



**Алексеева Екатерина Леонидовна**

**РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И  
КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО  
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП718 (ХН45МВТЮБР) ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В  
НЕФТЕГАЗОВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ**

05.16.09 – Материаловедение (машиностроение)

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

Санкт-Петербург  
2022

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».

**Научный руководитель:**

доктор технических наук, профессор, Гюлиханданов Евгений Львович, профессор высшей школы физики и технологий материалов федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» (г. Санкт-Петербург).

**Официальные оппоненты:**

**Иоффе Андрей Владиславович**, доктор технических наук, профессор кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика» федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Тольяттинский государственный университет» (г.Тольятти).

**Костина Мария Владимировна**, доктор технических наук, доцент, и.о. заведующего лабораторией физикохимии и механики металлических материалов федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (г. Москва).

**Ведущая организация:**

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС" (г.Москва).

Защита состоится 28 февраля 2022г. в 14.00 на заседании диссертационного совета У.05.16.09 федерального государственного автономного образовательного учреждения «Санкт-Петербургской политехнический университет Петра Великого» (195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д.29, 3 учебный корпус, аудитория 109).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте [spbstu.ru](http://spbstu.ru) федерального государственного автономного образовательного учреждения «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».

Автореферат разослан «\_\_\_» января 2022 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
кандидат технических  
наук



Хрусталева  
Ирина Николаевна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Освоение месторождений со сложно извлекаемыми запасами, в том числе шельфовых, сопровождается повышением требований к надежности оборудования и к экологической безопасности. При такой добыче оборудование эксплуатируется в экстремальных климатических и природно-геологических условиях, где материал контактирует с коррозионно-агрессивными веществами, испытывает одновременно растягивающие, изгибающие, статические и циклические воздействия, подвержен абразивному износу частицами, содержащимися во флюиде и т.д. Последствия, в случае отказа оборудования, могут носить катастрофический характер, поэтому повышение надежности оборудования в таких условиях особо актуально.

Согласно плану мероприятий Минпромторга РФ по импортозамещению в нефтегазовой отрасли, рассчитанному до 2024 года, необходима разработка новых отечественных материалов и технологий для скважинного оборудования и фонтанной арматуры, оборудования для геологоразведки, для роторного-управляемого бурения, устьевого подводного оборудования для шельфовой добычи, запорной арматуры, арматуры для особо агрессивных сред и т.д. Для указанного оборудования применяются дисперсионно-твердеющие сплавы на основе никеля, получившие широкое распространение в производстве сложного и дорогостоящего оборудования благодаря сочетанию прочностных и коррозионных характеристик, своей немагнитности, способности к равномерному по сечению заготовки упрочнению при проведении специальной термической обработки.

Одним из самых известных и распространенных никелевых дисперсионно-твердеющих сплавов является сплав Инконель 718, разработанный в 1950-х гг. для использования в авиапромышленности, позднее модифицированный для применения в нефтегазовой промышленности, а также известны сплавы 725, 925, 945, 955 и др. Свойства этих сплавов хорошо изучены, а обширная база научных работ по их изучению позволяет эффективно выбирать технологию производства, обеспечивающую требуемые свойства. Кроме того, существуют стандарты API (American Petroleum Institute), описывающие требования к технологии получения, составу, свойствам и структуре дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов для изготовления оборудования нефтегазовой промышленности.

В РФ применение дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов в нефтегазовой промышленности недостаточно распространено. Известны сплавы, разработанные для авиапромышленности, близкие по составу и свойствам к сплаву Инконель 718, такие, например, как ЭП718 (ХН45МТЮБР), ЭП915 (ХН43БМТЮ), ЭП666 (ХН55МБЮ). Однако отсутствует информация об их поведении при эксплуатации в специфических условиях нефте- и газодобычи, отсутствуют достаточные сведения об оптимальных технологических режимах, составах и структуре для получения этих сплавов, обеспечивающих требуемые коррозионные и прочностные характеристики, что и определило цель и задачи данного диссертационного исследования.

Таким образом, цель настоящего исследования – установить факторы, влияющие на прочностные и коррозионные характеристики, и разработать способы повышения прочности и коррозионной стойкости дисперсионно-твердеющего сплава на никелевой основе ЭП718 (ХН45МТЮБР) для повышения надежности оборудования нефтегазовой промышленности.

