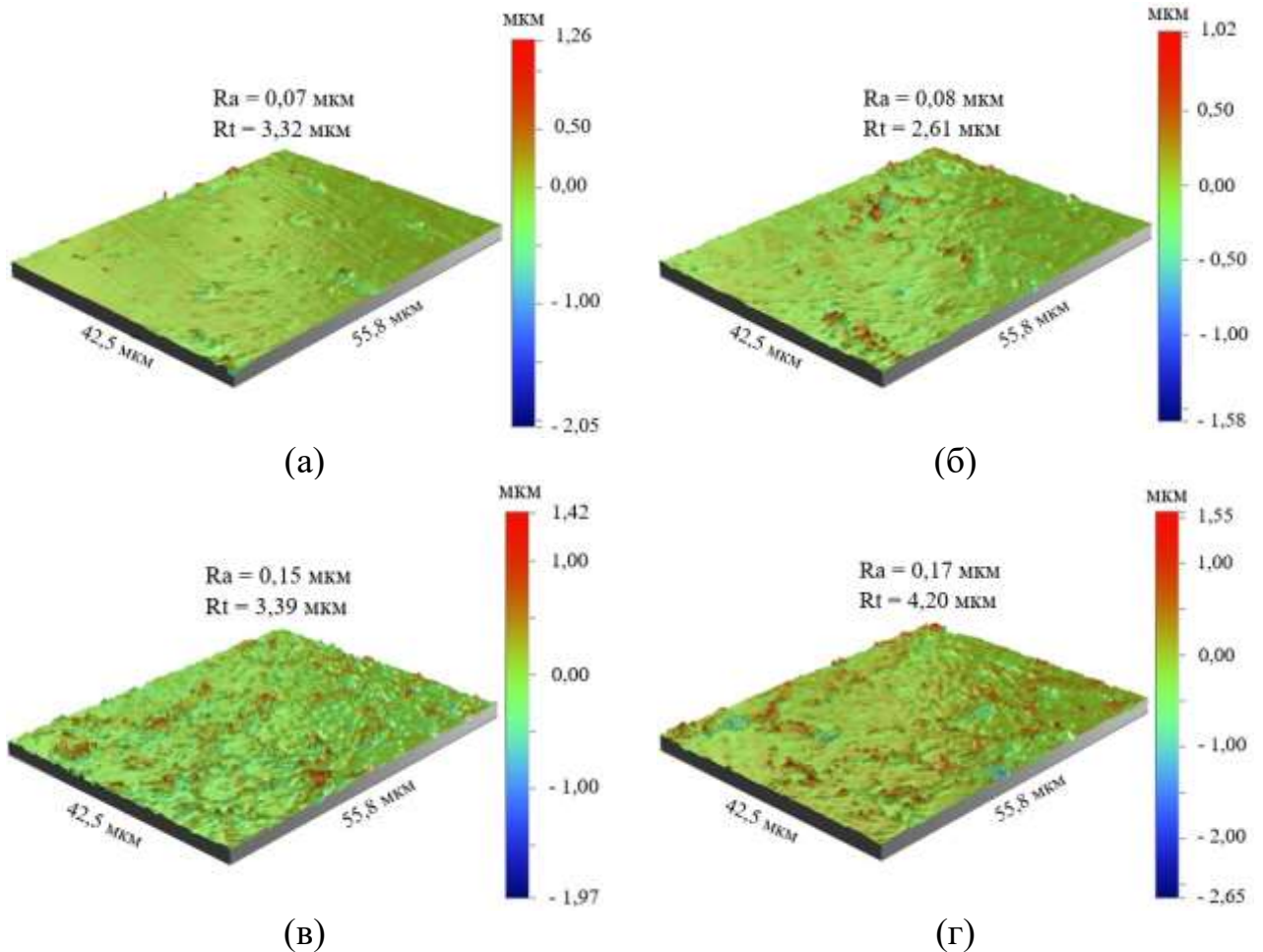


Рисунок 4.11 – Топографические изображения и параметры  $R_a$  и  $R_t$  шероховатости поверхности наплавленного слоя из материала ППМ-6, метод TIG:  
(а) – до кавитации; (б) – 90; (в) – 180; и (г) – 300 мин

#### 4.4 Изучение и анализ микроструктуры до и под действием кавитации

##### 4.4.1 Микроструктура и кавитационное разрушение покрытий, полученных методом HVAF

###### 4.4.1.1 Покрытия на основе WC до и после кавитационного воздействия

На рисунке 4.12 представлены SEM-микрофотографии порошков WC-CoCr и WC-CrC-Ni. Оба порошка характеризуются типичной сферической морфологией с некоторой поверхностной пористостью. На рисунке 4.13 представлены SEM-микрофотографии поперечного сечения исходной микроструктуры покрытий WC-CoCr и WC-CrC-Ni. Оба покрытия имеют плотную структуру, расслоения между подложкой и покрытием не выявлено, но, тем не менее, наблюдается, что покрытие



WC-CrC-Ni показало меньшую пористость, чем покрытие WC-CoCr (рисунок

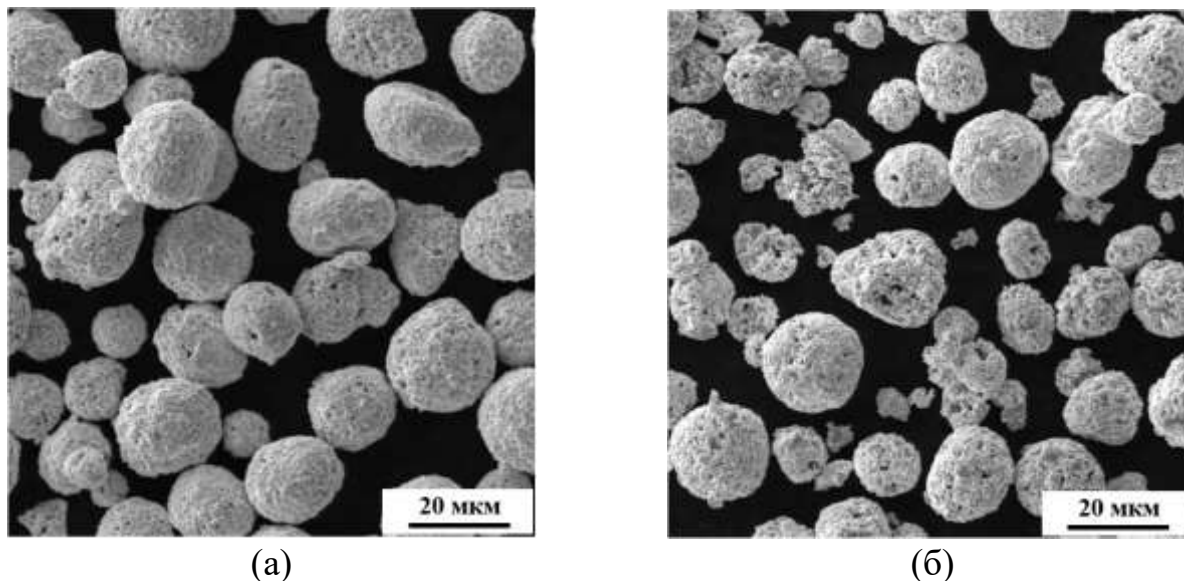


Рисунок 4.12 – SEM-микрофотографии напыляемых порошков: (а) – WC-CoCr; (б) – WC-CrC-Ni

Микроструктура покрытия WC-CrC-Ni характеризуется мелким размером частиц WC (не более 3,4 мкм), а микроструктура покрытия WC-CoCr – более крупным (размер частиц до 4,7 мкм). Наличие пор 0,8% (А3 на рисунке 4.13в) можно наблюдать в структуре покрытия WC-CoCr, в то время как в структуре покрытия WC-CrC-Ni такие поры практически отсутствуют, менее 0,1% (Б4 на рисунке 4.13г). Микроструктура покрытия, содержащего небольшую пористость, указывает на хорошую деформацию напыляемых частиц [162]. В покрытии WC-CoCr блочные зерна карбида вольфрама с закругленными краями (А1 на рисунке вольфрама распределены относительно равномерно, и трещин частиц карбида не наблюдалось. Результаты анализа EDS (таблица 4.1) показывают, что частицы карбида не растворялись в кобальт-хромовой матрице во время нанесения покрытия. Это указывает на низкую вероятность появления вторичных карбидов. Кроме того, EDS-анализ обнаруживает карбиды вольфрама, такие как  $W_2C$ , которые, очевидно, возникают из-за выгорания углерода из WC в процессе

нанесения. Аналогичным образом, обезуглероживание в результате превращения WC в  $W_2C$  в структуре покрытий WC-CoCr HVOF / HVAF наблюдалось во многих работах [163-167]. Обезуглероживание является результатом окисления WC в процессе нанесения [167].  $W_2C$  тверже WC (30 ГПа и 24 ГПа, соответственно), но имеет гораздо более низкий модуль упругости 420 ГПа (по сравнению с 680 ГПа в случае WC) [168]. Таким образом,  $W_2C$  более склонен к кавитационной деградации из-за своей более высокой хрупкости.

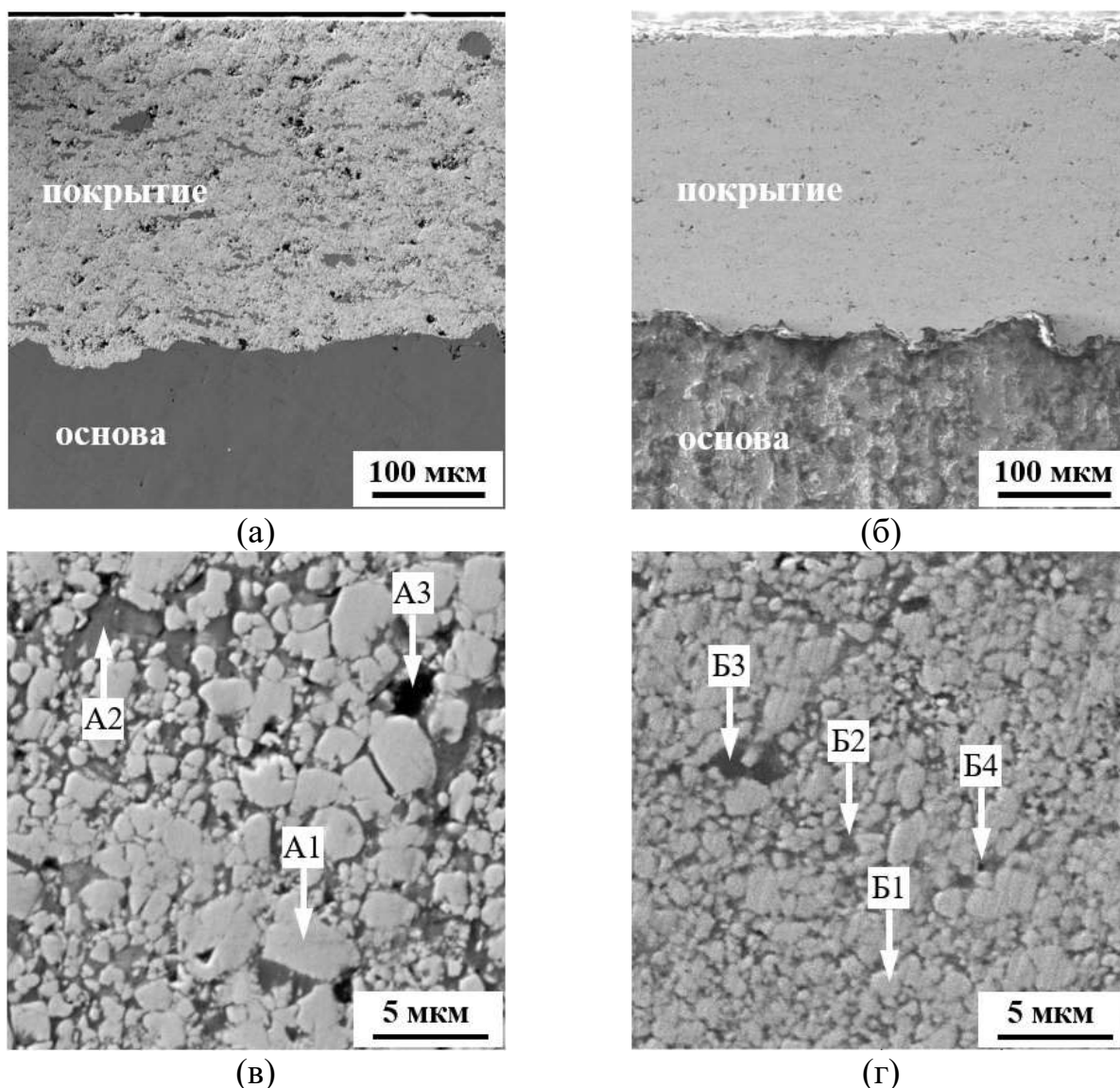


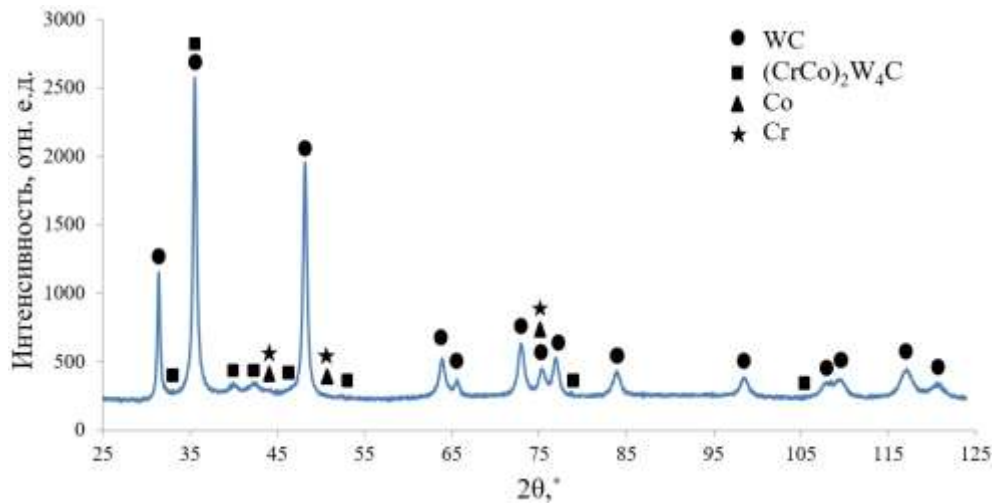
Рисунок 4.13 – SEM-микрофотографии поперечного сечения исходной микроструктуры покрытия: (а) – общий вид покрытия WC-CoCr; (б) – общий вид покрытия WC-CrC-Ni; (в) – WC-CoCr покрытие, обозначение А1, А2, А3 (см.

таблицу 4.1); (б) – WC-CrC-Ni покрытие, обозначение Б1, Б2, Б3 (см. таблицу 4.1),  
Б4 – поры

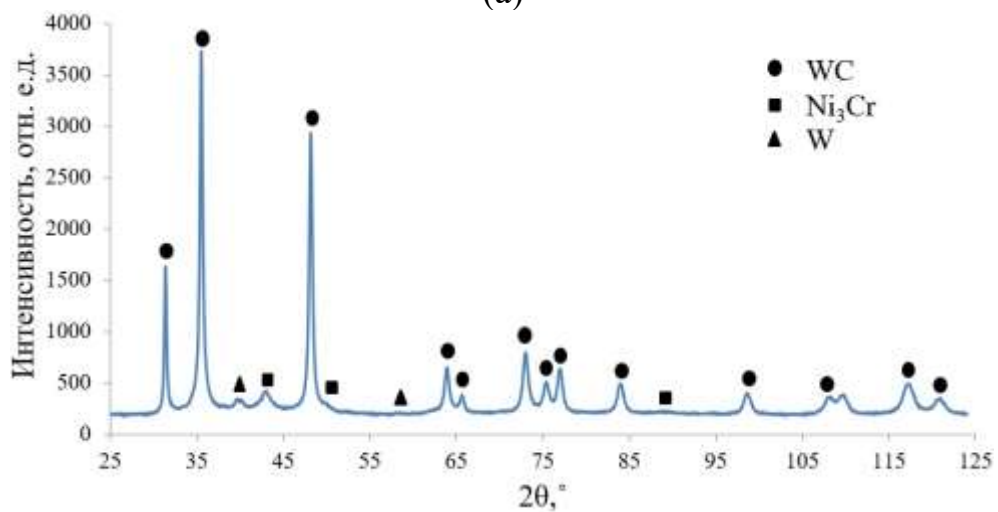
Таблица 4.1 – Химический состав (ат. %) в различных областях покрытий WC-CoCr и WC-CrC-Ni, обозначенных на рисунке 4.13 (в, г)

Покрытие	Обозначение фазы	Элементы, ат. %				
		W	C	Co	Cr	Ni
WC-CoCr	A1	64,73	27,88	5,55	1,84	-
	A2	6,08	5,73	43,47	44,72	-
WC-CrC-Ni	Б1	60,54	22,21	-	2,65	14,60
	Б2	24,31	13,83	-	46,09	15,77
	Б3	3,61	17,23	-	74,43	4,73

В покрытии WC-CrC-Ni также присутствуют обезуглероженные карбиды вольфрама (Б1 на рисунке 4.13г) в матрице на основе Ni. В отличие от покрытия WC-CoCr, они частично растворяются в матрице на основе никеля, и содержание углерода уменьшается (Б1 в таблице 4.1). Это приводит к образованию сложных карбидов, близких к составу  $(W, Ni)_3C$ . Внедрение атомов Ni в кристаллы  $W_3C$  известно в литературе [169]. Кроме того, структура покрытия WC-CrC-Ni содержит сложные карбиды  $(W, Cr, Ni)_6C$  типа  $M_6C$  ( $\eta$ -фаза): см. область Б2 на рисунке 4.13г и в таблице 4.1. Различные фазы  $Ni_xW_yC$ , особенно  $Ni_2W_4C$  ( $M_6C$ ), наблюдались в структуре композитных покрытий WC-Ni или WC-NiCrBSi [170-172] как реакция между разложившимся WC или  $W_2C$  и матрицей Ni [170]. Как подтверждают другие исследователи,  $\eta$ -фазы, такие как  $Co_3W_3C$  или  $(Co, Cr)_3W_3C$ , часто содержатся в покрытиях с матрицей Co/CoCr [33, 43, 164, 173]. Кроме того, в структуре присутствует небольшое количество карбидов хрома (Б3 на рисунке существования в структуре наплавочного покрытия WC-Ni также сообщается в



(a)



(б)

Рисунок 4.14 – Рентгеновские дифрактограммы покрытий: (а) – WC-CoCr;

(б) – WC-CrC-Ni

Несмотря на то, что в состав порошка входят карбиды хрома и микрорентгеноспектральный анализ покрытия также показал высокое содержание хрома в матрице и в некоторых частицах, при исследовании фазового состава методом дифракции рентгеновских лучей (рисунок 4.14б) не удалось получить дифракционную картину, которая бы четко соответствовала какому-либо из карбидов хрома. Вероятно, это может быть связано с полным расплавлением частиц карбидов в процессе HVAF, взаимном растворении элементов порошка и крайне неравновесными условиями кристаллизации, а также остаточными сжимающими напряжениями в покрытии. Все это могло существенно повлиять на параметры решетки формирующихся фаз и привести к смещению пиков рентгенограммы от

равновесного состояния. Принимая во внимание выше указанные причины и относительно слабую интенсивность рентгеновских линий в диапазоне углов  $2\theta$  от 37 до 45 градусов, полученный результат можно объяснить образованием смешанной структуры, состоящей из фаз типа  $(Cr, W)_2C$ ,  $Cr_3C_2$ ,  $Cr_7C_3$  [175].

Микротвердость двух покрытий по HV представлена в таблице 4.2. Микротвердость обоих покрытий измеряли перед кавитацией в центре поперечного сечения после шлифования для двух различных нагрузок (50 и 500 г) и по 10 измерений для каждой нагрузки. Заметное отклонение значений от среднего может наблюдаться из-за различия твердости карбидов и матриц. На рисунке 4.15 представлены измерения микротвердости по глубине покрытия, например, для WC-CoCr покрытия.