Для достижения обозначенной выше цели были поставлены и решены следующие задачи:

1) Выявить закономерности влияния металлургического качества сплава ЭП718 на его структуру, прочностные и коррозионные свойства. Провести сравнительный анализ структуры свойств дисперсионно-твердеющих сплавов на никелевой основе Инконель 718 и ЭП718. Определить влияние химического состава, расположения образующихся в процессе производства включений, на коррозионные свойства сплавов ЭП718 и Инконель 718.

2) Установить закономерности влияния термической обработки на структуру, прочностные и коррозионные свойства сплава ЭП718. Разработать режим термической обработки для эксплуатации сплава ЭП718 в нефтегазовой промышленности.

3) Физически моделировать коррозионное воздействие агрессивных сред нефтяных месторождений (температура, давление, газонасыщение сероводородом и углекислым газом, хлориды) на коррозионную стойкость сплава ЭП718.

4) Разработать и обосновать практические рекомендации по составу и технологии производства сплава ЭП718 с целью повышения его прочностных и коррозионных характеристик применительно к нефтегазовой промышленности.

**Научная новизна** диссертационной работы:

1) Установлены закономерности влияния неметаллических включений и термической обработки на механические и коррозионные свойства сплавов ЭП718 и Инконель 718. Выявлено, что в процессе выдержки при 1080°C происходит коалесценция карбидов типа  $M_6C$ . Это приводит к ухудшению коррозионной стойкости сплава за счет обеднения твердого раствора легирующими элементами, обеспечивающими коррозионную стойкость.

2) Установлен комплексный механизм возникновения и развития коррозионных повреждений сплава ЭП718 в условиях, приближенных к эксплуатации, заключающийся в нарушении пассивного состояния и образовании локальных повреждений вблизи неметаллических включений. Определена роль различных неметаллических включений, являющихся катодами ( $MS$ ,  $MN$ ,  $M_6C$ ) и анодами ( $TiS$ ) по отношению к металлической матрице, в развитии коррозионных дефектов.

3) Установлено, что присутствие избыточных фаз в виде сульфидов титана и карбидов типа  $M_6C$  значительно снижает коррозионную стойкость сплава ЭП718. Наличие карбидов  $(Ti, Nb)C$  и нитридов  $(Ti, Nb)N$  размером более 10 мкм приводит к снижению стойкости сплава к питтингообразованию. Отрицательное влияние неметаллических включений, расположенных на границах зерен, при этом от 1,4 до 2,3 раз сильнее, чем включений, расположенных в телах зерен.

4) Экспериментально установлен характер влияния закалки и последующего старения на комплекс коррозионных и механических свойств сплава ЭП718. Увеличение температуры закалки с 980°C до 1130°C приводит к снижению прочностных и повышению пластических свойств. Коррозионная стойкость при этом изменяется экстремально с минимумом при температурах закалки 1030 – 1080°C из-за образования карбидов типа  $M_6C$ . При меньших температурах коррозионная стойкость увеличивается, так как карбиды не образуются из-за пониженной диффузионной подвижности, и при температуре выше 1080°C происходит их растворение. Установлено, что последовательное упрочнение в

процессе старения посредством коагуляции интерметаллидных фаз происходит преимущественно при температуре 780°C, при окончательной ступени, наступающей при температуре 650°C, происходит незначительное упрочнение.

5) Разработан не имеющий аналогов метод оценки влияния разных типов неметаллических включений на коррозионную стойкость. Метод состоит в количественной оценке степени растворения матрицы вокруг различных типов включений и определения коэффициента растворения, который рассчитывается как отношение площади «кратера» вокруг включения к площади этого включения, а также с помощью определения диаметров «кратеров».

### **Практическая значимость работы**

1) разработана методика количественного анализа влияния различных неметаллических включений на коррозионную стойкость вокруг этих включений, выявлены наиболее вредные включения в сплавах Инконель 718 и ЭП718;

2) разработан режим термической обработки, состоящий из закалки при температуре 980°C с выдержкой в течение 1 часа и ступенчатого старения при температуре 780°C в течение 5 часов и 650°C в течение 16 часов. Этот режим обеспечивает более высокие коррозионные и прочностные свойства сплава ЭП718 по сравнению с режимом, рекомендованным производителем;

3) впервые получена база экспериментальных данных скоростей коррозии сплава ЭП718 после различных видов термообработки, сплава Инконель 718 при выдержках в растворах хлорида железа (при комнатной температуре и при температуре 50°C) и в смоделированных условиях агрессивных месторождений. Показана возможность использования коррозионностойкого сплава ЭП718 в качестве аналога сплаву Инконель 718 для оборудования нефтегазовой промышленности;

4) опробована методика имитационного моделирования условий месторождения и проведен анализ результатов испытаний сплава ЭП718 в условиях, приближенных к эксплуатационным при повышенных температурах и давлении, в среде, насыщен сероводородом и углекислым газом;

5) Разработаны практические рекомендации по использованию сплава ЭП718 в нефтегазовой промышленности, направленные на повышение надежности нефтегазодобывающего оборудования.

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

1. Результаты комплексного экспериментального исследования структурных изменений, фазовых превращений, механических и коррозионных свойств никелевого сплава ЭП718.

2. Результаты исследования морфологии, количества и состава включений и их влияние на коррозионную стойкость (наиболее вредных и нейтральных) в сплавах ЭП718 и Инконель 718.

3. Результаты исследований коррозионной стойкости сплава ЭП718 в состоянии поставки (послековки), после закалки (при температурах 980°C, 1030°C, 1080°C, 1130°C), после промежуточной и окончательной ступеней старения (длительность старения от 4 до 30 часов).

4. Результаты исследования структуры и механических свойств сплава ЭП718 в зависимости от температуры и времени закалки, а также времени выдержки при последующем двухступенчатом старении.

5. Экспериментальное обоснование коррозионной стойкости сплава ЭП718 в условиях, моделирующих эксплуатационное воздействие, с повышенными температурой и давлением, газонасыщением среды сероводородом и углекислым газом.

6. Научное обоснование рекомендаций к химическому составу, технологии изготовления, режиму термической обработки, микроструктуре сплава ЭП718с целью повышения надежности изготавливаемого из него оборудования для нефтегазовой промышленности.

**Достоверность результатов** доказана достаточным объемом экспериментальных исследований, представленных в диссертации, использованием апробированных методик исследований микроструктуры и механических свойств сталей, результатами промышленного опробования рекомендаций, что подтверждается актом внедрения, обеспечивается корректностью постановки задачи исследования и комплексным подходом к ее решению, а также использованием статистических методов обработки результатов.

**Личный вклад** заключается в непосредственном участии в постановке задачи и выборе методов исследования, выборе объекта исследования, выполнении коррозионных испытаний, экспериментов с термической обработкой и исследования экспериментальных образцов, разработке методик испытаний в модельных средах, организации работ по изготовлению и механическим испытаниям образцов, анализе и обобщении данных, формулировании выводов и разработке практических рекомендаций, подготовке публикаций и представлении результатов на научных конференциях.

**Апробация результатов исследования.** Результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях и семинарах: 12-я Международная научно-техническая конференция «Современные металлические материалы и технологии (СММТ'17)», Июнь, 2017, Санкт-Петербург; XIX Международная школа-семинар «Уральская школа металловедов-термистов, 2018», Март, 2018, Магнитогорск; Международная конференция «Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications», Июнь, 2018, Питтсбург, США; Конференция «Коррозия в нефтяной промышленности», Сентябрь, 2018, Самара; Международная конференция «Коррозия в нефтегазовой отрасли», Май, 2019, Санкт-Петербург; XX Международная школа-семинар «Уральская школа металловедов-термистов, 2020», Февраль, 2020, Екатеринбург; 2-я Международная конференция «Коррозия в нефтегазовой промышленности», Сентябрь, 2021, Санкт-Петербург).

**Публикации.** Основные положения диссертации опубликованы в 12 работах, включая 4-истатьи в журналах, рекомендуемых ВАК, и в 7-и статьях, входящих в БД Scopus.

**Структура и объем диссертации.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, выводов и библиографического списка. Работа изложена на 168 страницах, содержит 26 таблиц, 62 рисунка. Список использованной литературы содержит 145 наименований.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель работы и задачи исследования, показана научная новизна диссертационного

исследования, определена его практическая значимость, представлена структура диссертации. Приведены основные положения, выносимые на защиту, и указан личный вклад автора.

**Первая глава** посвящена обзору использования сплавов на никелевой основе в нефтегазовой промышленности, рассмотрены дисперсионно-твердеющие сплавы на никелевой основе зарубежного и отечественного производства, технология их производства, свойства, структура и фазовый состав, описаны условия эксплуатации, основные причины повреждений и требования к материалам для применения в условиях нефтегазовых месторождений. Показано, что сплавы на никелевой основе обладают высокими прочностными характеристиками, немагнитностью, коррозионной стойкостью, в том числе коррозионно-механической, их эксплуатация возможна в широком диапазоне агрессивности сред, однако, несмотря на это, возможны их коррозионно-механические разрушения, связанные с влиянием качества производства, технологией термической обработки, выбором материала под условия эксплуатации.