Таблица 4.2 – HV микротвердость покрытий WC-CoCr и WC-CrC-Ni

Покрытие	HV <sub>0,05</sub>	HV <sub>0,5</sub>
WC-CoCr	1170 ± 180	950 ± 60
WC-CrC-Ni	1160 ± 190	850 ± 90

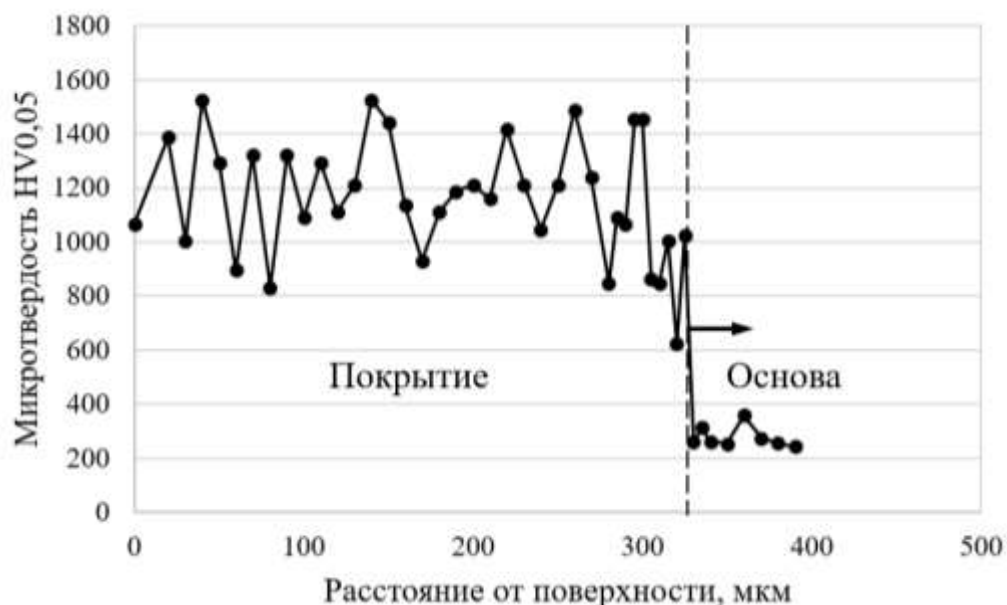


Рисунок 4.15 – Изменения микротвердости по глубине WC-CoCr покрытия

Твердость - не единственный параметр, влияющий на кавитационный износ, поскольку можно отметить, что кавитационное сопротивление покрытия WC-CrC-

Ni выше. В других исследованиях также сообщалось об отсутствии прямой корреляции между сопротивлением кавитационной эрозии и твердостью материала (например, [137, 176]). Более высокая кавитационная стойкость покрытия WC-CrC-Ni может быть объяснена присутствием Cr. Тома и др. [34] объяснили, что добавление Cr улучшает эрозионную и коррозионную стойкость покрытий на основе WC. Также сообщалось, что присутствие Ni в матрице (особенно с Cr, таким как покрытия WC-NiCr и WC-CrC-Ni) улучшает коррозионные свойства керметных покрытий и, следовательно, увеличивает сопротивление кавитации (питтинг) [30,

Более того, мелкозернистая структура покрытия WC-CrC-Ni (рисунок 4.13г) является одной из причин повышения стойкости против кавитации по сравнению с более грубым покрытием WC-CoCr. В том же контексте Pugsley and Allen [178] показали, что размер зерна покрытия влияет на сопротивление кавитационной эрозии, поскольку сопротивление эрозии увеличивается с уменьшением размера зерна. Кроме того, наличие пористости в металлокерамических покрытиях значительно снижает стойкость против кавитационной эрозии. Сравнивая два покрытия, плотность пористости (количество пор на единицу площади) в структуре покрытия WC-CrC-Ni (рисунок 4.13г) очень низкая, а поры очень маленькие (менее 0,5 мкм.) можно наблюдать в покрытии. Sugiyama и др. [176] сообщают, что пористость влияет на сопротивление кавитационной эрозии термически напыленных металлокерамических покрытий, так что сопротивление кавитационной эрозии обратно пропорционально плотности пор. Таким образом, покрытие WC-CoCr более подвержено кавитационным повреждениям из-за более высокой плотности пор в структуре покрытия (рисунок 4.13в) (поры диаметром ~ 0,5-3,0 мкм).

После воздействия кавитации изношенные поверхности обоих покрытий, наблюдаемые с помощью микрофотографий SEM, показаны на рисунке 4.16. Для WC-CoCr покрытия механизм разрушения представляется как объединение дефектов уже существующих в покрытии. Под действием ударных нагрузок происходит зарождение на порах и рост микротрещин. Покрытие характеризуется

множеством крупных и относительно глубоких кратеров, расположенных на расстоянии 50 мкм друг от друга (рисунок 4.16а, стрелки-1). Также видно распространение микротрещин между полостями, отмеченное стрелками на рисунке. Для WC-CrC-Ni покрытия поверхность разрушения после кавитационного воздействия выглядит несколько иначе, чем для покрытия с кобальтовой основой. Поверхность разрушения в большей степени состоит из относительно плоских участков с менее глубокими кратерами. (рисунок 4.16б, стрелки-1). Как и в случае WC-CoCr покрытия, источником зарождения микротрещин могут служить поры и другие дефекты покрытия (см. стрелки-2). Однако, существенно меньшее количество дефектов (на порядок) в данном покрытии, делает наиболее вероятным развитие трещин по границам частиц (см. стрелки-3).

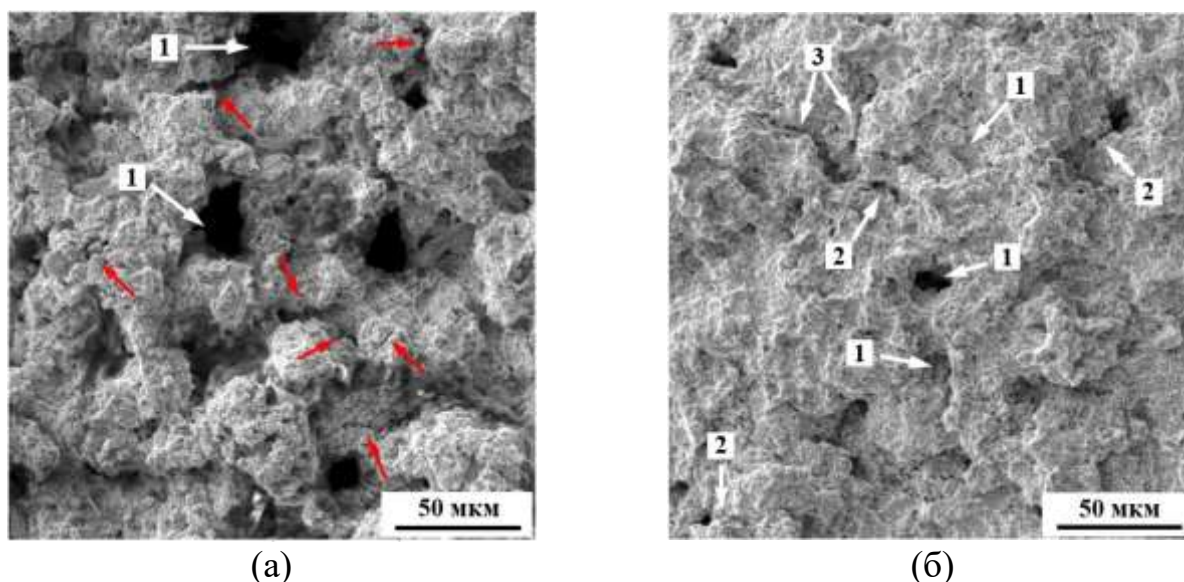


Рисунок 4.16 – SEM-микрофотографии изношенных покрытия после 330 мин воздействия кавитации: (а) –WC-CoCr покрытие, (б) –WC-CrC-Ni покрытие

На рисунках 4.17 и 4.18 представлены SEM-микрофотографии поперечного сечения изношенных покрытий WC-CoCr и WC-CrC-Ni (после кавитационных испытаний). Можно заметить, что разрушение начинает формироваться под поверхностью двух покрытий. На поперечных шлифах наблюдается развитие трещин под поверхностью WC-CoCr покрытия (рисунок 4.17а). Видно, что происходит разрушение перемычек между соседними дефектами и рост в

направлении поверхности образца (см. стрелки). На рисунке 4.17б показан кратер, образовавшийся в результате выкрашивания материала покрытия из-за объединения микропор и трещин (обозначенных стрелками).

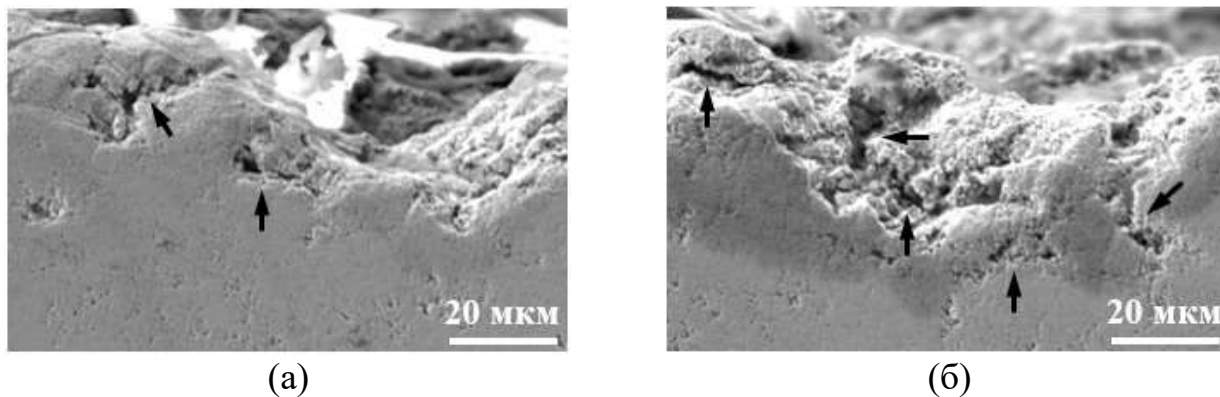


Рисунок 4.17 – SEM-микрофотографии поперечного сечения изношенного WC-CoCr покрытия после 330 мин кавитационного воздействия

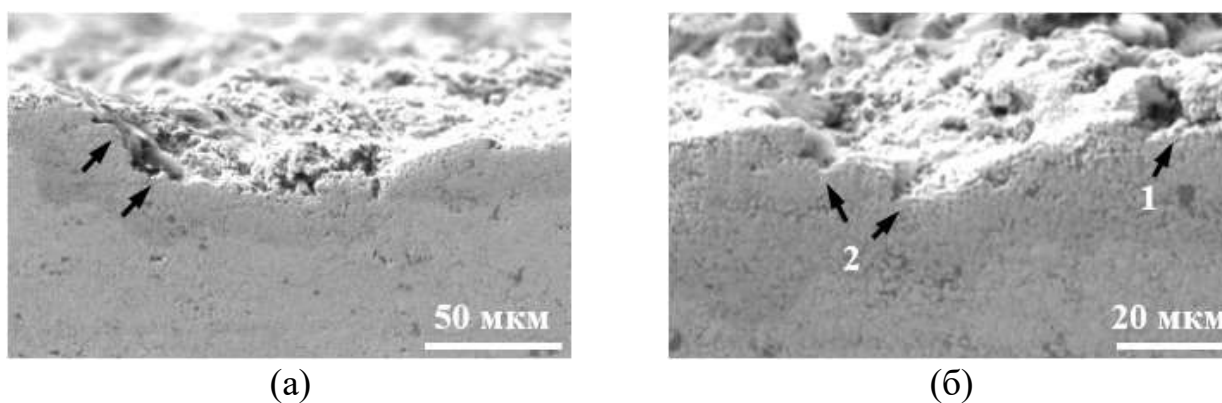


Рисунок 4.18 – SEM-микрофотографии поперечного сечения изношенного WC-Cr-Ni покрытия после 330 мин кавитационного воздействия

Для покрытия с никелевой матрицей рост трещины происходит по границе матрица - частиц WC, на что указывает извилистая траектория, огибающая частиц WC (см. стрелки на рисунке 4.18а). Источником зарождения микротрещин могут служить поры и другие дефекты покрытия (рисунок 4.18б, стрелка-1). Отделение части поверхности происходит при встрече двух растущих микротрещин (рисунок 4.18б, стрелка-2), подробнее в [179].



#### 4.4.1.2 Покрyтия на основе Ni до и после кавитационного воздействия

Микрофотографии поперечного сечения двух покрытий, полученные с применением SEM, показаны на рисунке 4.19. Слои покрытия характеризуются плотной однородной структурой и хорошей адгезией с основным металлом. Измеряли микротвердость поверхности покрытия, подвергшейся кавитационному испытанию при двух различных нагрузках (50 и 300 г). Приведенные значения микротвердости (таблица 4.3) получены при измерении с поверхности после шлифовки, поэтому эти значения выше, чем получаются при измерении микротвердости на поперечном сечении (Рисунок 4.20). Это связано с тем, что шлифовка почти всегда немного упрочняет поверхность.

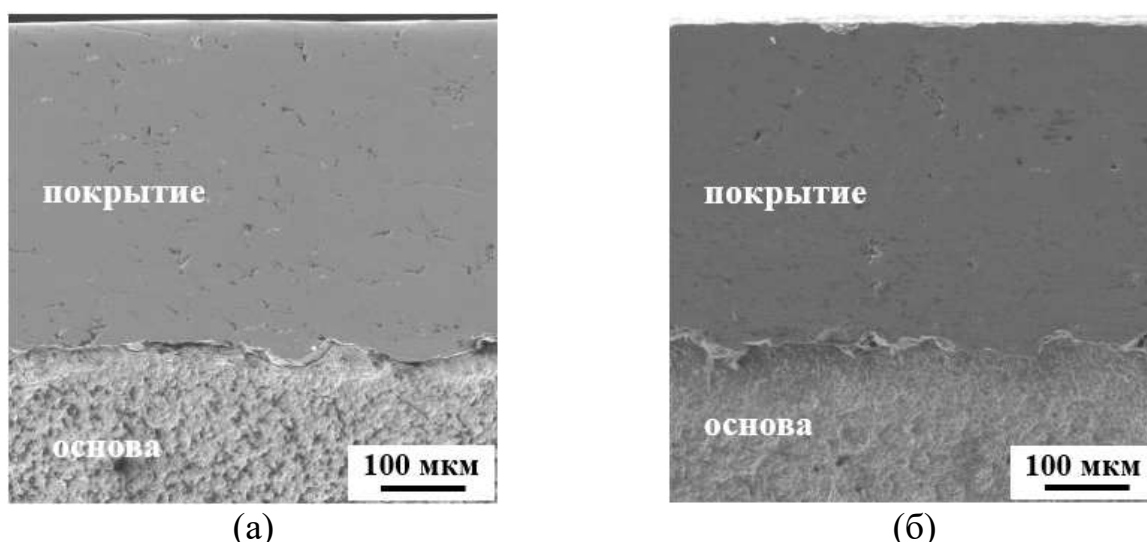


Рисунок 4.19 – SEM-микрофотографии поперечного сечения покрытия до кавитации: (а) –NiCrMoNb покрытие; (б) –NiCrBSi покрытие

Таблица 4.3 – HV микротвердость покрытий NiCrMoNb и NiCrBSi

Покрытие	HV0,05	HV0,3
NiCrMoNb	640 ± 60	460 ± 40
NiCrBSi	910 ± 80	840 ± 120



Рисунок 4.20 – Изменения микротвердости по глубине NiCrMoNb покрытия

На рисунке 4.21 представлены макрофотографии (рисунок 4.21а, б) и SEM-микрофотографии (рисунок 4.21в-е) изношенных поверхностей двух покрытий, наблюдаемых в центре испытанных образцов при разном увеличении для описания покрытий после воздействия кавитации. Макро- и микрофотографии согласуются с результатами, полученными при кавитационных испытаниях для двух покрытий. Очевидно, что макрофотографии образцов четко показали степень повреждения покрытия NiCrBSi по сравнению с покрытием NiCrMoNb (рисунок 4.21а, б). Кроме того, SEM-изображения, показанные на рисунке 4.21в, д, показывают, что поверхность покрытия NiCrMoNb показала большее сопротивление кавитации, чем поверхность покрытия NiCrBSi, поскольку его покрытие подвергается меньшему кавитационному разрушению (рисунок 4.21в). Более подробную информацию об изношенных покрытиях можно увидеть на увеличенных SEM-микрофотографиях (рисунок 4.21г, е). На поверхности покрытия NiCrBSi могут наблюдаться глубокие полости (кратеры), как показано на рисунке 4.21е, что указывает на сильное разрушение его поверхности по сравнению с покрытием NiCrMoNb, для которого кратеры кажутся меньшими по размеру и количеству (рисунок 4.21г).

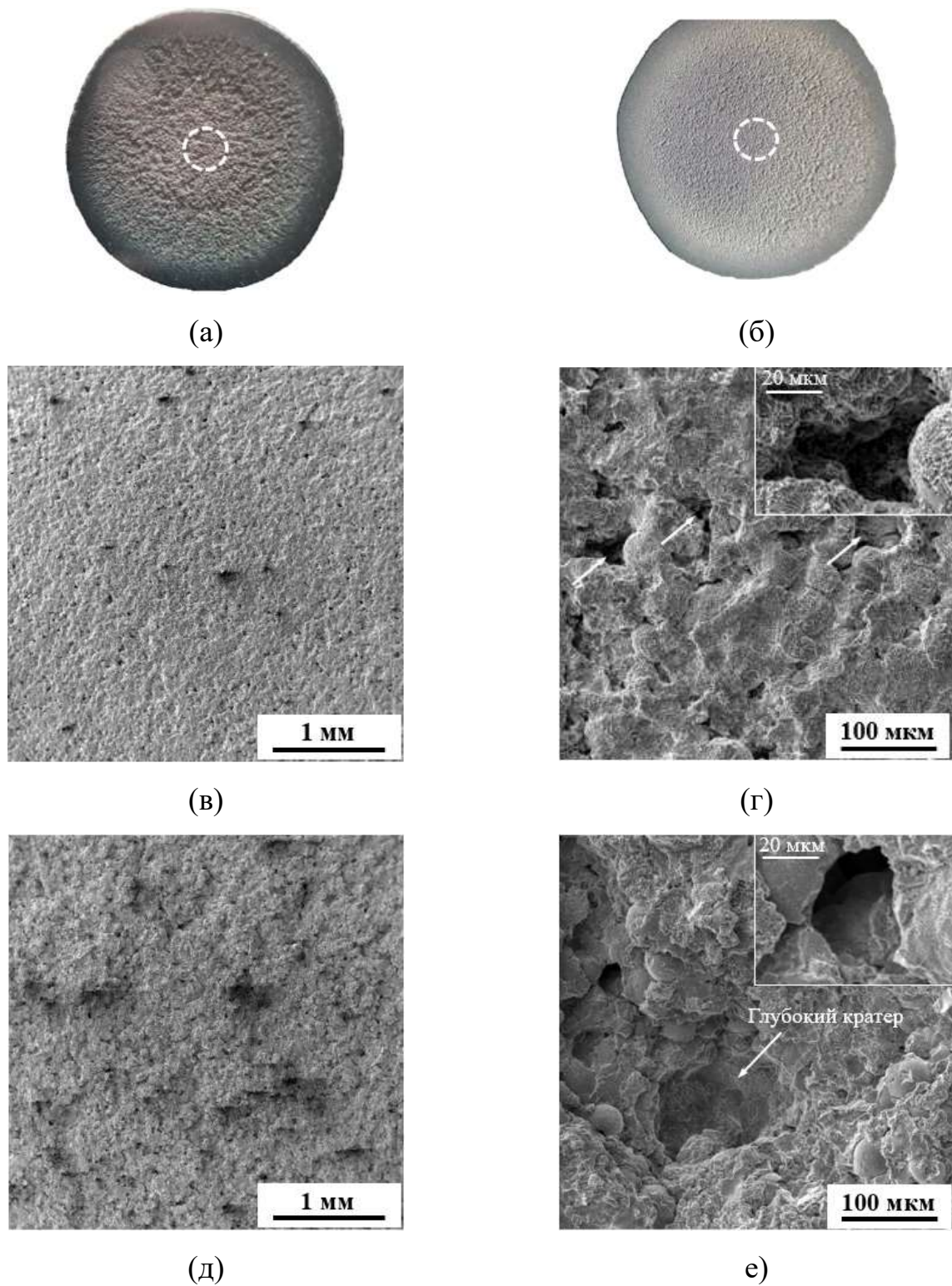


Рисунок 4.21 – SEM-микрофотографии изношенных поверхностей после 330 мин воздействия кавитации: (а, д, е) – NiCrBSi покрытие; (б, в, г) – NiCrMoNb покрытие (стрелки – кратеры)

#### **4.4.2 Микроструктура и изношенных поверхностей стали AISI 316L и наплавленных слоев E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG)**

Анализ причин различия стойкости против кавитационной эрозии был выполнен. Рассмотрено влияние кавитационной эрозии при испытаниях на структурные изменения поверхности образцов основного металла из стали AISI применением оптического микроскопа отслеживались изменения структуры поверхности образцов за разные периоды испытаний, включая исходное состояние поверхности (до воздействия кавитации). После кавитационных испытаний повреждение поверхности было исследовано с помощью SEM-микрофотографий.

##### **4.4.2.1 Структурные изменения поверхности образца стали AISI 316L при кавитации**

На рисунке 4.22 представлены оптические микрофотографии исходного состояния поверхности образца стали AISI 316L (до воздействия кавитации) и изношенных поверхностей в процессе кавитации. Макро- и микроскопическая картина изображения структурных изменений в процессе кавитационной эрозии обычно характеризуется как характерная для специфического микроударного нагружения. При кавитации поверхности образцов подвергаются локальной пластической деформации, которая накапливается в процессе кавитации, вызывая разрушение поверхностей.

Энергия, передаваемая образцу при микроударном воздействии, в значительной степени поглощается металлом, причем большая ее часть проявляется в форме пластических деформаций и сначала микро-, а затем и макроразрушений на рабочей поверхности. Известно, что пластичные материалы подвергаются локальной пластической деформации, которую можно описать как усталостный процесс [26, 180]. Кинетика развития этих макроразрушений на образцах стали AISI 316L показана на рисунке 4.22а-г. Видно, что макрорельеф уже после 20 мин воздействия (рисунок 4.22б) становится более грубым, что указывает на углубление разрушающихся микрообъемов. Сравнение результатов оптических

изображений до и после 40 мин кавитационного воздействия стали AISI 316L (рисунок 4.22а, в) показало, что, если в исходном состоянии образец имел однородную структуру поверхности, состоящую из полиэдрических зерен аустенита с двойниками отжига, в процессе кавитации начиналась эрозия на границах зерен, представляющих слабые места в структуре, и развивалась по ним.