**Во второй главе** приведены: материал исследования отечественный коррозионно-стойкий дисперсионно-твердеющий сплав на никелевой основе ЭП718-ИД (далее по тексту ЭП718) и сплав Инконель 718 зарубежного производства, используемый для сравнения (табл.1), технология изготовления и режим термической обработки. Описаны инструменты и методики исследования структуры, фазового состава, неметаллических включений (НВ), механических свойств, коррозионной стойкости.

Исследуемые сплавы были получены промышленной технологией с помощью двойного переplava (ВИП+ВДП) и последующейковки. Стандартная термическая обработка сплавов состоит из закалки и последующего старения (табл.2).

**Таблица 1**– Химический состав исследованных сплавов

Сплав	НТД	Содержание элемента, % (масс.)											
		C	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	W	Mn	Al	S	P	Fe
ЭП718	ТУ 14-13905-85	≤0,1	43,0-47,0	14,0-16,0	4,0-5,2	0,8-1,5	1,8-2,4	2,5-3,5	≤0,6	0,9-1,4	≤0,01	≤0,015	Ост.
Инконель 718	API 6A718	≤0,045	50-55	17-21	2,8-3,3	4,8-5,2	0,8-1,15	-	≤0,35	0,4-0,6	≤0,01	≤0,01	Ост.

Исследование структуры и ее параметров, как и фазового состава, проводили с использованием методов оптической микроскопии с помощью микроскопа Reihert-JungMeF3A, электронно-микроскопических методов с помощью сканирующих электронных микроскопов TESCAN-VEGA и SUPRA 55VP WDS, в том числе просвечивающей микроскопии с использованием электронного микроскопа CarlZeiss Libra200FE. Количество, объемная доля, средние размеры, морфологический анализ, и оценка степени влияния на коррозионную стойкость

дисперсных включений фаз определялись с помощью автоматического анализатора изображений Thixomet согласно стандарту ASTM E-1245.

**Таблица 2**–Режимы термической обработки и свойства изучаемых сплавов

НТД	Режим	$\sigma_t$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	Удлинение, %	Сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>
ТУ 14-1-3905-85	Закалка: 1000-1130 °С, 2-3 ч, охлаждение в масле, промежуточное старение: 780-830 °С, 5 ч, воздух, окончательное старение: 650-730 °С, 16 ч, воздух	≥685	≥1130	≥12	≥14	≥34
Рекомендованный производителем режим ЭП718	Закалка: 1080 °С выдержка 2 часа, охлаждение в масле, старение в течение 5 часов. Старение: при 780 °С, охлаждение на воздухе, и 650 °С в течение 16 часов, охлаждение на воздухе	760-769	1234-1249	28-32	38-39	97-132
API 718 для Инконель 718	Закалка: 1021 °С, 1 час выдержка, охлаждение возможно в воде. Старение: 780 °С, 8 часов	≥827	≥1034	≥20	25-35	68 (min 61)

Электролитическая экстракция (ЭЭ) осуществлялась в безводном 10% растворе метанола АА (10% acetylacetone – 1% tetramethylammoniumchloride – methanol) при комнатной температуре, напряжении 2,9...3,8 В и силе тока 40...60 мА. Анализ морфологии, состава, размера и количества включений и определений влияния на коррозионную стойкость проводились с помощью сканирующей электронной микроскопии в сочетании с микрорентгеноспектральным анализом. Количественный анализ размеров включений и размеров растратов вокруг включений проводился с помощью программного обеспечения ImageJ.

Анализ механических свойств проводился с использованием стандартных механических испытаний на растяжение (ГОСТ 1497-84), ударный изгиб (ГОСТ 9454), определения твердости (ГОСТ 9013).

Анализ коррозионной стойкости проводился с помощью стандартных испытаний на стойкость к питтингообразованию химическим методом в 10% растворе NaCl (ГОСТ 9.912, ASTM G48), электрохимических исследований по анализу поляризационных кривых, снятых в деаэрированном 3,5% растворе NaCl, pH 5, а также с помощью автоклавных испытаний, моделирующих условия эксплуатации (в 20% растворе NaCl, pH 3,5, 175 °С,  $P_{H_2S}$  = 3,5 МПа,  $P_{CO_2}$  = 3,5 МПа) на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (NAS 177) и на склонность к общей коррозии (ГОСТ 9.908).