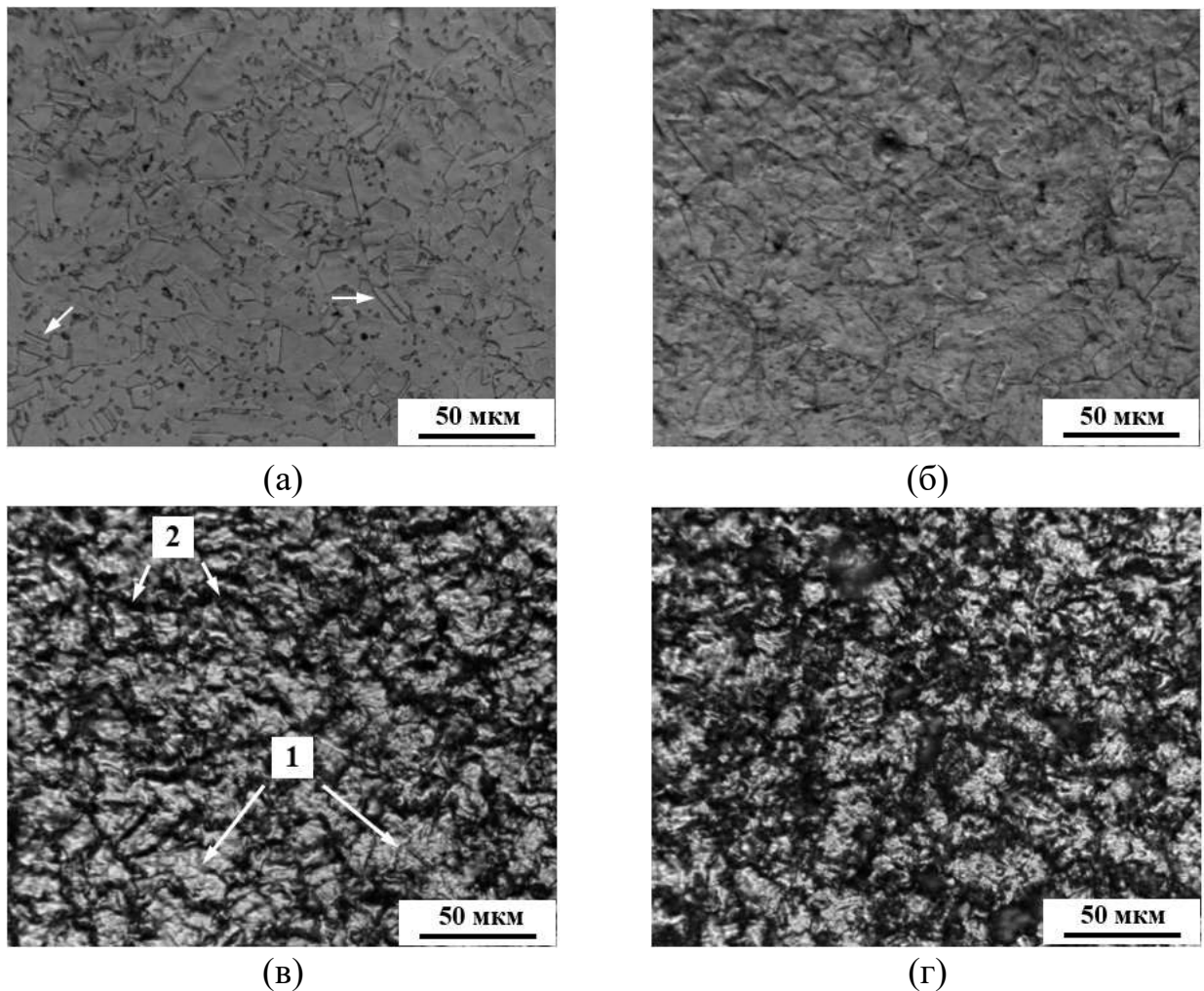


Рисунок 4.22 – Оптические микрофотографии поверхности образца AISI 316L: (а) – исходная микроструктура (стрелки – двойники отжига); (б, в, г) – изношенные поверхности после 20, 40 (1 – зерна, 2 – границы зерен), и 60 мин, соответственно

Heathcock и др. [152] сообщают, что удаление материала из стали AISI 316 начинается и распространяется от двойников и границ зерен. После 40 мин испытаний потеря массы увеличилась, и поверхность образца потеряла гладкость по сравнению с исходным состоянием (рисунок 4.22а) и стала более поврежденной. С увеличением продолжительности кавитационного воздействия С увеличением

продолжительности кавитационного воздействия наблюдается прогрессирующее развитие рельефа разрушения с образованием микротрещин по наиболее дефектным границам групп зерен (рисунок 4.22г).

#### **4.4.2.2 Структурные изменения поверхности наплавленного слоя E308L-17 (РДС) при кавитации**

Исходная микроструктура и изношенных поверхностей при кавитационной эрозии наплавленного слоя образца E308L-17, представлены на рисунке 4.23. Видно, что поверхность образца менее подвержена кавитационному разрушению по сравнению со сталью AISI 316L. Исходная микроструктура образца E308L-17, имеющая мелкие зерна аустенита (рисунок 4.23а), характерна для металла с низкой энергией дефекта упаковки [181]. Bregliozi и др. [90] сообщили, что мелкозернистая структура аустенитных нержавеющей сталей способствовала увеличению их стойкости против кавитационной эрозии. С одной стороны, это одна из причин, которые можно отнести к повышению стойкости против кавитационной эрозии образца E308L-17, поскольку разрушение материала, например, усталостное повреждение, зависит от свойств поверхности, включая структуру зерен [153]. С другой стороны, более высокое сопротивление кавитационному разрушению и усталостная прочность образца E308L-17 обусловлена меньшей стабильностью аустенита этой стали при микроударном нагружении рабочей поверхности образца по сравнению со сталью AISI 316L.

В течение первых 60 мин воздействия кавитации не наблюдалось значительных изменений микроструктуры, и поверхность была менее подвержена разрушению (рисунок 4.23б), но этот период может быть началом разрушения поверхности образца, поскольку выявляется питтинг на поверхности образца. После 90 мин воздействия кавитации можно определить эрозию, поскольку на поверхности образца началось образование полостей, и они появились в разных местах (рисунок 4.23в). Повреждение поверхности начало увеличиваться через 90 минут, а также получили развитие потери массы, а после 120 мин воздействия кавитации поверхность стала более кавитационно поврежденной и разрушенной

(рисунок 4.23б). Сравнивая изменения микроструктуры при кавитационной эрозии между образцами E308L-17 и AISI 316L, следует отметить более высокую стойкость наплавленного слоя против кавитационному износу по сравнению с основным металлом AISI 316L.

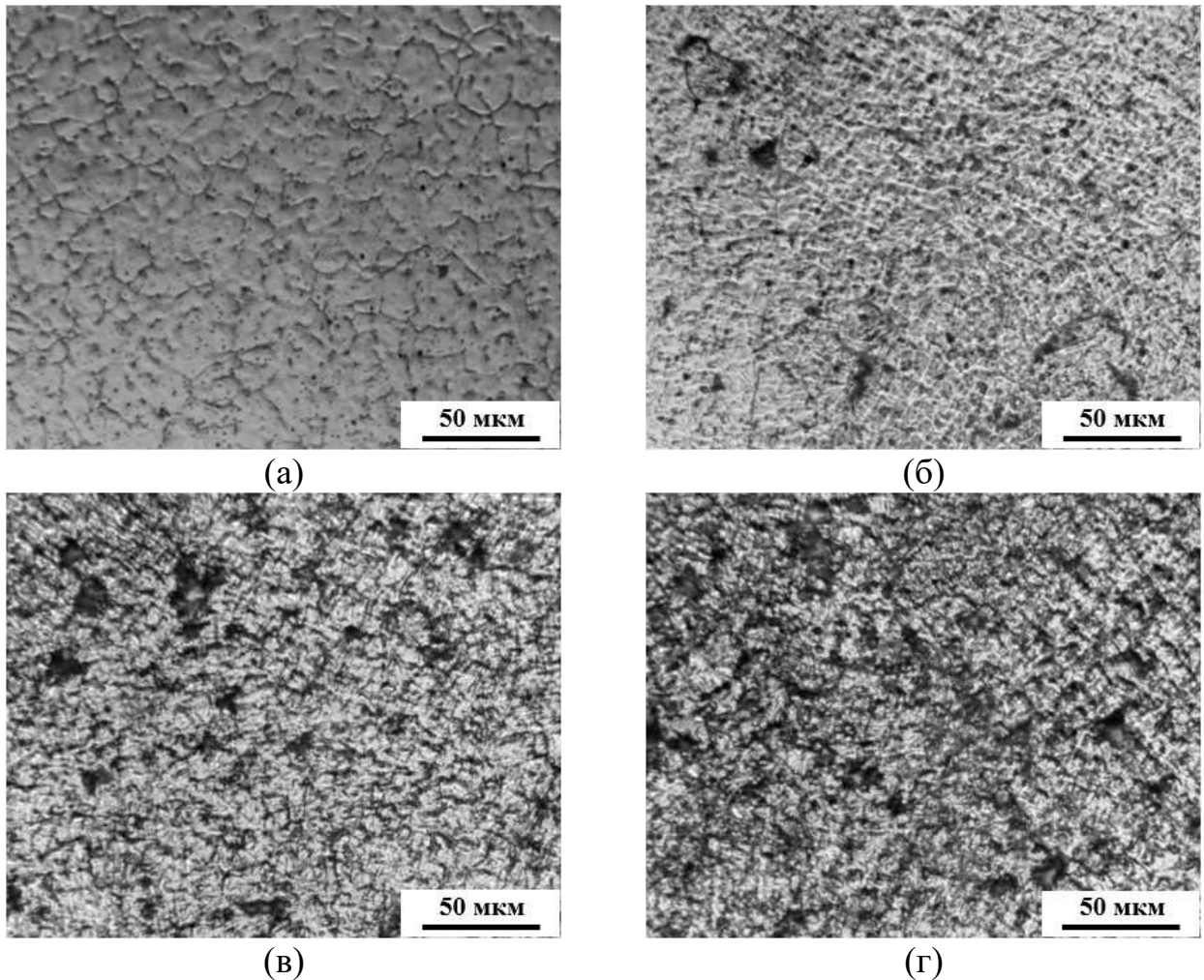


Рисунок 4.23 – Оптические микрофотографии поверхности наплавленного слоя образца E308L-17: (а) – исходная микроструктура до кавитации; (б, в, г) – изношенные поверхности при кавитационной эрозии после 60, 90, и 120 мин, соответственно

#### 4.4.2.3 Анализ поверхности и поперечного сечения наплавленного слоя ППМ-

На рисунке 4.24а, б представлены микрофотографии сканирующего электронно-микроскопического анализа поперечного сечения исходной микроструктуры поверхности наплавленного слоя образца ППМ-6 (TIG). В таблице



4.4 представлены результаты микрорентгеноспектрального анализа в характерных участках микроструктуры (рисунок 4.24б).

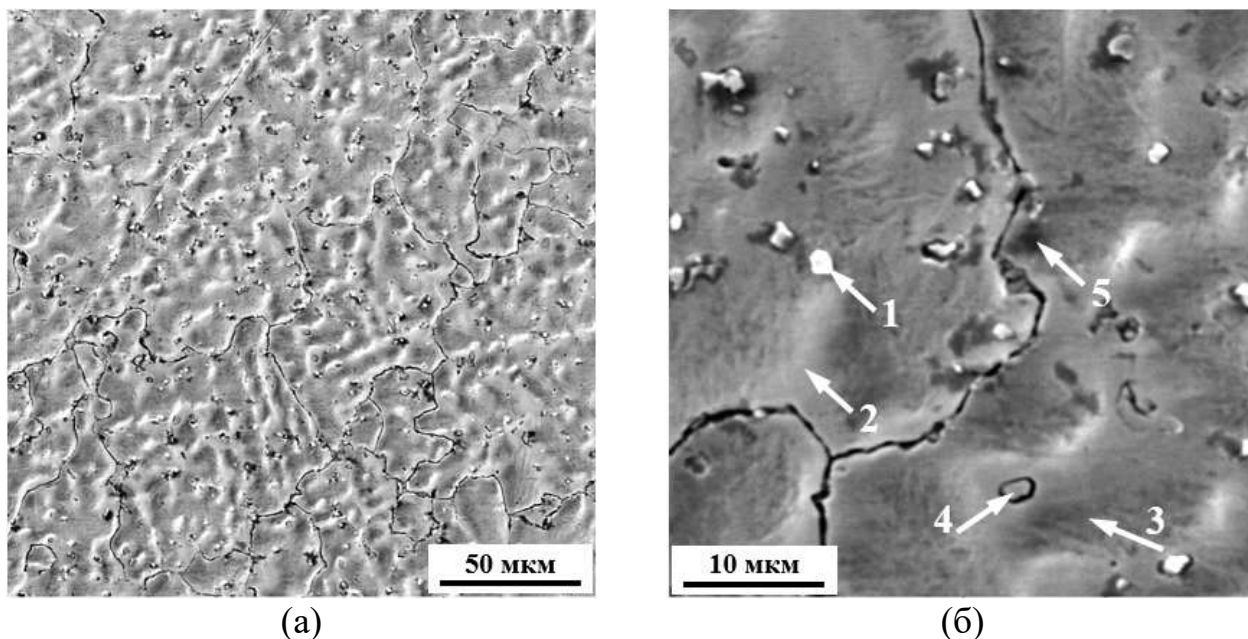


Рисунок 4.24а, б – SEM-микрофотографии поперечного сечения

микроструктуры наплавленного слоя образца ППМ-6 (TIG) в исходном состоянии до воздействия кавитации при разных увеличениях (цифры 1 – 5, см. таблицу 4.4; травитель: 10% CrO<sub>3</sub>)

Таблица 4.4 – Химический состав (ат. %) в различных областях наплавленного слоя материала ППМ-6 (TIG), обозначенных цифрами на рисунке 4.24б

Обозначение	Элементы, ат. %								
	C	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	34,18	0,91	0,47	31,13	4,18	-	28,39	-	0,74
2	2,19	2,53	1,17	0,30	10,42	-	82,66	0,73	-
3	3,12	2,57	1,00	0,28	7,96	0,50	83,79	0,78	-
4	14,97	0,95	0,74	1,69	26,85	-	54,07	-	-
5	13,98	2,18	1,02	0,25	7,74	0,45	73,81	0,58	-

Из рисунка 4.24б следует, что спектр 1 по химическому составу соответствует, по-видимому, карбиду титана, TiC. Области, указанные точками 2 и 3, представляют преимущественную структуру металлической матрицы. Несмотря на то, что указанные области имеют подобный состав (таблица 4.4), они отличаются



цветом (контрастом) травления и морфологическими особенностями. Светло-серая однородная область, обозначенная точкой 2, является, по всей видимости,  $\gamma$ -твердым раствором – аустенитом. Однако темно-серая область, обозначенная точкой 3, состоит из отдельных дисперсных кристаллов, некоторые из которых имеют вытянутую игольчатую (пластинчатую) морфологию. Это позволяет предположить наличие в темно-серых областях на рисунке 4.24б кристаллов  $\alpha$ -фазы – мартенсита.

По данным рентгенофазового анализа исходной микроструктуры до кавитационного воздействия (рисунок 4.25), количество  $\alpha$ -мартенсита, образовавшегося в процессе охлаждения наплавки до комнатной температуры, составляет 29,5 %, количество аустенита – 69,5 %. Карбиды  $Me_2C$  ( $Me = Cr, Fe$ ) и  $Cr_{23}C_6$  были обнаружены в структуре в областях, обозначенных цифрами 4 и 5.

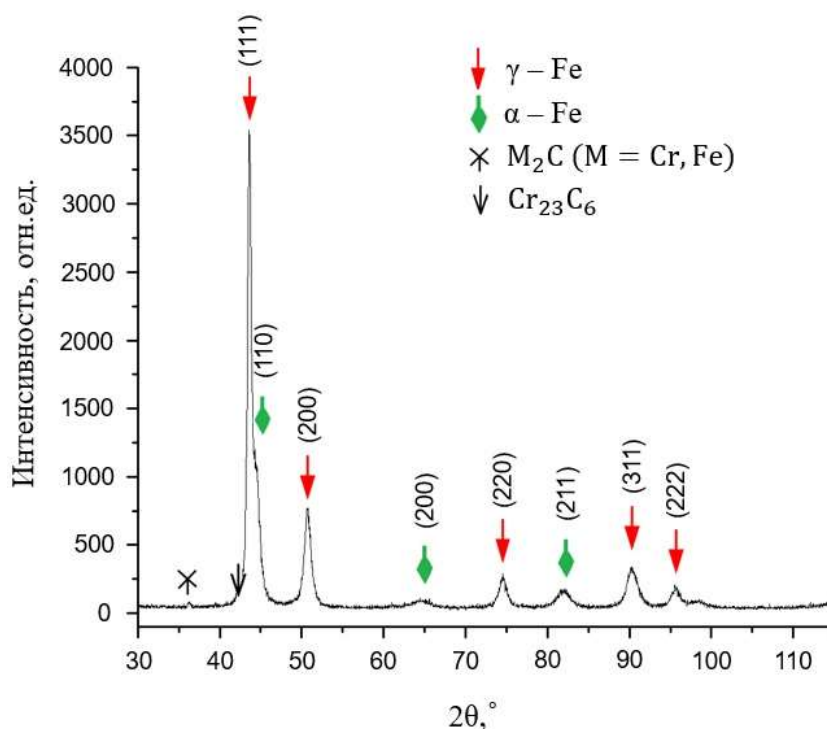


Рисунок 4.25 – Рентгеновские дифрактограммы наплавленного слоя материал ПИМ-6 (TIG) в исходном состоянии до воздействия кавитации (фазовый состав: 67,5%  $\gamma$  – Fe, 29,5%  $\alpha$  – Fe,  $M_2C < 1\%$  и  $Cr_{23}C_6 < 2\%$ )

Рентгенофазовый анализ подтвердил присутствие этих карбидов (рисунок 4.25). При анализе рисунка 4.24а, б видно, что, как и можно было ожидать, светлые

частицы первичного карбида титана, как наиболее тугоплавкого, выделяются внутри зёрен, а более дисперсные вторичные карбиды хрома ( $\text{Cr}_2\text{C}$ ) – в приграничных участках зёрен и по границам, способствуя их повышенной травимости. Углерод, помимо его соединения с титаном и хромом в карбиды, частично растворён в аустените, превращающемся в мартенсит в процессе кавитации, тем самым повышая его износостойкость. Хром, кремний, марганец и никель также в основном находятся в твёрдом растворе, придавая ему теплостойкость.

Как видно, наплавленный слой содержит значительное количество  $\alpha$ -фазы, но травитель 10%  $\text{CrO}_3$ , использованный при подготовке изображений на рисунке 4.24а, б, недостаточно силен, чтобы полностью раскрыть его морфологические особенности. Использование спиртового раствора  $\text{HNO}_3$  для травления слоя поперечного сечения было более эффективным, чтобы показать детали (рисунок 4.26).

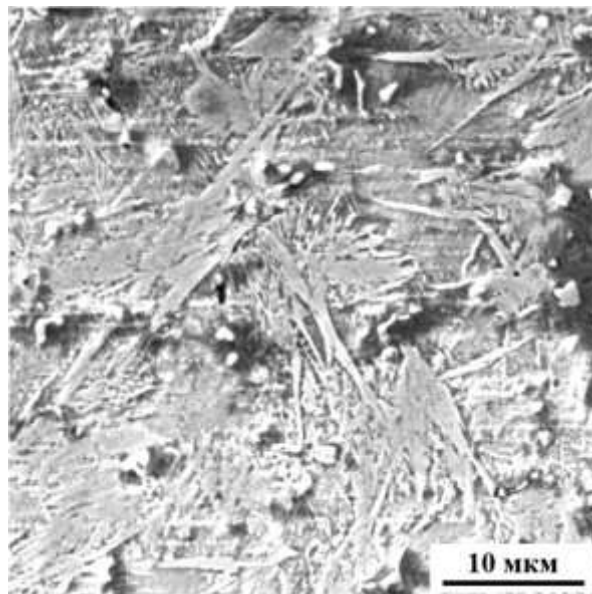


Рисунок 4.26 – SEM-микрофотографии приповерхностного поперечного сечения микроструктуры наплавленного слоя образца ППМ-6 (TIG) в исходном состоянии до воздействия кавитации (травитель: 10%  $\text{HNO}_3$ )

Результаты SEM иллюстрируют, что  $\alpha$ -фаза состоит из кристаллов мартенсита характерной для углеродистого мартенсита морфологии в виде светлых пластин

длиной 5 – 10 мкм и толщиной 0,5 – 1 мкм, расположенных под углами примерно 60 градусов на светло сером фоне аустенита. Указанные результаты подтверждают высказанное ранее предположение о наличии на рисунке 4.24б в темно-серых областях, обозначенных точкой 3, кристаллов  $\alpha$ -мартенсита с игольчатой (пластинчатой) морфологией. Расчёт температуры начала мартенситного превращения,  $M_s$ , по эмпирической формуле для стальной наплавки основного химического состава 0,6 % С и 8 % Cr показал, что она составляет примерно 220 °С [182].

Таким образом, наплавка ППМ-6 (TIG) в исходном перед кавитационными испытаниями состоянии по структуре представляет собой аустенитно ( $\gamma$ )-мартенситную ( $\alpha$ ) матрицу с метастабильным аустенитом в количестве около 68 % и небольшим количеством карбидов типа  $M_2C$  ( $M = Cr, Fe$ ),  $Cr_{23}C_6$  and  $TiC$ .

На рисунке 4.27а-в представлен оптические микрофотографии исходной микроструктуры и изношенных поверхностей при кавитационных испытаниях наплавленного слоя ППМ-6 (TIG). Очевидно, что минимальное кавитационное разрушение поверхности образца РРМ во время воздействия кавитационной эрозии по сравнению с всеми другими исследованными типами сталей и покрытий можно наблюдать на рисунке 4.27б, в. Видно, что после 120 мин кавитационного воздействия повреждение наплавленного слоя начинается на границах зерен и развивается вдоль них (рисунок 4.27б).

После 300 мин кавитационного воздействия большая часть исходной поверхности (рисунок 4.27а) осталась нетронутой, а на поверхности образца начало образовываться небольшое количество полостей. Такой внешний вид образца с минимальной эрозией даже после испытаний на кавитацию согласуется с результатами по стойкости против кавитации, где образец ППМ-6 (TIG) показал наименьшие потери масса и объема по сравнению со всеми другими испытанными образцами.

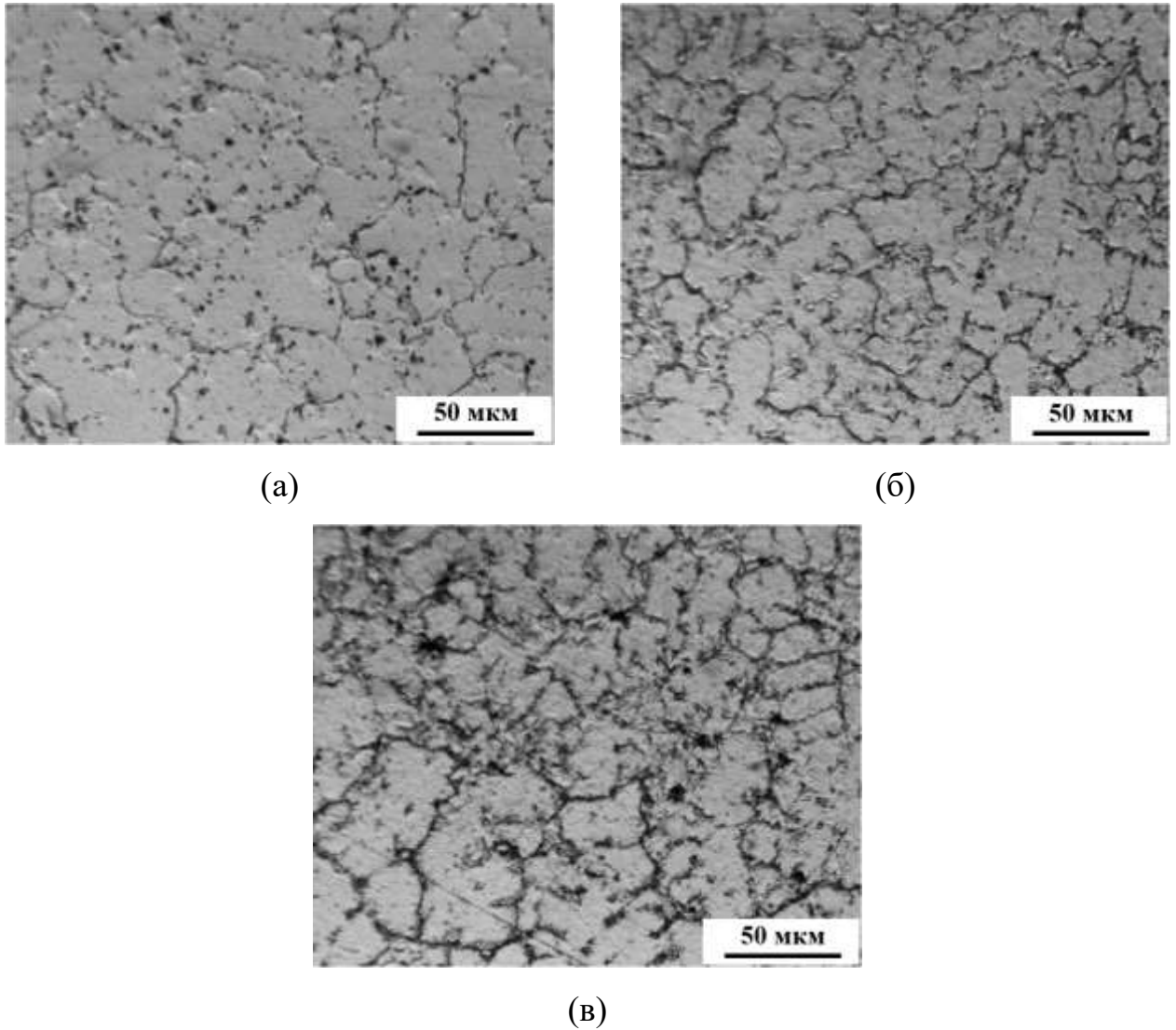


Рисунок 4.27 – Оптические микрофотографии наплавленных слоев ППМ-6 (TIG):  
 а – исходная микроструктура; б – после 120 мин; в – 300 мин кавитационного  
 воздействия

#### 4.4.2.4 SEM-наблюдения разрушения поверхностей стали AISI 316L, E308L-17 (РДС), и ППМ-6 (TIG) после кавитационных испытаний

SEM-микрофотографии вида изношенных поверхностей образцов основного металла AISI 316L и наплавленных слоев, полученных наплавкой материалов E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG), подвергшихся воздействию кавитации, представлены на рисунке 4.28. На микрофотографиях показано кавитационное разрушение образцов после 300 мин кавитационных испытаний.

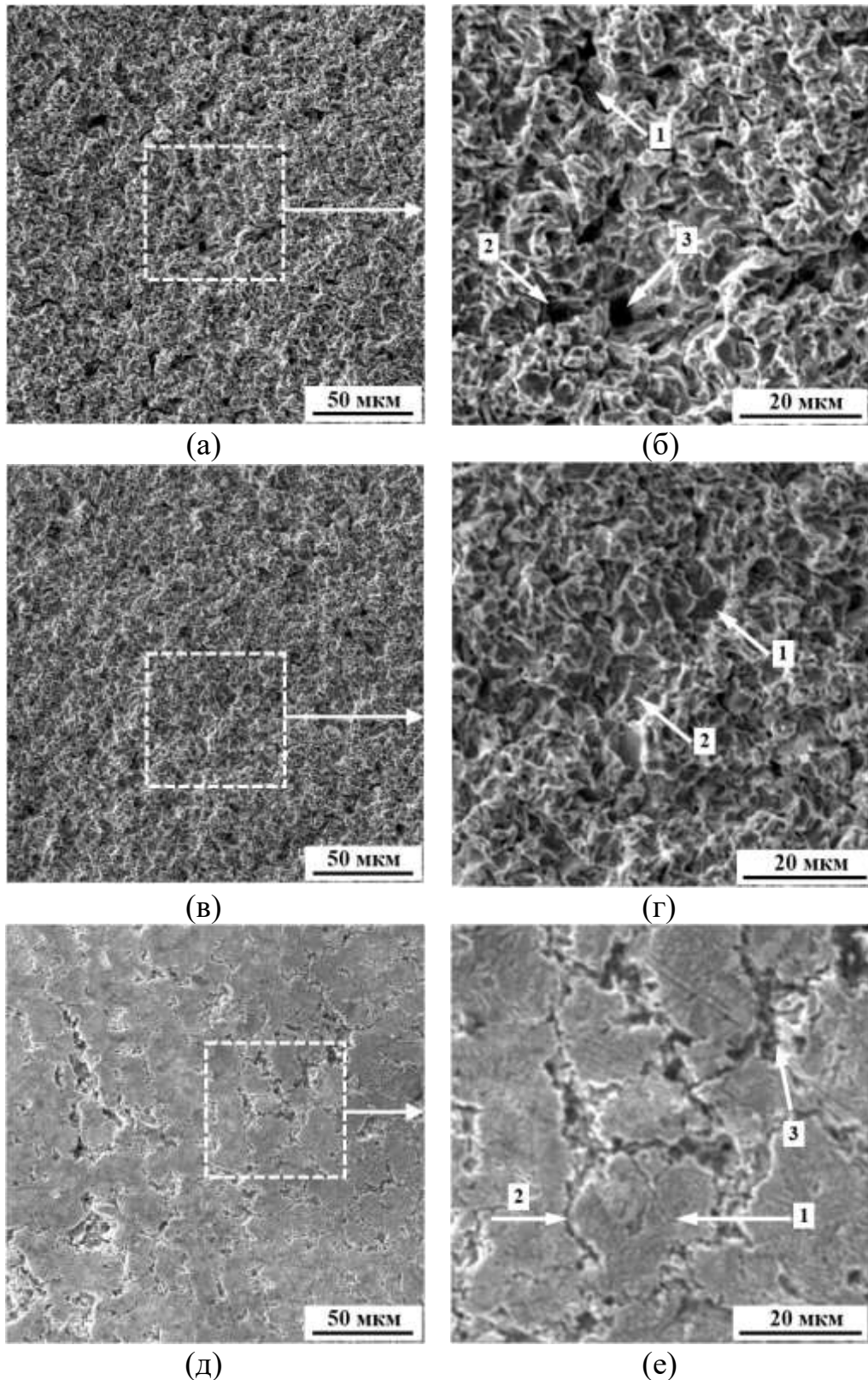


Рисунок 4.28 – SEM-микрофотографии изношенных поверхностей после 300 мин воздействия кавитационной эрозии: (а, б) AISI 316L (1, 2, 3 – кратеры); (в, г) E308L-17 (РДС) (1, 2 – кратеры); (д, е) ППМ-6 (TIG), (1 – зерно, 2 – граница зерна, 3 – кратер)

Сравнивая микрофотографии, видно, что большинство участков поверхности образцов AISI 316L и E308L-17 разрушено и шероховато. Напротив, большая часть поверхности образца ППМ-6 включает неразрушенные участки. Однако образцы AISI 316L и E308L-17 показывают один и тот же тип кавитационной эрозии с небольшими различиями во внешнем виде и количестве полостей (кратеров), как показано на рисунке 4.28а-г. Появление разрушения на поздних стадиях кавитационной эрозии (рисунок 4.28б, г) предполагает наличие усталостного разрушения и кумулятивной пластической деформации. В некоторых исследованиях сообщалось об этом эффекте, например, [3, 27, 180]. Что касается поверхности наплавленного слоя из ППМ-6, большое количество энергии, переданной поверхности за счет кавитационного нагружения, было поглощено поверхностью без интенсивной пластической деформации на поверхности образца. Таким образом, разрушаются только небольшие участки поверхности образца (рисунок 4.28д) из-за меньшего количества усталостных трещин, которые вызывают удаление массы материала. Большая часть кавитационно-эрозионных повреждений начинается на границах зерен и распространяется вдоль них. На некоторых участках повреждение распространяется и на зерна. Однако зерна и их границы можно легко распознать на поверхности образца ППМ-6, и большая часть исходной поверхности (рисунок 4.28а) сохранилась даже после 300 мин воздействия кавитации с наличием небольшого количества кратеров (рисунок 4.28е).

На рисунке 4.29 показан вид изношенных поверхностей исследованных материалов, наблюдаемый в стереомикроскоп при совместном воздействии (механо (эрозионно)-электрохимическое (коррозионное) воздействие) для проведения кавитационных испытаний. Видно, что кавитационный износ окружен ярким кольцом, что характерно для кавитационных испытаний. Отчетливо заметны различия между износом поверхностей. Поверхность стали 40 более разрушена, и следы эрозии очевидны по сравнению с двумя другими сталями (AISI 316L и 20x13) и наплавленными слоями из 06X19H9T и E308L-17, а образец ППМ-6 (TIG) показал меньшую площадь разрушения поверхности с неповрежденным видом. Кроме того,

поверхностный слой, полученный методом ДМ, показал глубокую эрозию с шероховатой поверхностью, как и поверхностный слой образца NiCrBSi, полученного методом HVAF, так что следы эрозии можно увидеть очевидным образом, и на обоих образцах были максимальная потеря массы.



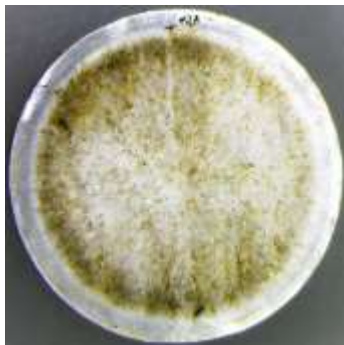
Сталь 40



Сталь 20X13



Сталь AISI 316L



ППМ-6 (TIG)



06X19H9T (TIG)



E308L-17 (PDC)



WC-CoCr (HVAF)



NiCrBSi (HVAF)



NiCrMoNb (HVAF)

Рисунок 4.29 – Изношенные поверхности исследованных материалов под совместным воздействием кавитационных испытаний «Вода-поляризация»



#### 4.5 Анализ рентген-дифрактограммы до и при кавитационных испытаний стали AISI 316L и наплавленных слоев E308L-17 (РДС) и ППМ-6 (TIG)

С целью изучения кинетики деформационного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения в процессе микроударного нагружения рабочей поверхности при кавитационном воздействии и установления взаимосвязи количества образовавшегося  $\alpha'$  мартенсита со степенью упрочнения проведен рентгенофазовый анализ образцов через определенные нарастающие периоды времени кавитационного воздействия на различных образцов:

1. AISI 316L: исходный, 10, 60, 300 мин;
2. E308L-17: исходный, 10, 60, 300 мин;
3. ППМ-6: исходный, 60, 180, 480 мин.

Литературные [1, 183] и полученные нами результаты исследований показывают, что под воздействием микроударного воздействия происходят основные и наиболее значительные изменения структуры и фазового состава поверхностного слоя металла [1, 184], качественно подобные изменениям, свойственным усталостному характеру нагружения [184] – микропластическая деформация поверхности (ее наклеп, упрочнение), образование на полированной поверхности рельефа в виде углублений и выступов (интрузий и экструзий), микронапряжений, что видно по уширению дифракционных линий на рентгенограммах, и, наконец, деформационных  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращений и наклепу  $\gamma$  и  $\alpha'$ – фаз. Постепенное развитие этих процессов приводит к повышению твердости, предельному накоплению локальной и общей повреждаемости и дефектности микроструктуры в целом, разрыхлению кристаллической решетки и зарождению микротрещин.

Наиболее стабильным материалом среди изученных проявила себя сталь 316L, в которой в исходном состоянии кроме аустенита обнаружены следы  $\alpha'$ -фазы (около 2%) и карбидов типа  $M_2C$  (рисунок 4.30а).



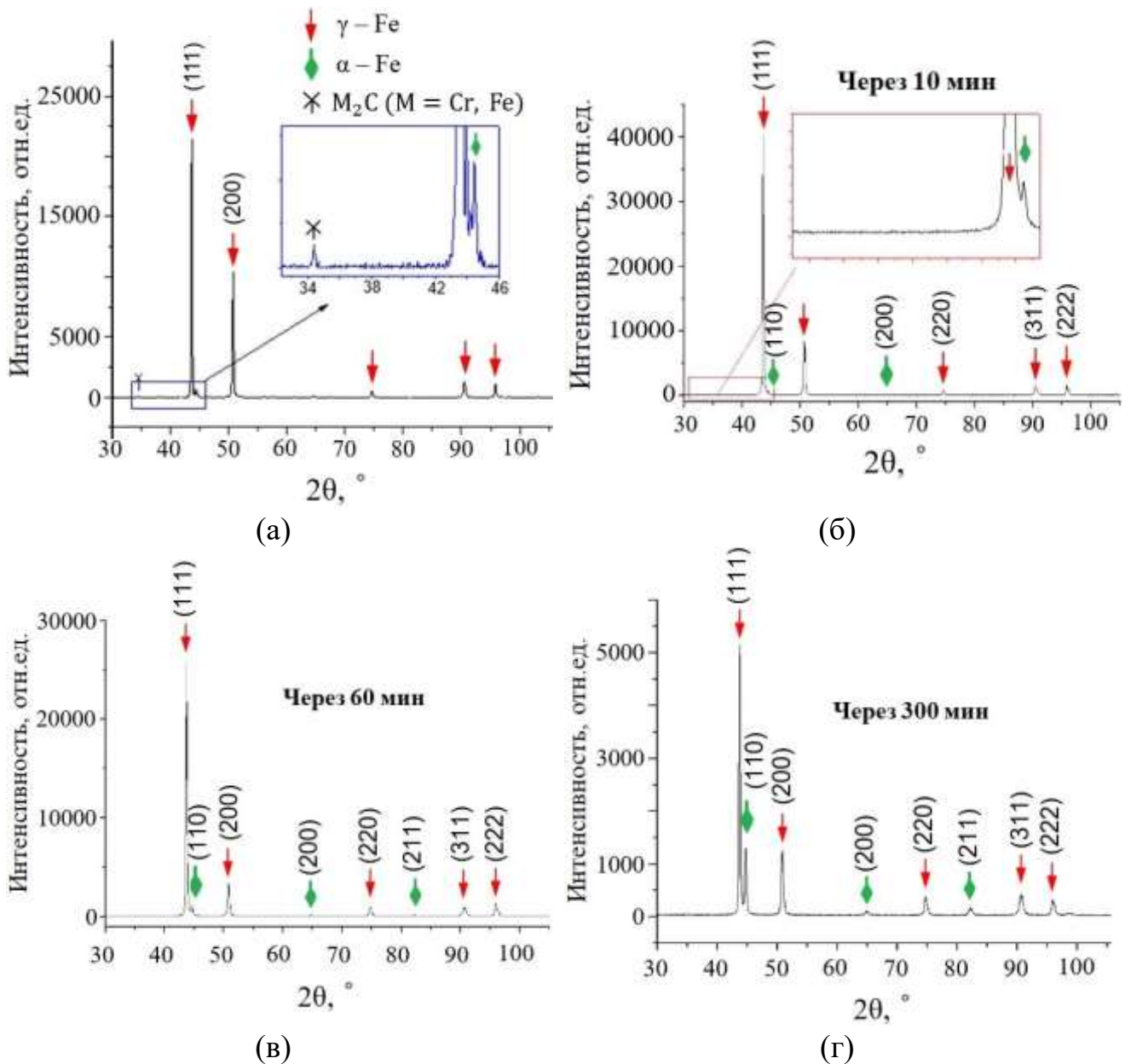


Рисунок 4.30 – Рентгеновские дифрактограммы стали AISI 316 до и после 10, 60, и 300 мин кавитационного воздействия

Воздействие кавитации на это покрытие в течение 10 и даже 60 минут (рисунок 4.30б, в) не выявило заметных изменений в соотношении  $\gamma$ - и  $\alpha'$ -фаз, поэтому этот период можно считать находится в пределах инкубационного периода фазового прекращения. Только кавитационное воздействие в течение 300 минут (рисунок 4.30г) показало в результате образование на поверхности 25%  $\alpha'$ -мартенсита, т.е. образование  $\alpha'$ -мартенсита происходило уже в наклепанном аустените этого образца. Такое же поведение стали AISI 316L подтверждено другими исследователями, например, [152].

Меньшую стабильность аустенита по сравнению с сталью AISI 316L в процессе кавитационного воздействия показало покрытие E308L-17. Имея исходный фазовый состав – аустенит с выделениями карбидов типа  $M_{23}C_6$  (рисунок 4.31а), – уже после 10 минутной выдержке при кавитационного воздействия рентгенофазовый анализ обнаруживает присутствие  $\alpha'$ -мартенсита (рисунок 4.31б). Это позволяет судить о том, что инкубационный период  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения покрытия E308L-17 составляет менее 10 мин. Увеличение времени кавитационного воздействия до 60 и 300 минут приводит к прогрессирующему усилению дифракционных пиков (110), (200), и (211)  $\alpha'$ -мартенсита, что свидетельствует о постепенном увеличении его количества. Значительная трансформация произошла через 60 мин кавитации (рисунок 4.31в). Полное фазовое превращение происходит в течение 60-90 мин кавитации, что относится к инкубационному периоду кавитационного испытания этого покрытия. После этого периода кавитации не наблюдается никаких эффективных изменений мартенсита (рисунок 4.31г). Наплавленный слой E308L-17 имеет большую кавитационную стойкость, чем сталь AISI 316, несмотря на несколько меньшую твердость  $250 \pm 6 \text{ HV}_{0,3}$  по сравнению с  $271 \pm 9 \text{ HV}_{0,3}$  (измеренная после шлифовки поверхности образца). Это связано с мартенситным фазовым превращением, происходящим в поверхностном слое E308L-17 в процессе кавитации.

Как следствие, E308L-17 отличается более высокой способности к упрочнению при микроударном воздействии и соответственно большему уровню сжимающих напряжений в рабочей поверхности этой стали вследствие образования более прочных дисперсных кристаллов  $\alpha$ -мартенсита с большим удельным объёмом [84]. Эти структурные факторы обуславливают более высокую усталостную прочность и сопротивление кавитационному разрушению E308L-17 по сравнению с сталью AISI 316L.

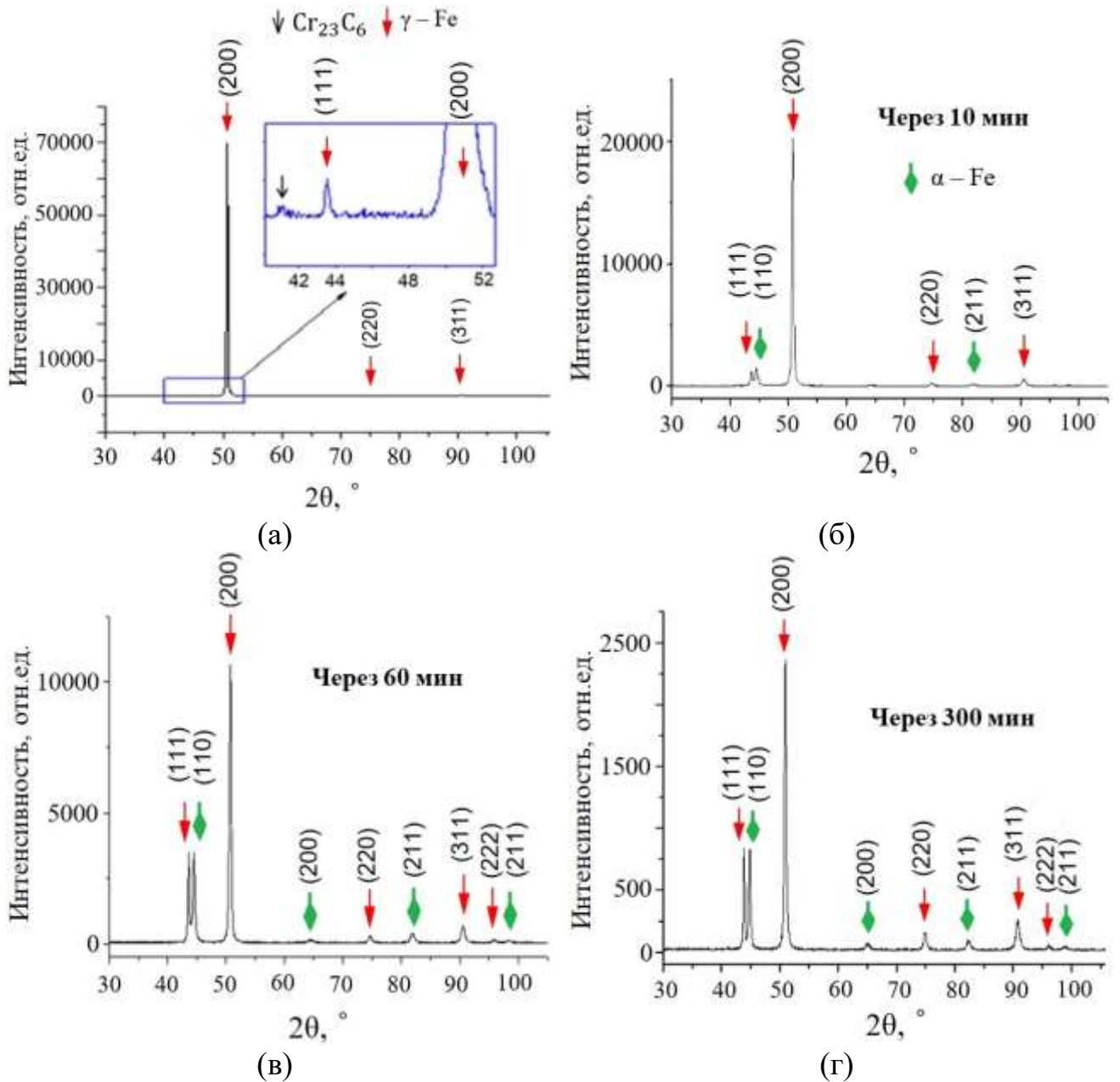
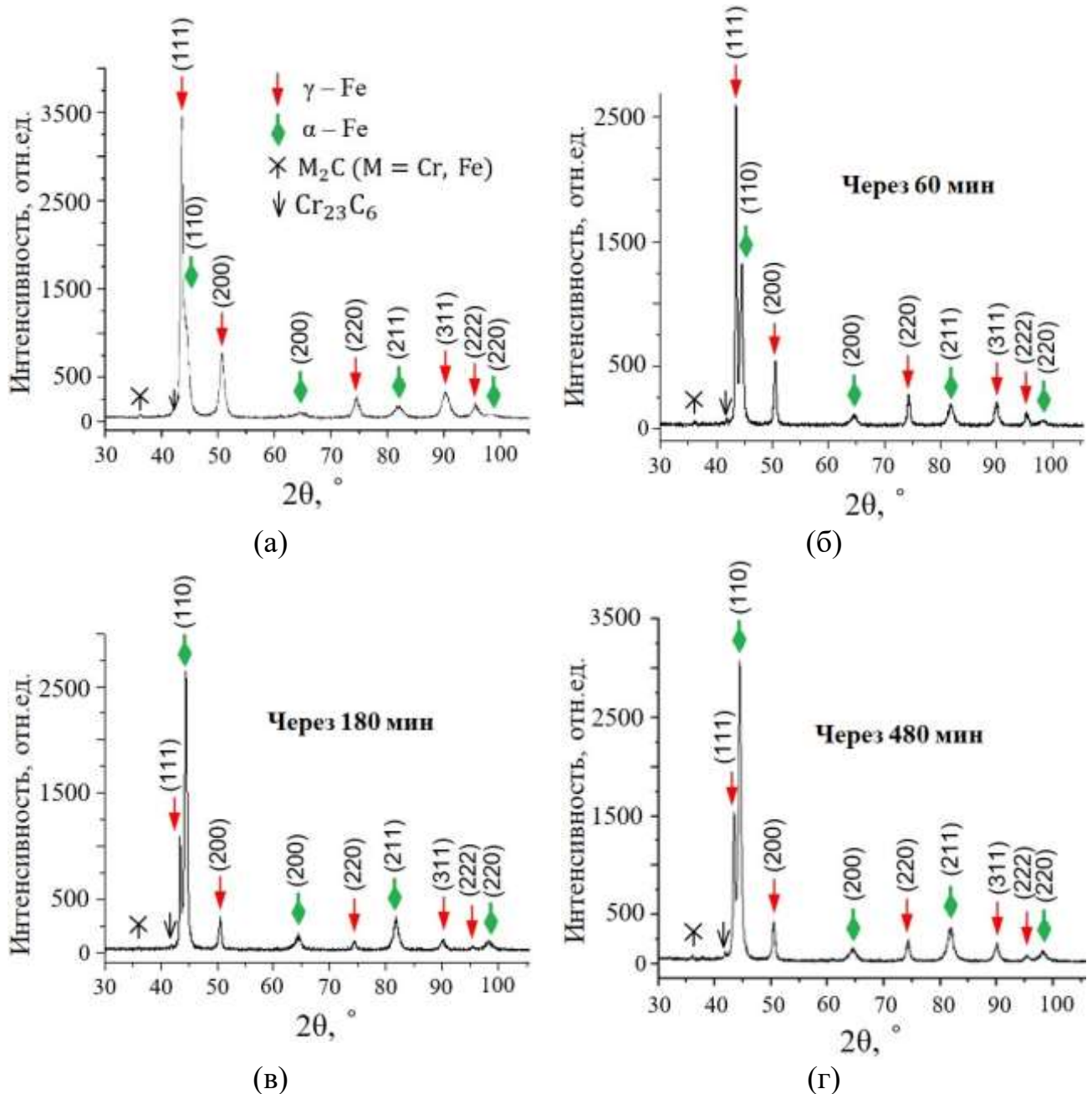


Рисунок 4.31 – Рентгеновские дифрактограммы наплавленного слоя E308L-17 до и после 10, 60, и 300 мин кавитационного воздействия

Наименее стабильный аустенит присутствует в покрытии ППМ-6 (TIG). Сравнение результатов рентгенофазового анализа до и после 480 мин кавитационного воздействия (рисунок 4.32а, г) показало, что если в исходном состоянии образец имел преимущественно аустенитную структуру (67,5% аустенита и 29,5% мартенсита охлаждения и небольшое количество карбидов ( $\text{M}_2\text{C} + \text{M}_{23}\text{C}_6$ )  $\sim 3\%$ ), то в процессе кавитационного воздействия большая часть аустенита при микроударном нагружении на рабочей поверхности превратилась в мартенсит

(в сумме количество мартенсита охлаждения и мартенсита деформации составило 73%, при сохранении 23% остаточного аустенита), что способствовало увеличению величины упрочнения рабочей поверхности образцов.



По мере увеличения времени кавитационного воздействия до 60 и 180 минут общее количество мартенсита нарастает до 47 и 72 % соответственно (рисунок 4.32б, в), а при дальнейшем возрастании времени до 480 минут стабилизируется на этом уровне. Вероятной причиной является то, что остаточный аустенит перешел в стабильное состояние и дальнейшее  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение энергетически маловероятно [185].

Такие структурные превращения могут улучшить свойства поверхности [186] и повысить твердость [187]. Образование дисперсных кристаллов мартенсита деформации размером 1-2  $\mu\text{м}$  по ширине и длине сопровождается микро-ТРИП-эффектом. В процессе микроударного нагружения при кавитации происходит  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение по сдвиговому механизму, что стимулирует релаксацию микронапряжений в момент превращения. Этот эффект вносит вклад в увеличение работоспособности покрытия до образования микротрещин. В результате образования прочных кристаллов мартенсита и их последующего наклепа они экранирует поверхность образца от образования микропор, что увеличивает кавитационную стойкость образца [182]. Park и др. [86] сообщают, что увеличение объемной доли превращенного  $\alpha'$  – мартенсита в процессе кавитации приводит к увеличению стойкости против кавитационной эрозии аустенитной стали.

На рисунке 4.33 представлено развитие образования  $\alpha'$ -мартенсита всех материалов AISI 316L, E308L-17, ППМ-6 (TIG) при кавитационном воздействии.

Микротвердость лучшего стойкого материала изучалась только до и в процессе кавитационного воздействия, и ее измеряли на рабочей поверхности образца. Кроме того, определялась микротвердость по поперечному сечению образца. Образцы ППМ-6 (TIG) в исходном наплавленном состоянии поверхности перед испытанием имеют высокую микротвердость  $612 \pm 50 \text{ HV}_{0,2}$ , что обусловлено присутствием значительного количества углеродистого мартенсита охлаждения в структуре. Значения микротвердости характеризуются отклонением от средней величины в пределах 8%, что указывает на неравномерное распределение структурных составляющих. Под действием кавитационного воздействия микротвердость рабочей поверхности образцов существенно возросла на величину

около 40% - до величины  $870 \pm 150 \text{ HV}_{0,2}$  после кавитационных испытаний, что дает основание утверждать, что основой причиной упрочнения поверхности является образование мартенсита в микрообъемах рабочей поверхности при микроударном кавитационном нагружении и наклепа присутствующих фаз.

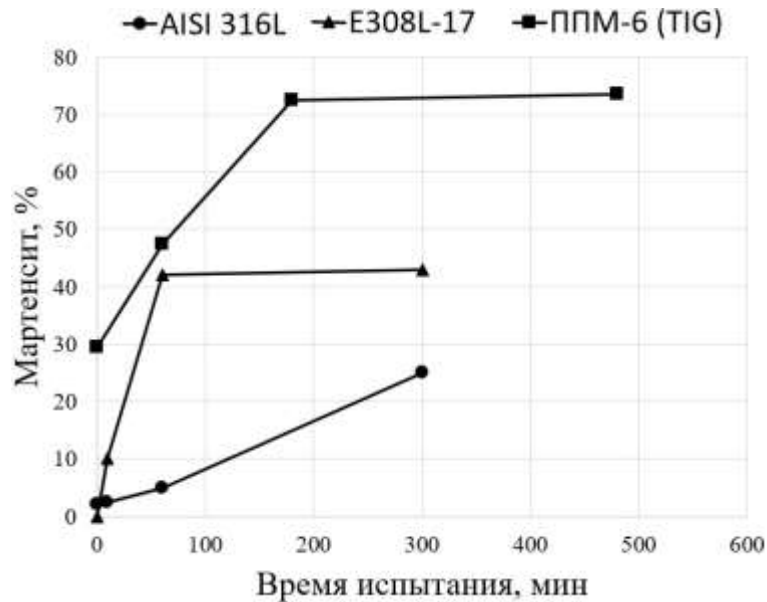


Рисунок 4.33 – Объем трансформированного  $\alpha'$ -мартенсита при кавитационных испытаниях

Несмотря на то, что количество  $\alpha'$ -мартенсита не увеличивается после 180 мин кавитационных испытаний покрытия ППМ-6 (TIG) (рисунок 4.33), твердость рабочей поверхности продолжает прогрессивно возрастать вплоть до максимального времени испытания 420 минут – от 718 HV после 180 минуткой выдержки до 870 HV (рисунок 4.34). Это говорит о том, что при дальнейшем кавитационном воздействии после насыщения интенсивности  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения в покрытии ППМ-6 (TIG) на рабочей поверхности упрочнения происходит за счет наклепа ранее образовавшихся дисперсных кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита. Рост микротвердости сопровождается увеличением диапазона разброса ее значений, что указывает на неравномерность способности к наклепу структурных составляющих.

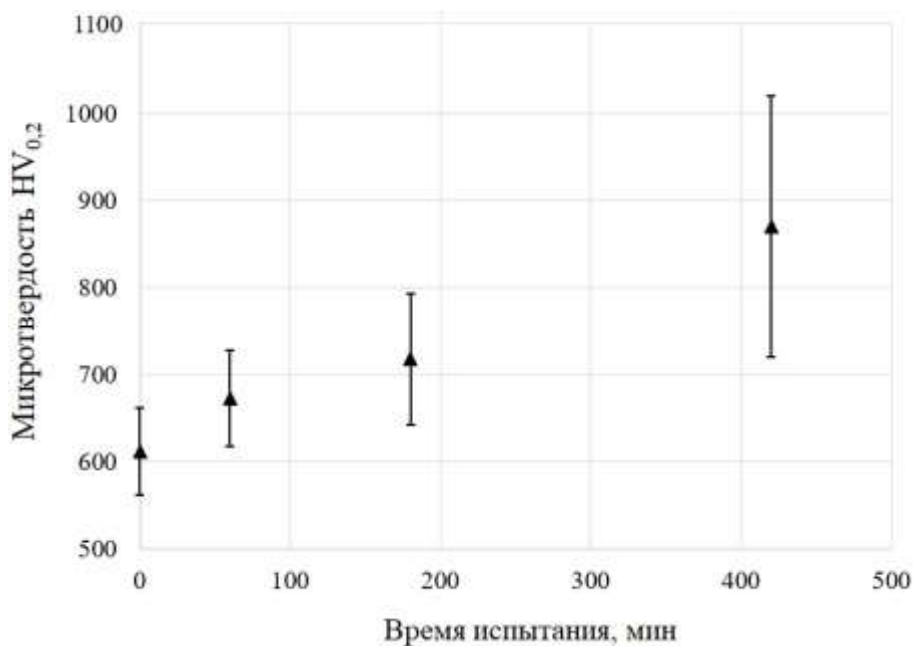


Рисунок 4.34 – микротвердость  $HV_{0,2}$  рабочей поверхности образца ППМ-6 (TIG) при различной продолжительности кавитации

Основываясь на сравнении предыдущих структурных анализов и измерений твердости, можно сделать вывод, что механизмы поверхностного упрочнения изменились в процессе кавитации. До 180 мин основной причиной увеличения твердости поверхности (с  $612 \pm 50 HV_{0,2}$  до  $718 \pm 75 HV_{0,2}$ ) было  $\gamma \rightarrow \alpha'$  фазовое превращение, выявленное методом рентгенофазового анализа. В течение периода 180-420 мин твердость дополнительно повысилась до  $870 \pm 150 HV_{0,2}$ , хотя количество  $\alpha'$ -мартенсита не увеличилось. Это может быть связано с увеличением твердости за счет наклепа ранее образовавшихся дисперсных кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита.

Сообщалось, что упрочнение поверхности, подверженной внешним нагрузкам, связано с мартенситным фазовым превращением [68, 69]. Причина, по которой увеличение твердости при кавитации объясняется, согласно Santa и др. [3], деформационным упрочнением, вызванным накоплением пластической деформации под поверхностью образца.

Также на рисунке 4.35 представлены результаты измерения микротвердости по поперечному сечению образца наплавки ППМ-6 (TIG) в исходном состоянии (до

кавитации). График распределения микротвердости по глубине поперечного сечения образца, из которого следует, что микротвердость постепенно уменьшается от поверхности наплавки к её основанию (основному металлу), от 870 до 200  $HV_{0,05}$  отражает изменение микроструктуры, соответствующей мартенситу на поверхности (в среднем 750) и до 2 мм глубины (верхний слой), низко отпускаемому мартенситу бейнито-мартенситу (в среднем 550) во втором слое (2 – 4 мм) и сорбиту (в среднем 350) – в третьем слое (4 – 6 мм), в котором наибольший процент плавления происходит между основным металлом и наплавленным материалом. Такое распределение с постепенно понижающейся микротвердостью, по-видимому, является следствием частичного отпуска наплавленного мартенсита первого слоя при наложении на него 2-го и 3-го слоя, тем более высокого по мере повышения высоты слоя наплавки. Таким образом, по распределению микротвердости рекомендуется нанести не менее три слоя металла для поддержания однородных пределов твердости в верхнем слое.

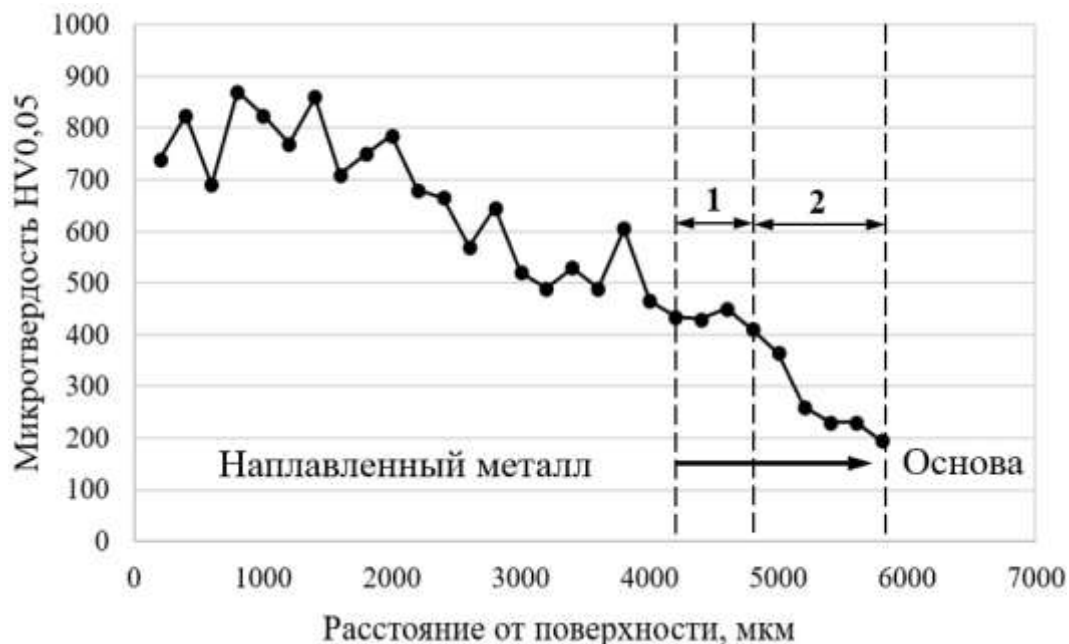


Рисунок 4.35 – Изменения микротвердости по глубине ППМ-6 (TIG) наплавленного слоя (1 – зона сплавления, 2 – зона термического влияния)



#### 4.7 Выводы по главе 4

1. Разработанный лабораторный комплекс и методика позволяют проводить испытания на кавитационную стойкость как однородных материалов, так и покрытий, полученных различными способами (наплавкой, дуговой металлизацией и сверхзвуковым газозвушным напылением).

2. Среди всех исследованных материалов наилучшую кавитационную стойкость показало покрытие, полученное наплавкой (TIG) из порошковой проволоки ППМ-6, его стойкость примерно в 11 раз выше в сравнении с основным металлом, сталь AISI 316L и в 5 раз выше в сравнении с E308L-17 (базовый материал для наплавки крыльчаток) и на порядок выше в сравнении с другими покрытиями. При этом отмечено, что значения абразивной и кавитационной стойкости покрытий коррелируют, хотя различия в абразивной стойкости не такие резкие.

3. Превращение метастабильного аустенита в мартенсит  $\gamma \rightarrow \alpha'$  в процессе кавитационного воздействия является основной причиной повышения кавитационной стойкости ППМ-6 покрытия, что приводит к увеличению твердости на ~ 40% - от 612 HV в исходном состоянии до величины 870 HV после 420 мин кавитационного воздействия, Это дает основание утверждать, что основной причиной упрочнения поверхности является образование мартенсита в микрообъемах рабочей поверхности при микроударном кавитационном нагружении.

4. Наличие пор в структуре покрытия WC-CoCr (0,8 %) явилось основной причиной, способствовавшей снижению стойкости покрытия против кавитации по сравнению с WC-CrC-Ni покрытием, которое имеет структуру с минимальным процентом пор (0,1 %), несмотря на то, что микротвердость покрытия WC-CoCr ( $950 \pm 60$  HV<sub>0,5</sub>) выше, чем у покрытий WC-CrC-Ni ( $850 \pm 90$  HV<sub>0,5</sub>). Более того, мелкозернистая структура покрытия WC-CrC-Ni (размер частиц карбида не более 3,4 мкм) является одной из причин повышения стойкости против кавитации по сравнению с более грубым покрытием WC-CoCr (размер частиц WC до 4,7 мкм).

5. Наименьшую стойкость против кавитационному воздействию имеют покрытия, нанесенные методом ДМ из-за высокой пористости и слабого контакта покрытия с подложками.

6. Изучение топографии поверхности позволяет оценить максимальную возникающую деформацию (глубину кратера), поскольку после кавитационного воздействия на поверхности образца ППМ-6 она составляла около 5 мкм или меньше, а для других покрытий составляла 3-5 раз выше, так что изменение шероховатости поверхности может усиливать кавитационный износ за счет создания дополнительных точек турбулентности потока у поверхности детали, поскольку, отмечено, что в процессе кавитации существует корреляция между увеличением скорости эрозии с шероховатостью поверхности.

## Глава 5 Применение результатов исследования

Полученные результаты исследований использованы применительно к изношенным крыльчаткам высокопроизводительного водяного насоса на электростанции Доры в Багдаде, Ирак. На рисунке 5.1 показан один из этих насосов, который используется на электростанции в период технического обслуживания. Крыльчатка насоса, показана на рисунке, изготовлена из нержавеющей стали AISI 316L с химическим составом, представленным в таблице повреждения из-за кавитационного воздействия на поверхности лопаток крыльчатки.

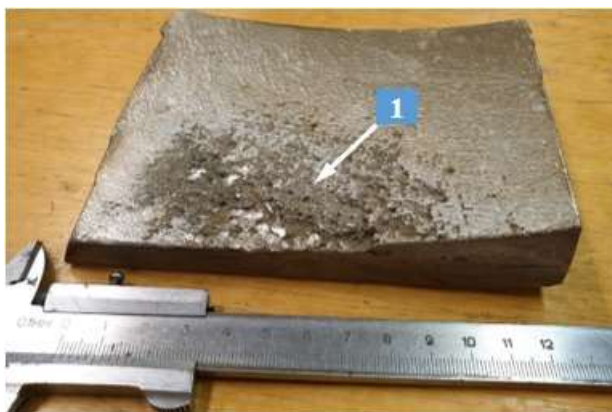
Таблица 5.1 – Химический состав крыльчатки насоса (мас. %)

C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Mo	другие	Fe
0,044	18,33	10,36	1,27	0,90	0,026	0,0043	2,17	0,62	66,3

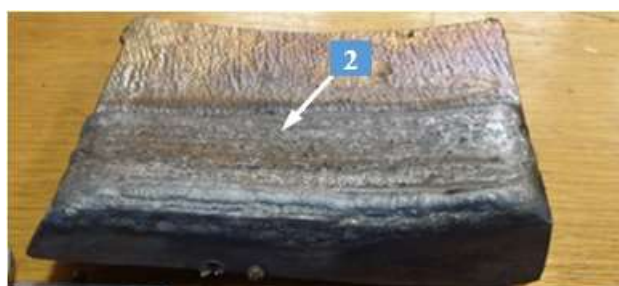
В настоящее время ремонт этого кавитационного повреждения на электростанции осуществляется методом наплавкой путем ручной дуговой сваркой присадочного металла E308L-17\* (таблица 5.2) на изношенные места лопаток крыльчатки. Для исследования была вырезана изношенная часть лопасти крыльчатки (рисунок 5.2а), и на нее нанесен материал ППМ-6 методом TIG (рисунок 5.2б). Наплавку проводили при токе 140-160 А, напряжении 12 В и скорости подачи аргона 12-15 л/мин. Кроме того, для сравнения, сварочный присадочный металл E308L-17\* был нанесен на другую часть лопасти крыльчатки (рисунок 5.2в) по принятой на предприятии технологии (методом РДС, напряжение 25 В, ток 65-75 А). Части крыльчаток с наплавленными слоями были разрезаны на несколько образцов (размером около 25х30 мм<sup>2</sup>) для исследований (рисунок 5.2г, д).



Рисунок 5.1 – Высокопроизводительный водяной насос в период технического обслуживания на электростанции Доры в Багдаде, Ирак



(a)



(б)



(г)



(в)



(д)

Рисунок 5.2 – Нанесение материалов покрытия E308L-17\* и ППМ-6 на изношенные места лопатки крыльчатки высокопроизводительного водяного насоса и подготовка образцов для проведения кавитационных испытаний: (а) – изношенная часть крыльчатки (обозначение 1 – износ от кавитации); (б) – нанесение материала ППМ-6 методом TIG (обозначение 2 – наплавленный слой); (в) – нанесение материала E308L-17\* методом РДС (обозначение 3 – наплавленный слой); (г) – образцы с наплавленными слоями из ППМ-6, полученные электроэрозионной резкой; (д) – образцы с наплавленными слоями из E308L-17\*, полученные распиловкой.

Для оценки стойкости против кавитационной эрозии наплавленных слоев, приготовленных на электростанции из E308L-17\* (РДС) и ППМ-6 (TIG), были проведены кавитационные испытания с использованием водопроводной воды. Присадочный металл E308L-17\*, используемый на электростанции для ремонта изношенных крыльчаток, имеет несколько иной химический состав по сравнению с наплавленным слоем (E308L-17), используемым в диссертационной работе. В таблице 5.2 представлены химический состав поверхности слоев E308L-17 и

Таблица 5.2 – Химический состав наплавленных слоев E308L-17\* и E308L-17 (wt. %)

Покрытие	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Nb	Fe
E308L-17*	0,06	17,77	10,00	0,91	0,61	0,036	0,012	0,046	ост
E308L-17	0,07	16,50	8,16	0,62	0,46	0,03	0,01	0,017	ост

На рисунке 5.3 представлена суммарная потеря массы исследуемых образцов после 300 мин кавитационного воздействия.

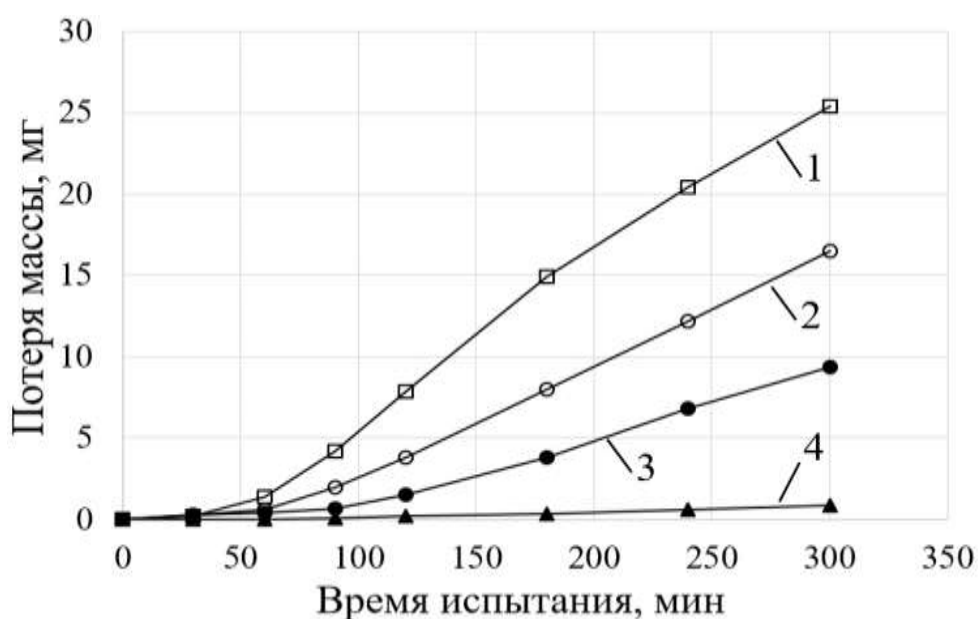


Рисунок 5.3 – Стойкость наплавленных слоев против кавитационной эрозии с использованием водопроводной воды, 300 мин испытания: 1 – сталь AISI 316L, 2 – E308L-17\* (РДС), 3 – E308L-17 (РДС), 4 – ППМ-6 (TIG)

Видно, что наплавленный слой, полученный из ППМ-6 (TIG), демонстрирует превосходную стойкость против кавитации и превышает в 10, 16, и 25 раз стойкость покрытий AISI 316L, E308L-17 и E308L-17\*, соответственно. Различие в кавитационной стойкости покрытий E308L-17 и E308L-17\* в основном связана с наличием неодинакового мас. % содержания элемента Ni (таблица 2), поскольку высокое содержание Ni приводит к повышению стабильности стали и снижает количество  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение.

На основании проведенных в работе исследований разработаны рекомендации по TIG-наплавке крыльчаток с применением проволоки ППМ-6, см. приложение А. Акт о применении результатов исследований приведен в приложении Б.



## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработаны оригинальный лабораторный комплекс и методика испытаний на кавитационную стойкость, которые позволяют проводить испытания как однородных материалов, так и покрытий, полученных методами наплавки и газотермического напыления.

2. Установлено, что наплавленный металл из метастабильной аустенитной стали 60X8ТЮ (исходный материал – порошковая проволока ППМ-6) под действием кавитации подвержен интенсивному деформационному мартенситному превращению ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ) в процессе кавитационного воздействия, аналогичному для сталей с метастабильным аустенитом при других видах внешних нагрузений высокого уровня (29,5% мартенсита охлаждения в исходном состоянии, суммарно 73,5% мартенсита охлаждения и мартенсита деформации после кавитационного испытания).

3. Установлена сильная корреляция между деформационным мартенситным превращением и свойствами покрытия после кавитации. Для наплавленного слоя из ППМ-6 после 480 мин кавитационного воздействия твердость увеличилась на ~ 40% при сохранении высокой стойкости против выкрашивания.

4. Наплавленное покрытие ППМ-6 показало повышенную стойкость против кавитационной эрозии по сравнению с образцами из аустенитных сталей E308L-17 и AISI 316L (в 4 и 10 раз выше, соответственно). Это объясняется значительно более развитым деформационным мартенситным превращением ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ), когда у ППМ-6 количество мартенсита после кавитационного воздействия увеличилось до 72,5 %, а у E308L-17 и AISI 316L до 40 и 25 %, соответственно.

5. Стойкость против кавитации покрытия, полученного из порошковой проволоки ППМ-6 наплавкой TIG, выше в 20 раз в сравнении с газотермическими покрытиями WC-CoCr, WC-CrC-Ni, и NiCrBSi, хотя его твердость ниже на 100-300 HV. Показано, что такое различие в стойкости обусловлено рядом факторов: превращением метастабильного аустенита в мартенсит деформации ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ) в процессе кавитационного воздействия у ППМ-6; изменением механизма изнашивания (выкрашивание у газотермических покрытий и износ в границах



зерен у ППМ-6); сильной зависимости кавитационной стойкости от пористости покрытия.

6. Топография поверхности может служить критерием оценки стойкости против кавитационной эрозии. В частности, показано, что максимальная глубина впадин на поверхности образца ППМ-6 (TIG) <5 мкм после 300 мин испытаний, а для других образцов, где износ выше на порядок, была примерно в 3-5 раз выше.

7. Разработаны технологические рекомендации по упрочнению типовых крыльчаток водяного насоса для перекачки воды в системе охлаждения различных агрегатов, подверженных кавитационной эрозии, применительно к типовой электростанции Дора (Багдад, Ирак) наплавкой порошковой проволокой ППМ-6.

### **Перспективы дальнейшей разработки темы исследования**

Результаты работы показали необходимость дальнейшей разработки темы исследования по следующим направлениям:

- анализ влияния совместных эрозии и электрохимических эффектов на кавитационную стойкость типовых материалов, используемых для защиты поверхности деталей;

- изучение изменений в кавитационном воздействии на поверхность материала при добавлении в испытательную среду абразивных частиц.

### Список сокращений и условных обозначений

HV – Твёрдость по Виккерсу

HVAF – высокоскоростное (сверхзвуковое) газоздушное напыление

HVOF – высокоскоростное (сверхзвуковое) газопламенное напыление

TIG – дуговая сварка неплавящимся электродом в аргоне

РДС – ручная дуговая сварка

ДМ – дуговая металлизация

MCA – метастабильный аустенит

SS – нержавеющая сталь

DSS – дуплексная нержавеющая сталь

MIG – дуговая сварка плавящимся металлическим электродом (проволокой) в среде инертного газа

ASTM G32-10 – Стандартный метод испытаний для кавитационной эрозии с использованием вибрационного аппарата

ASTM G32-134 – Стандартный метод испытаний на эрозию твердых материалов кавитационной струей жидкости

$\alpha$  – мартенсит охлаждения в исходном состоянии

$\alpha'$  – мартенсит деформации при кавитации

$\gamma \rightarrow \alpha'$  – мартенситное превращение (превращение аустенита в деформационный мартенсит в процессе кавитационного воздействия)

ППМ-6 – порошковая проволока вида 60X8ТЮ

SEM – сканирующий электронный микроскоп

EDS – энергодисперсионный микрорентгеноспектральный анализ

XRD – рентгеновский дифракционный анализ

Ra – среднее арифметическое отклонение оцениваемого профиля шероховатости поверхности

Rt – максимальная высота профиля шероховатости поверхности

pH – водородный показатель

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение и кавитационностойкие сплавы / И.Н. Богачев. – М: Металлургия, 1972. – 192 с.
2. Dular M. Observations of cavitation erosion pit formation / M. Dular, O.C. Delgosa, M. Petkovšek // *Ultrasonics Sonochemistry*. 2013. – Vol. 20. – P. 1113-1120.
3. Santa J.F. Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings / J.F. Santa, J.A. Blanco, J.E. Giraldo, et al. // *Wear*. 2011. – Vol. 271. – P. 1445-1453.
4. Ariely S. Erosion corrosion of pump impeller of cyclic cooling water system / S. Ariely, A. Khentov // *Engineering Failure Analysis*. 2006. – Vol. 13. – P. 925-932.
5. Линдеров М.Л. Влияние кавитации на деструкцию поверхности конструкционных сталей / М.Л. Линдеров // XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых-металлоvedов. – Екатеринбург, 2010. – С. 166-168.
6. Blake J.R. Transient cavities near boundaries. Part 1. Rigid boundary / J.R. Blake, B.B. Taib, G. Doherty // *Journal of Fluid Mechanics*. 1986. – Vol. 170. – P. 479-497.
7. Escaler X. Detection of cavitation in hydraulic turbines / X. Escaler, E. Egusquiza, M. Farhat, et al. // *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2006. – Vol. 20. – No. 4. – P. 983-1007.
8. Franc J.-P. *Fundamentals of Cavitation* / J.-P. Franc, J.-M. Michel // Dordrecht: – Kluwer Academic Publishers. – 2004.
9. Arndt R.E.A. *Cavitation in Fluid Machinery and Hydraulic Structures* / R.E.A. Arndt // *Annual Review of Fluid Mechanics*. 1981. – Vol. 13. – P. 273-328.
10. Rayleigh L. On the pressure developed in a liquid during the collapse of a spherical cavity / L. Rayleigh // *Philosophical Magazine*. 1917. – Vol. 34. – P. 94-98.
11. Hickling R. Collapse and Rebound of a Spherical Bubble in Water / R. Hickling, M. S. Plesset // *Physics of Fluids*. 1964. – Vol. 7. – No. 1. – P. 7-14.

12. Fujikawa S. Effects of the non-equilibrium condensation of vapour on the pressure wave produced by the collapse of a bubble in a liquid / S. Fujikawa, T. Akamatsu // *Journal of Fluid Mechanics*. 1980. – Vol. 97. – No. 3. – P. 481-512.
13. Philipp A. Cavitation erosion by single laser-produced bubbles / A. Philipp, W. Lauterborn // *Journal of Fluid Mechanics*. 1998. – Vol. 361. – P. 75-116.
14. Brujan E.A. Shock wave emission from a cloud of bubbles / E.A. Brujan, T. Ikeda, Y. Matsumoto // *Soft Matter*. 2012. – Vol. 8. – P. 5777-5783.
15. Jones I.R. An Experimental Study of the Forces Generated by the Collapse of Transient Cavities in Water / I.R. Jones, D.N. Edwards // *Journal of Fluid Mechanics*. 1960. – Vol. 7. – P. 596-609.
16. Brujan E.A. On the pressure of cavitation bubbles / E.A. Brujan, T. Ikeda, Y. Matsumoto // *Experimental Thermal and Fluid Science*. 2008. – Vol. 32. – P. 1188-1191.
17. Benjamin T.B. The collapse of cavitation bubbles and the pressures thereby produced against solid boundaries / T.B. Benjamin, A.T. Ellis // *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*. 1966. – Vol. 260. – P. 221-240.
18. Vogel A. Optical and acoustic investigations of the dynamics of laser-produced cavitation bubbles near a solid boundary / A. Vogel, W. Lauterborn, R. Timm // *Journal of Fluid Mechanics*. 1989. – Vol. 206. – P. 299-338.
19. Plesset M.S. Collapse of an initially spherical Vapor Cavity in the Neighborhood of a solid Boundary / M.S. Plesset, R.B. Chapman // *Journal of Fluid Mechanics*. 1971. – Vol. 47. – P. 283-290.
20. Lauterborn W. Experimental investigation of cavitation bubble collapse in the neighborhood of a solid boundary / W. Lauterborn, H. Bolle // *Journal of Fluid Mechanics*. 1975. – Vol. 72. – P. 391-399.
21. Dular M. Relationship between cavitation structures and cavitation damage / M. Dular, B. Bachert, B. Stoffel, et al. // *Wear*. 2004. – Vol. 257. – P. 1176-11841.
22. Naude C.F. On the Mechanism of Cavitation Damage by Nonhemispherical Cavities Collapsing in Contact with a Solid Boundary / C.F. Naude, A.T. Ellis // *Transactions ASME, Journal of Basic Engineering*. 1961. – Vol. 83. – P. 648–656.

23. Plesset M.S. Effect of exposure time on cavitation damage / M.S. Plesset, R.E. Devine, Transactions ASME, Journal of Basic Engineering. 1966. – Vol. 88. – No. 4. – P. 691-703.
24. Pöhl F. Evaluation of cavitation-induced pressure loads applied to material surfaces by finite-element-assisted pit analysis and numerical investigation of the elasto-plastic deformation of metallic materials / F. Pöhl, S. Mottyll, R. Skoda, et al. // Wear. 2015. – Vol. 330-331. – P. 618-628.
25. Iwai Y. A study of cavitation bubble collapse pressures erosion part 2: estimation of erosion from the distribution of bubble collapse pressures / Y. Iwai, T. Okada, S. Tanaka // Wear. 1989. – Vol. 133. – P. 233-243.
26. Ahmed S.M. Fatigue failure of SUS 304 caused by vibratory cavitation erosion / S.M. Ahmed, K. Hokkirigawa, R. Oba // Wear. 1994. – Vol. 177. – P. 129-137.
27. Hattori S. Cavitation Erosion Resistance of Stellite Alloy Weld Overlays / S. Hattori, N. Mikami // Wear. 2009. – Vol. 267. – No. 11. – P. 1954-1960.
28. Basumatary J. Synergistic effects of cavitation erosion and corrosion for nickel aluminium bronze with oxide film in 3.5% NaCl solution / J. Basumatary, R.J.K. Wood // Wear. 2017. – Vol. 376-377. – P. 1286-1297.
29. Kwok C.T. Synergistic effect of cavitation erosion and corrosion of various engineering alloys in 3.5% NaCl solution / C.T. Kwok, F.T. Cheng, H.C. Man // Materials Science and Engineering. 2000. – Vol. A 290. – P. 145-154.
30. Souza V.A.D. Corrosion and synergy in a WC Co Cr HVOF thermal spray coating— understanding their role in erosion–corrosion degradation / V.A.D. Souza, A. Neville // Wear. 2005. – Vol. 259. – P. 171-180.
31. Guo H.X. Interaction of mechanical and electrochemical factors in erosion–corrosion of carbon steel / H.X. Guo, B.T. Lu, J.L. Luo // Electrochimica Acta. 2005. – Vol. 51. – P. 315-323.
32. Wang Q. Cavitation and Sand Slurry Erosion Resistances of WC-10Co-4Cr Coatings / Q. Wang, Z. Tang, L. Cha // Journal of Materials Engineering and Performance. 2015. – Vol. 24. – P. 2435-2443.

33. Wu Y. Microstructure and Cavitation Erosion Behavior of WC–Co–Cr Coating on 1Cr18Ni9Ti Stainless Steel by HVOF Thermal Spraying / Y. Wu, S. Hong, J. Zhang, et al. // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2012. – Vol. 32. – P. 21-26.
34. Toma D. Wear and Corrosion Behaviour of Thermally Sprayed Cermet Coatings / D. Toma, W. Brandl, G. Marginean // *Surface and Coatings Technology*. 2001. – Vol. 138. – Iss. 2-3. – P. 149-158.
35. Berger L.-M. Binary WC– and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>–Containing Hardmetal Compositions for Thermally Sprayed Coatings / L.-M. Berger // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. – Vol. 118. – P. 1–8.
36. Ding Z-X. Resistance of cavitation erosion of multimodal WC-12Co coatings sprayed by HVOF / Z-X Ding, W. Chen, Q. Wang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. – Vol. 21. – Iss. 10. – P. 2231- 2236.
37. Hong S. Synergistic effect of ultrasonic cavitation erosion and corrosion of WC–CoCr and FeCrSiBMn coatings prepared by HVOF spraying / S. Hong, Y. Wu, J. Zhang, et al. // *Ultrasonics Sonochemistry*. 2016. – Vol. – 31. – P. 563-569.
38. Souza V.A.D. Linking Electrochemical Corrosion Behaviour and Corrosion Mechanisms of Thermal Spray Cermet Coatings (WC-CrNi and WC/CrC-CoCr) / V.A.D. Souza, A. Neville // *Materials Science and Engineering*. 2003. – Vol. A352. – Iss. 1-2. – P. 202-211.
39. Espallargas N. Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>–NiCr and WC–Ni Thermal Spray Coatings as Alternatives to Hard Chromium for Erosion–Corrosion Resistance / N. Espallargas, J. Berget, J.M. Guilemany, et al. // *Surface Coatings Technology*. 2008. – Vol. 202. – P. 1405-1417.
40. Hong S. Ultrasonic cavitation erosion of high-velocity oxygen-fuel (HVOF) sprayed near-nanostructured WC–10Co–4Cr coating in NaCl solution / S. Hong, Y. Wu, J. Zhang, et al. // *Ultrasonics Sonochemistry*. 2015. – Vol. 26. – P. 87-92.
41. Ding X. Structure of Micro-nano WC-10Co4Cr Coating and Cavitation Erosion Resistance in NaCl Solution / X. Ding, X.-D. Cheng, C.-Q. Yuan, et al. // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2017. – Vol. 30. – P. 1239-1247.

42. Коробов Ю.С. Сопротивление эрозионно-коррозионному кавитационному воздействию WC–CoCr- и WC–NiCr-покрытий, полученных методом HVOF / Ю.С. Коробов, Х.Л. Алван, М. Барбоза, и др. // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 20–27.
43. Berger L.-M. Application of Hardmetals as Thermal Spray Coatings / L.-M. Berger // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2015. – Vol. 49. – P. 350-364.
44. Yuping W. Cavitation erosion characteristics of a Fe–Cr–Si–B–Mn coating fabricated by high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal spray / W. Yuping, L. Pinghua, C. Chenglin, et al. // Materials Letters. 2007. – Vol. 61. – P. 1867-1872.
45. Hou G. Cavitation erosion of several oxy-fuel sprayed coatings tested in deionized water and artificial seawater / G. Hou, X. Zhao, H. Zhou, et al. // Wear. 2014. – Vol. 311. –P. 81-92.
46. Kumar R.K. Effect of Spray Particle Velocity on Cavitation Erosion Resistance Characteristics of HVOF and HVOF Processed 86WC-10Co4Cr Hydro Turbine Coatings / R.K. Kumar, M. Kamaraj, S. Seetharamu, et al. // Journal of Thermal Spray Technology. 2016. – Vol. 25. – P. 1217-1230.
47. Alwan H.L. Study of cavitation erosion–corrosion resistance of thermally sprayed Ni–based coatings prepared by HVOF process / H.L. Alwan, Yu.S. Korobov, N.N. Soboleva, et al. // Solid State phenomena. 2020. – Vol. 299. – P. 893-901.
48. Sreedhar B.K. Improving cavitation erosion resistance of austenitic stainless steel in liquid sodium by hardfacing – comparison of Ni and Co based deposits / B.K. Sreedhar, S.K. Albert, A.B. Pandit // Wear. 2015. – Vol. 342-343. – p. 92-99.
49. Kwok C.T. Cavitation erosion–corrosion behaviour of laser surface alloyed AISI 1050 mild steel using NiCrSiB / C.T. Kwok, H.C. Man, F.T. Cheng // Materials Science and Engineering A. 2001. – Vol. 303. – Iss. 1-2. – P. 250-261.
50. Hu H.X. Comparison of Inconel 625 and Inconel 600 in resistance to cavitation erosion and jet impingement erosion / H.X. Hu, Y.G. Zheng, C.P. Qin // Nuclear Engineering and Design. 2010. – Vol. 240. – P. 2721-2730.

51. Zhang S. Cavitation erosion and erosion-corrosion resistance of austenitic stainless steel by plasma transferred arc welding / S. Zhang, S. Wang, C.L. Wu // *Engineering Failure Analysis*. 2017. – Vol. 76. – P. 115-124.
52. Bolelli G. Tribological behavior of HVOF- and HVAF-sprayed composite coatings based on Fe-Alloy + WC–12% Co / G. Bolelli, T. Börner, A. Milanti, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2014. – Vol. 248. – P. 104-112.
53. Фурман И.Е. Совершенствование составов и способов литья кобальтовых стеллитов / И.Е. Фурман. – диссертация, кандидат технических наук, Екатеринбург, 2007, 148 с.
54. Romo S.A. Cavitation and high-velocity slurry erosion resistance of welded Stellite 6 alloy / S.A. Romo, J.F. Santa, J.E. Giraldo, et al. // *Tribology International*. 2012. – Vol. 47. – P. 16-24.
55. Ocken H. Reducing the cobalt inventory in light water reactor / H. Ocken // *Nuclear Technology*. 1985. – Vol. 68. – P. 18-28.
56. Lee M.-W. Study on the cavitation erosion behavior of hardfacing alloys for nuclear power industry / M.-W. Lee, Y.-K. Kim, Y.-M. Oh, et al. // *Wear*. 2003. – Vol. 255. – P. 157-161.
57. Varghese P. Weld overlay coating of Inconel 617 M on type 316 L stainless steel by cold metal transfer process / P. Varghese, E. Vetrivendan, M.K. Dash, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2019. – Vol. 357. P. 1004-1013.
58. Selvam K. Ultrasonic Cavitation Erosion–Corrosion Behavior of Friction Stir Processed Stainless Steel / K. Selvam, P. Mandal, H.S. Grewal, et al. // *Ultrasonics Sonochemistry*. 2018. – Vol. 44. – P. 331-339.
59. Fu W.T. The Resistance to Cavitation Erosion of CrMnN Stainless Steels / W.T. Fu, Y.B. Yang, T.F. Jing, et al. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 1998. – Vol. 7. – P. 801-804.
60. Tseng K.-H. Performance of activated TIG process in austenitic stainless steel welds / K.-H. Tseng, C.-Y. Hsu // *Journal of Materials Processing Technology*. 2011. – Vol. 211. – P. 503-512.



61. Singh R. Cavitation Erosion in Hydraulic Turbine Components and Mitigation by Coatings: Current Status and Future Needs / R. Singh, S.K. Tiwari, S.K. Mishra // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2012. – Vol. 21. – P. 1539-1551.
62. Chiu K.Y. Cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel laser surface-modified with NiTi / K.Y. Chiu, F.T. Cheng, H.C. Man // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. – Vol. 392. – P. 348-358.
63. Rajani H.R.Z. Corrosion resistance improvement in Gas Tungsten Arc Welded 316L stainless steel joints through controlled preheat treatment / H.R.Z. Rajani, H. Torkamani, M. Sharbati, et al. // *Materials and Design*. 2012. – Vol. 34. – P. 51-57.
64. Boy J.H. Cavitation- and Erosion-Resistant Thermal Spray Coatings / J.H. Boy, A. Kumar, P. March, et al. // *USACERL Technical Report 97/118*. 1997.
65. Mesa D.H. Influence of cold-work on the cavitation erosion resistance and on the damage mechanisms in high-nitrogen austenitic stainless steels / D.H. Mesa, C.M. Garzón, A.P. Tschiptschin // *Wear*. 2011. – Vol. 271. – P. 1372-1377.
66. Sato K. Effects of deformation induced phase transformation and twinning on the mechanical properties of austenitic Fe–Mn–Al alloys / K. Sato, M. Ichinose, Y. Hirotsu, et al. // *ISIJ International*. 1989. – Vol. 29. – No. 10. – P. 868-877.
67. Perdahcıoglu E.S. Constitutive Modeling of Metastable Austenitic Stainless Steel / E.S. Perdahcıoglu, H.J.M. Geijselaers, J. Huetink // *International Journal of Material Forming*. 2008. – Vol. 1. – P. 97-100.
68. Korobov Yu. An Influence of Strain-Induced Nucleation of Martensitic Transformations on Tribological Properties of Sprayed and Surfaced Depositions / Yu. Korobov, V. Verkhovubov, S. Nevezhin, et al. // *International Thermal Spray Conference and Exposition ITSC, Shanghai, China*. 2016. – P. 694-699.
69. Korobov Yu. Characteristics of strain-induced martensitic transformation in welded joints with the structure of metastable austenite / Yu. Korobov, O. Pimenova, M. Filippov, et al. // *Procedia Structural Integrity*. 2019. – Vol. 14. – P. 34-43.
70. Bayerlein M. Plasticity-induced martensitic transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel / M. Bayerlein, H.-J. Christ, H. Mughrabi // *Materials Science and Engineering A*. 1989. – Vol. 114. – P. L11-L16.

71. Breedis J.F. The formation of Hcp and Bcc phases in austenitic iron alloys / J.F. Breedis, L. Kaufman // Metallurgical Transactions. 1971. – Vol. 2. – P. 2359-2371.
72. Hamada A.S. Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two Cr–Mn grade austenitic stainless steels / A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, R.D.K. Misra, et al. // Materials Science and Engineering A. 2013. – Vol. 559. – P. 336-344.
73. Olson G.B. A Mechanism for the Strain-Induced Nucleation of Martensitic Transformations / G.B. Olson, M. Cohen // Journal of Less-Common Metals. 1972. – Vol. 28. – P. 107-118.
74. Tjong S.C. TEM studies of strain-induced martensitic formation in fatigued Fe-18Mn alloy / S.C. Tjong, C.C. Hung, N.J. Ho // Journal of Materials Science. 1989. – Vol. 24. – P. 1257-1262.
75. Mangonon P.L. Structure and properties of thermal-mechanically treated 304 stainless steel / P.L. Mangonon, G. Thomas // Metallurgical Transactions. 1970. – Vol. 1. – P. 1587-1594.
76. Khan Z. Stress-Induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels: Effect on Fatigue Crack Growth Rate / Z. Khan and M. Ahmed // Journal of Materials Engineering and Performance. 1996. – Vol. 5. – P. 201-208.
77. Chanani G.R. Fatigue crack propagation in trip steels / G.R. Chanani, S.D. Antolovich, W.W. Gerberich // Metallurgical Transactions. 1972. – Vol. 3. – P. 2661-2672.
78. Hornbogen E. Martensitic transformation at a propagating crack / E. Hornbogen // Acta Metallurgica. 1978. – Vol. 26. – Iss. 1. – P. 147-152.
79. Филиппов М.А. Износостойкие стали для отливок / М.А. Филиппов, А.А. Филиппенков, Г.Н. Плотников. Екатеринбург: УГТУ-УПИ [и др.], 2009. – 358 с.
80. Коробов Ю.С. Стойкость наплавленных слоев и напыленных покрытий со структурой метастабильного аустенита против абразивного и адгезионного изнашивания / Ю.С. Коробов, М.А. Филиппов, А.В. Макаров, и др. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2015. – Т.17. № 2. – С. 224-230.

81. Малинов Л.С. Повышение абразивной износостойкости низколегированных сталей за счет получения в их структуре наряду с другими составляющими остаточного метастабильного аустенита и реализация эффекта самозакалки при нагружении / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов, Д.В. Бурова, и др. // Материаловедение. 2015. – № 2. – С. 27-30.
82. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
83. Эстрин Э.И., Лободюк В.А. Мартенситные превращения / Э.И. Эстрин, В.А. Лободюк. – М.: Litres, 2016. – 350 с.
84. Счастливец В.М. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов / В.М. Счастливец, М.А. Филиппов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. – № 1. – р. 6-9.
85. Wang Z. Effect of phase transformation on cavitation erosion resistance of some ferrous alloys / Z. Wang, J. Zhu // Materials Science and Engineering A. 2003. – Vol. 358. – P. 273-278.
86. Park M.C. Effects of strain induced martensitic transformation on the cavitation erosion resistance and incubation time of Fe–Cr–Ni–C alloys / M.C. Park, K.N. Kim, G.S. Shin, et al. // Wear. 2012. – Vol. 274-275. – P. 28-33.
87. Kim J.H. Effect of manganese on the cavitation erosion resistance of iron–chromium–carbon–silicon alloys for replacing cobalt-base Stellite / J.H. Kim, K.S. Na, G.G. Kim, et al. // Journal of Nuclear Materials. 2006. – Vol. 352. – P. 85-89.
88. Spencer K. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels / K. Spencer, J.D. Embury, K.T. Conlon // Materials Science and Engineering A. 2004. – Vol. 387-389. – P. 873-881.
89. Santos L.L. Direct correlation between martensitic transformation and incubation-acceleration transition in solution-treated AISI 304 austenitic stainless steel cavitation / L.L. Santos, R.P. Cardoso, S.F. Brunatto // Wear. 2020. – Vol. 462-463. – P. 203522.
90. Bregliozzi G. cavitation wear behaviour of austenitic stainless steels with different grain sizes / G. Bregliozzi, A. Di Schino, S.I.-U. Ahmed, et al. // Wear. 2005. – Vol. 258. – P. 503-510.

91. Кучеренко П.Н. Кавитационно-стойкая Cr-Mn-N-V сталь для высокотемпературной энергетики / П.Н. Кучеренко, Т.В. Степанова, С.Я. Шипицин // *Металл и литье Украины*. 2018. – № 11-12. – С. 62-68.
92. Xiaojun Z. Phase transformation during cavitation erosion of a Co stainless steel / Z. Xiaojun, L.A.J. Procopiak, N.C. Souza, et al. // *Materials Science and Engineering A*. 2003. – Vol. 358. – P. 199-204.
93. Lin J. Effects of post annealing on the microstructure, mechanical properties and cavitation erosion behavior of arc-sprayed FeNiCrBSiNbW coatings / J. Lin, Z. Wang, P. Lin, et al. // *Materials and Design*. 2015. – Vol. 65. – P. 1035-1040.
94. Wantang F. Resistance of a high nitrogen austenitic steel to cavitation erosion / F. Wantang, Z. Yangzeng, H. Xiaokui // *Wear*. 2001. – Vol. 249. – P. 788-791.
95. Garzon C.M. Cavitation erosion resistance of a high temperature gas nitrated duplex stainless steel in substitute ocean water / C.M. Garzon, H. Thomas, J.F. dos Santos, et al. // *Wear*. 2005. – Vol. 259. – P. 145-153.
96. Lavigne S. Cavitation erosion behavior of HVOF CaviTec coatings / S. Lavigne, F. Pougoum, S. Savoie, et al. // *Wear*. 2017. – Vol. 386–387. – P. 90-98.
97. Hart D. A review of cavitation-erosion resistant weld surfacing alloys for hydroturbines / D. Hart, D. Whale // *Eutectic Australia Pty Ltd., Sydney, Australia*. 1999.
98. Hucińska J. Cavitation erosion of copper and copper-based alloys / J. Hucińska, M. Głowack // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001. – Vol. 32. – P. 1325-1333.
99. Basumatary J. The Synergistic Effects of Cavitation Erosion–Corrosion in Ship Propeller Materials / J. Basumatary, M. Nie, R.J.K. Wood // *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*. 2015. – Vol. 12. – P. 1-12.
100. Thapliyal S. On cavitation erosion behavior of friction stir processed surface of cast nickel aluminium bronze / S. Thapliyal, D.K. Dwivedi // *Wear*. 2017. – Vol. 376. – P. 1030-1042.
101. Ahmad A. Feasibility study of low force robotic friction stir process and its effect on cavitation erosion and electrochemical corrosion for Ni-Al bronze alloys / A.

- Ahmad, H. Li, Z. Pan, et al. // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2014. – Vol. 45. – P. 2291-2298.
102. Barik R.C. Electro-mechanical interactions during erosion–corrosion / R.C. Barik, J.A. Wharton, R.J.K.Wood, et al. // *Wear*. 2009. – Vol. 267. – P. 1900-1908.
103. Wharton J.A. The corrosion of nickel–aluminium bronze in seawater / J.A. Wharton, R.C. Barik, G. Kear, et al. // *Corrosion Science*. 2005. – Vol. 47. – P. 3336-3367.
104. Zhang L.M. Correlation of microstructure with cavitation erosion behaviour of a nickel aluminum bronze in simulated seawater / L.M. Zhang, A.L. Ma, H. Yu, et al. // *Tribology International*. 2019. – Vol. 136. – P. 250-258.
105. Kim J.-H. A Study on Cavitation Erosion and Corrosion Behavior of Al-, Zn-, Cu-, and Fe-Based Coatings Prepared by Arc Spraying / J.-H. Kim, M.-H. Lee // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2010. – Vol. 19. – P. 1224-1230.
106. Matikainen V. Abrasion, Erosion and Cavitation Erosion Wear Properties of Thermally Sprayed Alumina Based Coatings / V. Matikainen, K. Niemi, H. Koivuluoto, et al. // *Coatings*. 2014. – Vol. 4. – P. 18-36.
107. Iwai Y. Effects of hard chromium plating on cavitation erosion / Y. Iwai, T. Okada, T. Fujieda // *Wear*. 1988. – Vol. – P. 189-200.
108. Pawel S.J. Assessment of cavitation–erosion resistance of 316LN stainless steel in mercury as a function of surface treatment / S.J. Pawel // *Journal of Nuclear Materials*. 2005. – Vol. 343. – P. 101-115.
109. Loa K.H. Improvement of cavitation erosion resistance of AISI 316 stainless steel by laser surface alloying using fine WC powder / K.H. Loa, F.T. Cheng, C.T. Kwok, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2003. – Vol. 165. – P. 258-267.
110. Hajiana M. Improvement in cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel by friction stir processing / M. Hajiana, A.A. zadeh, S.R. Nejad, et al. // *Applied Surface Science*. 2014. – Vol. 308. – P. 184-192.
111. Krella A.K. Cavitation erosion resistance parameter of hard CAVD coatings / A.K. Krella // *Progress in Organic Coatings*. 2011. – Vol. 70. – Iss. 4. – P. 318-325.

112. Momeni S. Composite cavitation resistant PVD coatings based on NiTi thin films / S. Momeni, W. Tillmann, M. Pohl // *Materials and Design*. 2016. – Vol. 110. – P. 830-838.
113. Cheng F.T. NiTi cladding on stainless steel by TIG surfacing process Part I. Cavitation erosion behavior / F.T. Cheng, K.H. Lo, H.C. Man // *Surface and Coatings Technology*. 2003. – Vol. 172. – P. 308-315.
114. Gualco A. Effect of welding parameters on microstructure of Fe-based nanostructured weld overlay deposited through FCAW-S / A. Gualco, H.G. Svoboda, E.S. Surian //, *Welding International*. 2016. – Vol. 30. – P. 573-580.
115. Zahiri R. Hardfacing using ferro-alloy powdermixtures by submerged arc welding / R. Zahiri, R. Sundaramoorthy, P. Lysz, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2014. – Vol. 260. – P. 220-229.
116. Coronado J.J. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits / J.J. Coronado, H.F. Caicedo, A.L. Gomez // *Tribology International*. 2009. – Vol. 42. – P. 745-749.
117. Li J. Solidified Microstructure of Wear-Resistant Fe-Cr-C-B Overlays / J. Li, R. Kannan, M. Shi, et al. // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2020. – Vol. 51. – P. 1291-1300.
118. Ivanov Yu.F. Structure and properties of Hardox 450 steel with arc welded coatings / Yu.F. Ivanov, S.V. Konovalov, V.E. Kormyshev, et al. // *AIP Conference Proceedings* 1909, 020073. – 2017. <https://doi.org/10.1063/1.5013754>.
119. Katranidis V. Experimental study of high velocity oxy-fuel sprayed WC-17Co coatings applied on complex geometries. Part A: Influence of kinematic spray parameters on thickness, porosity, residual stresses and microhardness / V. Katranidis, S. Gu, B. Allcock, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2017. – Vol. 311. – P. 206-215.
120. Korobov Yu.S. Comparative Analysis of Supersonic Gas-Flame Methods of Coating Application / Yu.S. Korobov // *Metallurgist*. 2006. – Vol. 50. – No. 3. – P. 158-162.

121. Picas J.A. Tribological evaluation of HVOF thermal-spray coatings as a hard chrome replacement / J.A. Picas, M. Punset, M.T. Baile, et al. // *Surface and Interface Analysis*. 2011. – Vol. 43. – P. 1346-1353.
122. Wank A. Comparison of hardmetal and hard chromium coatings under different tribological conditions / A. Wank, B. Wielage, H. Pokhmurska, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2006. – Vol. 201. – P. 1975-1980.
123. Ozbek Y.Y. The Surface Properties of WC–Co–Cr Based Coatings Deposited by High Velocity Oxygen Fuel Spraying / Y.Y. Ozbek, N. Canikoglu, M. Ipek // *Acta Physica Polonica A*. 2017. – Vol. 131. – No. 1. – P. 186-189.
124. Бороненков В.Н. Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности / В.Н. Бороненков, Ю.С. Коробов. – Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та., 2012. – 264 с.
125. Pala Z. Laser Clad and HVOF-Sprayed Stellite 6 Coating in Chlorine-Rich Environment with KCl at 700 °C / Z. Pala, M. Bai, F. Lukac // *Oxidation of Metals*. 2017. – Vol. 88. – P. 749-771.
126. Wilden J. Investigation about the Chrome Steel Wire Arc Spray Process and the Resulting Coating Properties / J. Wilden, J.P. Bergmann, S. Jahn, et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2007. – Vol. 16. – P. 759-767.
127. Davis J.R. Handbook of Thermal Spray Technology / J.R. Davis. 2004. – ASM Handb. – P. 338.
128. Oksa M. Optimization and Characterization of High Velocity Oxy-fuel Sprayed Coatings: Techniques, Materials, and Applications / M. Oksa, E. Turunen, T. Suhonen, et al. // *Coatings*. 2011. – Vol. 1. – P. 17-52.
129. Sahraoui T. Alternative to chromium: characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty) / T. Sahraoui, N-E Fenineche, G. Montavon, et al. // *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. – Vol. 152. – P. 43-55.
130. Pukasiewicz A.G.M. Influence of Plasma Remelting on the Microstructure and Cavitation Resistance of Arc-Sprayed Fe-Mn-Cr-Si Alloy / A.G.M. Pukasiewicz,

- P.R.C. Alcover Jr., A.R. Capra, et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2014. – Vol. 23. – P. 51-59.
131. Tôn-Thât L. Experimental comparison of cavitation erosion rates of different steels used in hydraulic turbines / L. Tôn-Thât // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. 2010. – Vol. 12. <https://doi.org/10.1088/1755-1315/12/1/012052>.
132. Kumar A. Thermal Spray and Weld Repair Alloys for the Repair of Cavitation Damage in Turbines and Pumps: A Technical Note / A. Kumar, J. Boy, R. Zatorski, et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2005. – Vol. 14. – P. 177-182.
133. Alwan H.L. Cavitation erosion-corrosion resistance of deposited austenitic stainless steel/E308L-17 electrode / H.L. Alwan, Yu.S. Korobov, N.N. Soboleva, et al. // *Solid State Phenom.* 2020. – Vol. 299. – P. 908-913. <https://doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.299.908>.
134. Xiong J. Microstructure Evolution and Failure Behavior of Stellite 6 Coating on Steel after Long-Time Service / J. Xiong, F. Nie, H. Zhao, et al. // *Coatings*. 2019. – Vol. 9. – No. 9, 532. ; <https://doi.org/10.3390/coatings9090532>.
135. Li X. Cavitation erosion and corrosion behavior of copper–manganese–aluminum alloy weldment / X. Li, Y. Yan, L. Ma, et al. // *Materials Science and Engineering A*. 2004. – Vol. 382. – P. 82-89.
136. Choi J.-K. Scaling of cavitation erosion progression with cavitation intensity and cavitation source / J.-K. Choi, A. Jayaprakash, G.L. Chahine // *Wear*. 2012. – Vol. 278- 279. – p. 53-61.
137. Duraiselvam M. Cavitation Erosion Resistance of AISI 420 Martensitic Stainless Steel Laser-Clad with Nickel Aluminide Intermetallic Composites and Matrix Composites with TiC Reinforcement / M. Duraiselvam, R. Galun, V. Wesling, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2006. – Vol. 201. – P. 1289-1295.
138. Chahine G.L. Noise and erosion of self-resonating cavitating jets / G.L. Chahine, P. Courbière // *Journal of Fluids Engineering*. 1987. – Vol. 109. – P. 429-435.
139. Franc J.-P. Material and velocity effects on cavitation erosion pitting / J.-P. Franc, M. Riondet, A. Karimi, et al. // *Wear*. 2012. – Vol. 274-275. – P. 248-259.



140. ASTM, Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus, G 32 – 10. 2011. – P. 1-19.
141. Santa J.F. Slurry and cavitation erosion resistance of thermal spray coatings / J.F. Santa, L.A. Espitia, J.A. Blanco, et al. // *Wear*. 2009. – Vol. 267. – P. 160-167.
142. Ding Y.P. Effects of Surface Treatment on the Cavitation Erosion–Corrosion Performance of 17-4PH Stainless Steel in Sodium Chloride Solution / Y.P. Ding, J.H. Yao, R. Liu, et al. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020. – Vol. 29. – P. 2687-2696.
143. Tzanakis I. Evaluation of Cavitation Erosion Behavior of Commercial Steel Grades Used in the Design of Fluid Machinery / I. Tzanakis, L. Bolzoni, D.G. Eskin, et al. // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017. – Vol. 48A. – P. 2193-2206.
144. Ai W. Cavitation Erosion Damage Mechanism of a Duplex Stainless Steel Having a Ferrite-Austenite-Sigma-Phase Triplex Microstructure / W. Ai, K.H. Lo, X. Li, et al. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020. – Vol. 29. – P. 2806-2815.
145. Espitia L.A. Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components / L.A. Espitia, A. Toro // *Tribology International*. 2010. – Vol. 43. – P. 2037-2045.
146. Alwan H.L. Comparative analysis of cavitation resistance of deposited/sprayed layers of carbides, stainless steels and metastable austenite / H.L. Alwan, Yu.S. Korobov, D.M. Elkind, V.A. Sirosh, A.V. Makarov // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2021. – Vol. 1079. – P. 052073. <https://doi.org/doi:10.1088/1757-899X/1079/5/052073>.
147. Alwan H.L. Cavitation erosion–corrosion behavior of Fe-Cr steel induced by ultrasonic vibration / H.L. Alwan, Yu.S. Korobov, N.N. Soboleva, D.A. Prokopyev // *Materials Science Forum*. 2020. – Vol. 989. – P. 312–317. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.989.312>.
148. Ibanez I. Cavitation-erosion measurements on engineering materials / I. Ibanez, B. Zeqiri, M. Hodnett, et al. // *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 2020. – Vol. 23. – Iss. 6. – P. 1486-1498.

149. Wang Y. Cavitation erosion of plasma-sprayed CoMoCrSi coatings / Y. Wang, J. Liu, N. Kang, et al. // *Tribology International*. 2016. – Vol. 102. – P. 429-435.
150. Alwan H.L. Analysis of the external conditions affecting on the cavitation resistance of a steel / H.L. Alwan, N. Lezhnin, Yu. Korobov // *Materials Science Forum*. 2019. – Vol. 946. – P. 31-36.
151. Alwan H.L. Behavior of a welded-deposited stainless steel tested at different cavitation test conditions / H.L. Alwan, Yu.S. Korobov, N.N. Soboleva, N.V. Lezhnin, A.V. Makarov, M.S. Deviatarov, D.M. Elkind // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2019. – Vol. 681. – P. 1-8. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/681/1/012002>.
152. Heathcock C.J. Cavitation Erosion of Stainless Steels / C.J. Heathcock, B.E. Protheroe, A. Ball // *Wear*. 1982. – Vol. 81. – P. 311-327.
153. Lesyk D.A. Mechanical Surface Treatments of AISI 304 Stainless Steel: Effects on Surface Microrelief, Residual Stress, and Microstructure / D.A. Lesyk, H. Soyama, B.N. Mordyuk, et al. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. – Vol. 28. – P. 5307-5322.
154. Park M.C. Damage mechanism of cavitation erosion in austenite-martensite phase transformable Fe–Cr–C–Mn/Ni alloys / M.C. Park, G.S. Shin, J.Y. Yun, et al. // *Wear*. 2014. – Vol. 310. – P. 27-32.
155. Коробов Ю.С. Порошковая проволока для получения износостойких покрытий / Ю.С. Коробов, М.П. Шалимов, В.И. Шумяков, М.А. Филиппов // РФ патент № 128853, заявка № 2012145709/02, дата заявления 25.10.2012, дата опубликования 10.06.2013, бюл. № 16.
156. Коробов Ю.С., Филиппов М.А., Шумяков В.И., Верхорубов В.С., Легчило В.В., Невежин С.В., Худорожкова Ю.В., Метастабильный хромистый аустенит как структурный фактор повышения износостойкости наплавленного металла и напыленных покрытий. С. 40-46 // В кн. *Металловеды и металлурги* / под ред. С.С. Черняка. – Иркутск, ИГУПС, 2013. – 312 с.
157. Коробов Ю.С. Особенности структуры сварного соединения среднеуглеродистой хромистой стали, содержащей метастабильный аустенит

- / Ю.С. Коробов, О.В. Пименова, М.А. Филиппов, Н.Н. Хадыев, Н.Н. Озерец, С.Б. Михайлов, С.О. Морозов, Ю.С. Давыдов, Н.М. Разиков // *Материаловедение*. 2019. – № 6. – С. 3-10.
158. Геометрические характеристики изделий (GPS). Структура поверхности. Профильный метод. Термины, определения и параметры структуры поверхности. ГОСТ Р ИСО 4287–2014.
159. Нефедьев С.П. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость твердых наплавленных покрытий / С.П. Нефедьев, Р. Р. Дема, Д. А. Котенко // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. – 2015. – Т. 15, № 1. – С. 103-106.
160. Шумяков В.И. Исследование и разработка кавитационностойкого наплавленного металла на Fe-Cr-Mn основе / В.И. Шумяков. – диссертация, кандидат технических наук, Свердловск, 1971, 224 с.
161. Шумяков В.И. Установка для испытаний на кавитационную эрозию / В.И. Шумяков, Ю.С. Коробов, Х.Л. Алван, Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, М.С. Девятьяров // РФ патент № 2710480, заявка № 2018130210, дата заявления 20.08.2018, дата опубликования 26.12.2019, бюл. № 36.
162. Silveira L.L. Influence of Particle Size Distribution on the Morphology and Cavitation Resistance of High-Velocity Oxygen Fuel Coatings / L.L. Silveira, G.B. Sucharski, A.G.M. Pukasiewicz, et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2018. – Vol. 27. – p. 695-709.
163. Luo X.T. Micro-nanostructured cermet coatings / X.T. Luo, R.C. Seshadri, G.J. Yang // *Advanced Nanomaterials and Coatings by Thermal Spray*. 2019. – p. 61-117. doi: 10.1016/B978-0-12-813870-0.00004-8
164. Kekes D. Wear Micro-Mechanisms of Composite WC-Co/Cr - NiCrFeBSiC Coatings. Part I: Dry Sliding / D. Kekes, P. Psyllaki, M. Vardavoulias // *Tribology in Industry*. 2014. – Vol. 36. – No. 4. – p. 361-374.
165. Jalali Azizpour M. The effect of spraying temperature on the corrosion and wear behavior of HVOF thermal sprayed WC-Co coatings / M. Jalali Azizpour, M. Tolouei-Rad // *Ceramics International*. 2019. – Vol. 45. – p. 13934-13941.

166. Picas J.A. Corrosion mechanism of HVOF thermal sprayed WC-CoCr coatings in acidic chloride media / J.A. Picas, M. Punset, E. Rupérez, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2019. – Vol. 371. – p. 378-388.
167. Wang Q. Wear and corrosion performance of WC-10Co4Cr coatings deposited by different HVOF and HVAF spraying processes / Q. Wang, S. Zhang, Y. Cheng, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2013. – Vol. 218. – p. 127-136.
168. Babu P.S. Processing–structure–property correlation and decarburization phenomenon in detonation sprayed WC–12Co coatings / P.S. Babu, B. Basu, G. Sundararajan // *Acta Materialia*. 2008. – Vol. 56. – p. 5012-5026.
169. Zhang S. In situ interfacial engineering of nickel tungsten carbide Janus structures for highly efficient overall water splitting / S. Zhang, G. Gao, H. Zhu, et al. // *Science Bulletin*. 2020. – Vol. 65. – No. 8. – p. 640-650.
170. Guo C. High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC-Ni composite coatings / C. Guo, J. Zhou, J. Chen, et al. // *Wear*. 2011. – Vol. 270. – p. 492-498.
171. Shi K.-h. Microstructure and formation process of Ni-pool defect in WC–8Ni cemented carbides / K.-h. Shi, K.-c. Zhou, Z.-y. Li, et al. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2015. – Vol. 25. – p. 873-878.
172. Vostřák M. The influence of process parameters on structure and abrasive wear resistance of laser clad WC-NiCrBSi coatings / M. Vostřák, Š. Houdková, M. Bystrianský, et al. // *Materials Research Express*. 2018. – Vol. 5. – No. 9. – p. 096522.
173. Cho J.E. Corrosion behavior of thermal sprayed WC cermet coatings having various metallic binders in strong acidic environment / J.E. Cho, S.Y. Hwang, K.Y. Kim // *Surface and Coatings Technology*. 2006. – Vol. 200. – p. 2653-2662.
174. Cheniti B. Investigation of WC decarburization effect on the microstructure and wear behavior of WC-Ni hardfacing under dry and alkaline wet conditions / B. Cheniti, D. Miroud, P. Hvizdoš, et al. // *Materials Chemistry and Physics*. 2018. – Vol. 208. – p. 237-247.

175. Berger L.-M. Influence of feedstock powder characteristics and spray processes on microstructure and properties of WC-(W,Cr)<sub>2</sub>C-Ni hardmetal coatings / L.-M. Berger, S. Saaro, T. Naumann, et al. // Surf. Coat. Technol. 2010. – Vol. 205. – P. 1080-1087.
176. Sugiyama K. Slurry wear and cavitation erosion of thermal-sprayed cermets / K. Sugiyama, S. Nakahama, S. Hattori, et al. // Wear. 2005. – Vol. 258. – p. 768-775.
177. Kuroda S. Current Status and Future Prospects of Warm Spray Technology / S. Kuroda, M. Watanabe, K. Kim, et al. // J. Therm. Spray Technol., 2011, 20(4), p 653-676
178. Pugsley V.A. Microstructure / property relationships in the cavitation erosion of tungsten carbide–cobalt / V.A. Pugsley, C. Allen // Wear. 1999. – Vol. 233-235. – p. 93-103.
179. Korobov Yu.S. Cavitation Resistance of WC-10Co4Cr and WC-20CrC-7Ni HVOF Coatings / Yu. Korobov, H. Alwan, N. Soboleva, A. Makarov, N. Lezhnin, V. Shumyakov, M. Antonov and M. Deviatarov // Journal of Thermal Spray Technology. 2021. <https://doi.org/10.1007/s11666-021-01242-7>.
180. Richman R.H. Correlation of cavitation erosion behavior with mechanical properties of metals / R.H. Richman, W.P. McNaughton // Wear. 1990. – Vol. 140. – p. 63-82.
181. Счастливец В.М. Физические основы металловедения / В.М. Счастливец, В.И. Зельдович. Екатеринбург: УрО РАН, 2015. – 224 с.
182. Филиппов М.А. Стали с метастабильным аустенитом / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский. – М.: металлургия, 1988. – 256 с.
183. Кнэпп Р. Кавитация / Р. Кнэпп, Д. Дейли, Ф. Хэммит. – М.: мир, 1974.
184. Иванова В.С. Природа усталости металлов / В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев. – М.: Металлургия, 1975. 456 с.
185. Korobov Yu.S. The effect of martensitic transformation on the cavitation erosion resistance of a TIG-deposited Fe-Cr-C-Al-Ti layer / Yu.S. Korobov, H.L. Alwan, M.A. Filippov, N.N. Soboleva, I.A. Alani, S.H. Estemirova, A.V. Makarov, V.A. Sirosh // Surface and Coatings Technology. 2021. Vol. 421. – P. 127391.

186. Rodríguez-Martínez J.A. Experimental study on the martensitic transformation in AISI 304 steel sheets subjected to tension under wide ranges of strain rate at room temperature / J.A. Rodríguez-Martínez, R. Pescib, A. Rusinek // *Materials Science and Engineering A*. 2011. – Vol. 528. – p. 5974-5982.
187. Zerouki M. Metallurgical phase transformation and behavior of steels under impact loading / M. Zerouki, M.O. Ouali, L. Benabou // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. – Vol. 51. – p. 252-262.

## Приложение А. Технологические рекомендации по наплавке крыльчаток

№	Операция	Примечания
	<p>Перед началом работ проверить:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- наличие сертификата на сварочную проволоку и вспомогательные материалы</li> <li>- документы, подтверждающие квалификацию сварщика</li> <li>- работоспособность оборудования</li> </ul>	<p>Сделать отметки в паспорте изделия.</p> <p>Требования к квалификации сварщика смотри в примечаниях*.</p>
1	Очистить деталь от загрязнений	Уайт-спирит, при необходимости струйно-абразивная обработка
2	Удалить изношенные участки поверхности до чистого металла с припуском 1-2 мм в каждую сторону	Шлифмашинка
3	Проверить поверхность детали на отсутствие трещин. При наличии этого дефекта произвести выборку до чистого металла и произвести повторную проверку на отсутствие трещин.	Цветная дефектоскопия. Сделать отметки в паспорте изделия
4	На основе чертежа крыльчатки подготовить карту дефектов с указанием размеров с привязкой к базовой точке, например оси вращения крыльчатки.	Рулетка, угольник, штангенциркуль. Сделать отметки в паспорте изделия
5	<p>Выполнить наплавку изношенных участков с обеспечением требований:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- высота усиления 2...3 мм</li> <li>- нанесение минимум трех слоев (толщина каждого слоя около 1,5 мм)</li> <li>- выполнять наплавку дефектов вразбивку</li> </ul>	Способ сварки – TIG, присадочная проволока ППМ-6, Ø 1,2 мм, напряжении 12 В, расход аргона 12-15 л/мин. ток 90-120 А для участков <300 мм <sup>2</sup> , 140-160 А - для наплавки больших площадей.

		Сделать отметки в паспорте изделия
6	Обработать наплавленные поверхности заподлицо с основным металлом, отклонение по высоте не более 0,1 мм.	Наличие черновин после обработки не допускается
7	<p>Выполнить контроль качества детали после наплавки. Проверяемые параметры:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- шероховатость поверхности после обработки менее 0,1 мкм;</li> <li>- отклонение плоскости наплавленного слоя от основного металла по высоте не более 0,1 мм.</li> <li>- Отсутствие трещин в наплавленном металле и околошовной зоне</li> <li>- Отсутствие пор размером более 0,2 мм в наплавленном металле и околошовной зоне;</li> <li>- наличие <math>\alpha</math>-фазы в поверхностном слое наплавленного металла 20-30 %</li> </ul>	<p>Шаблон</p> <p>Штангенциркуль</p> <p>Цветная дефектоскопия</p> <p>Лупа</p> <p>Ферритометр</p> <p>Сделать отметки в паспорте изделия</p>

\* **Сварщик должен знать:** конструкции применяемых сварочных автоматов, полуавтоматов, машин и источников питания; механические свойства наплавленного металла; технологическую последовательность наложения швов и режимы сварки, виды коррозии и факторы, ее вызывающие; основные виды термической обработки сварных соединений; сведения по металлографии сварных швов.

**Сварщик должен уметь:** выполнять сварку особо ответственных конструкций в блочном исполнении во всех пространственных положениях сварного шва; наплавку особо сложных и ответственных деталей и узлов.



Приложение Б. Акт о применении результатов исследований на электростанции  
Дора (Багдад, Ирак)

<p>Republic of Iraq Ministry of Electricit The State Company of Electricity production GEEP Middle Region Daura Power Station</p>	 <p>وزارة الكهرباء MINISTRY OF ELECTRICITY</p>	<p>جمهورية العراق وزارة الكهرباء الشركة العامة لإنتاج الطاقة الكهربائية للمنطقة الوسطى محطة كهرباء الدورة الحرارية</p>
<p>العدد : ٤٧٤ التاريخ : ١٨/٤/٢٠٢١</p>		<p>حب العراق يجمعنا لانه هويتنا</p>
<p>الى / الشركة العامة لإنتاج الطاقة الكهربائية/ المنطقة الوسطى / الشؤون الادارية م/ تأييد</p>		
<p>استناداً الى كتاب الجامعة التكنولوجية / قسم هندسة الأنتاج والمعادن المرقم ٥٠ . أ ٩١٩ في ٢٠٢١/٤/٧ قدم طالب الدكتوراه السيد ( حسام لفته علوان ) الى محطة كهرباء الدورة الحرارية وتم بمساعدة المحطة أخذ نماذج من بشارات مضخات التدوير الرئيسية التي تعرضت الى التآكل نتيجة ال (Cavitation) لغرض دراستها كحالة تطبيقية , وعلى اساس بحثه حول تقييم مقاومة الطلاءات المختلفة ضد تآكل التجويف الذي يحدث في هذه البشارات , فان الأخذ بعين الاعتبار مادة (Fe-Cr-C-AL-Ti-filler metal) قدم هذا الخيار تخفيضاً كبيراً في تكلفة استهلاك مواد اللحام وزيادة في عمر النماذج المدروسة من البشارات بمقدار ١٠ اضعاف , اذ ان واحدة من المشاكل التي تتعرض لها دفاعات مضخات المياه عالية القدرة (Pump Impellers) المستخدمة في محطة توليد كهرباء الدورة في بغداد هي تآكل التجويف (Cavitation Eesosion) , الذي يحدث في سطوح ريش أو شفرات (blades) هذه الدفاعات ( البشارات ) , يمثل عدم كفاية المتانة لهذه الأجزاء لمقاومة ضرر التجويف لفترات طويلة مشكلة كبيرة بالنسبة لنا بسبب تكاليف استبدالها الباهضة حيث تصنع من الفولاذ المقاوم للصدأ ( مثل فولاذ ٣١٦ منخفض الكربون ) أو الصيانة المتكررة لمثل هذه الأجزاء الضخمة التي تحتاج الى كادر متخصص ( تمتاز الدفاعات بحجمها الكبير حيث يبلغ قطرها تقريبا ٨٠٠ ملم والوزن بحدود ٢٠٠ كغم ) يتم التغلب على مشكلة التآكل في الدفاعات عن طريق اصلاح المناطق المتضررة من جراء التآكل باستخدام مادة (E٣٠٨L-١٧ Welding Filler metal) التي يتم ترسيبها بواسطة لحام القوس الكهربائي , لذا نخطط لتطبيق هذه التقنية المساهمة في زيادة العمر الخدمي للدفاعات على الأجزاء المماثلة في محطة الكهرباء .</p> <p>للتفضل بالاطلاع .. مع التقدير ..</p>		
<p>سعد المهندس سعد عبید حسون مدير المحطة</p>		<p>نسخة منه الى / - التأييدات /التوثيق الإلكتروني</p>
<p>Iraq – Baghdad – AL- Mahdiya – Daura Tel. ٧٧٥٠١٨١ Email: daura_p_s@yahoo.com &amp; Gmail: dauratps@gmail.com</p>		<p>العراق – بغداد – الدورة – المهديّة هاتف ٧٧٥٠١٨١</p>

## Перевод с арабского языка на русский язык

Республика Ирак  
 Министерство Электроэнергетики  
 Государственная компания по производству электроэнергии  
 Центральный регион  
 Теплоэлектростанция "Дора"

Министерство Электроэнергетики

*Любовь к Ираку объединяет нас, потому что это наша идентичность*

Регистрационный номер 4072  
 Дата: 28.04.2021

Кому: Государственная компания по производству электроэнергии - Центральный регион -  
 Административное управление

Подтверждающий отчет

Согласно приказу Технологического университета, г. Багдад, кафедра технологии производства и металлургии «№ 5 Х.А. 919» от 07/04/2021.

Аспирант г-н /Хуссам Лефта Алван/ прибыл на теплоэлектростанцию "Дора", Багдад, и исследовал особенности типа износа, возникающего на крыльчатках главных циркуляционных насосов из-за кавитации (Cavitation), и взял образцы крыльчаток, подверженных износу, с целью изучения данной проблемы.

На основе его исследований по оценке стойкости различных покрытий против кавитации применительно к характерным изношенным крыльчаткам было установлено, что выбор варианта использования дуговой наплавки присадочного материала вида (Fe-Cr-C-Al-Ti-filler metal) позволяет значительно снизить стоимость сварочных материалов и повысить ресурс крыльчаток в 10 раз на опытной детали, поскольку одной из проблем, которым подвержены крыльчатки высокопроизводительных водяных насосов (Pump Impellers), используемых на теплоэлектростанции «Дора», Багдад, является кавитационная эрозия (Cavitation Erosion), возникающая на поверхности лопастей крыльчаток (blades).

Недостаточная стойкость этих деталей для длительного противостояния кавитационным повреждениям является большой проблемой для нас из-за высокой стоимости их замены, поскольку они изготовлены из нержавеющей стали 316L отличаются большими размерами, диаметром 800 мм, массой около 200 кг. И требуют специализированного технического персонала для частого технического обслуживания. Проблема износа решается путем ремонта изношенных участков крыльчаток за счет наплавки присадочного металла (E308L-17 Welding Filler metal) дуговой сваркой.

Поэтому мы планируем применить эту технологию повышения ресурса крыльчаток на все аналогичные детали теплоэлектростанции.

С уважением,

Директор теплоэлектростанции "Дора":

/подпись/

Инженер Саад Обанд Хассун

**Печать:**

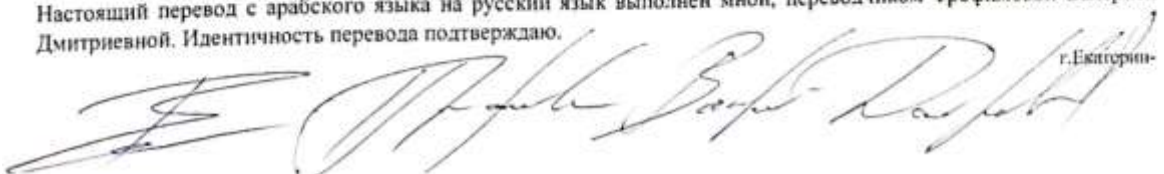
Государственная компания по производству электроэнергии // Администрация теплоэлектростанции "Дора" //  
 Центральный регион

Копия: - управление удостоверения электронной документации

Ирак - Багдад - Дора - Махдия  
 Тел.: 7750181

E-mail: daura\_p\_s@yahoo.com & Gmail: dauritps@gmail.com

Настоящий перевод с арабского языка на русский язык выполнен мной, переводчиком Трофимовой Валерией Дмитриевной. Идентичность перевода подтверждаю.



-бург

Российская Федерация  
Город Екатеринбург Свердловской области  
Четвёртого июня две тысячи двадцать первого года

Я, Корепанова Анастасия Валерьевна, временно исполняющая обязанности нотариуса города Екатеринбурга Филипповой Ольги Владимировны свидетельствую подлинность подписи переводчика Трофимовой Валерии Дмитриевны.

Подпись сделана в моем присутствии.  
Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № 66/201-п/66-2021-9-182.  
Уплачено за совершение нотариального действия: 730 руб. 00 коп.

А.В.Корепанова



Handwritten signature of the notary.

Противоположно, проконтролировано и свершено печатью и листом  
М.П. Нотариус Филиппова О.В.