**Третья глава** отражает влияние неметаллических включений, образующихся в процессековки и термической обработки, на коррозионную стойкость сплавов ЭП718 и Инконель 718. Произведен количественный, качественный и морфологический анализ дисперсных фаз включений и анализ их влияния на коррозионную стойкость в обоих сплавах.



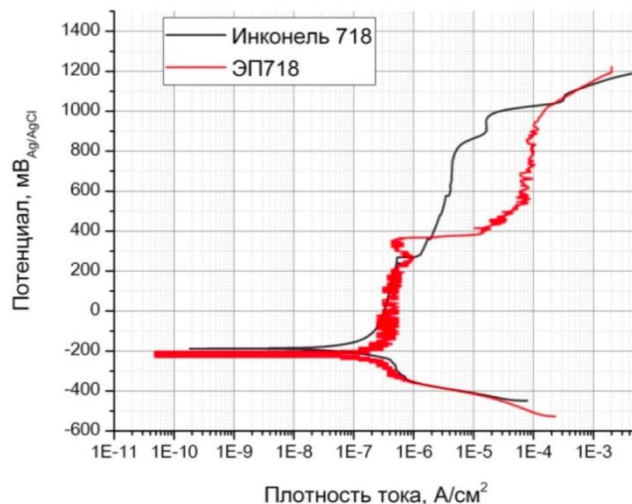
Выполнен сравнительный анализ коррозионной стойкости ЭП718 и Инконель 718, в результате которого выявлены различия в их коррозионной стойкости. Показано, что средняя скорость коррозии сплава ЭП718, как и сплава Инконель 718, достаточно низка и составляет 0,0105 и 0,0043 г/м<sup>2</sup>·час соответственно (табл.3).

**Таблица 3** –Результаты испытаний на стойкость к питтингообразованию в 10% растворе FeCl<sub>3</sub> при комнатной температуре

Сплав	Скорость коррозии	Средняя скорость коррозии
	г/м <sup>2</sup> ·час	г/м <sup>2</sup> ·час
ЭП718	0,0084	0,0105
	0,0025	
	0,0282	
	0,0030	
Инконель 718	0,0131	0,0043
	0,0004	
	0,0021	
	0,0017	

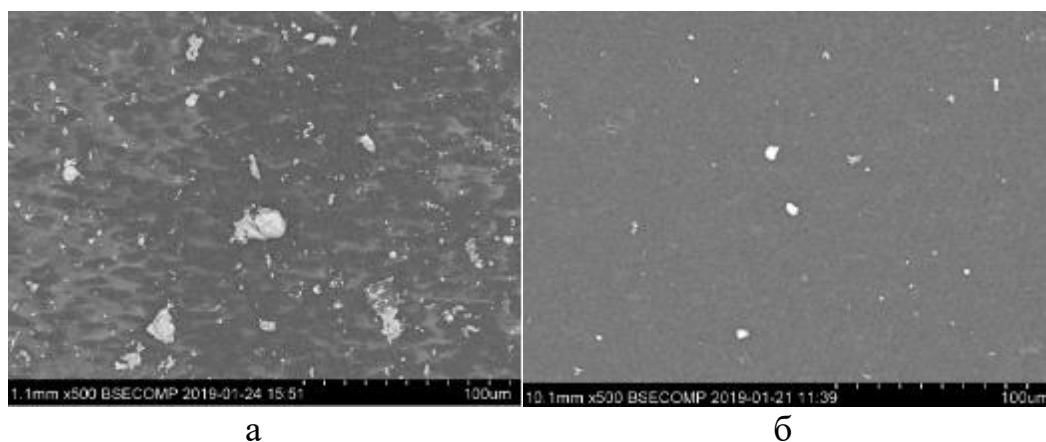
Анализ поляризационных кривых (рис.1) позволил установить, что потенциалы коррозии  $E_{кор}$  сплавов ЭП718 и Инконель 718 составляют примерно –200 мВ. Показано, что при анодной потенциодинамической поляризации (в интервале потенциалов от  $E_{кор}$  до 300 мВ для сплава Инконель 718 и от  $E_{кор}$  до 380 мВ для сплава ЭП718) исследуемые сплавы находятся в пассивном состоянии. При потенциалах, более положительных, чем 300 и 380 мВ, для сплавов Инконель 718 и ЭП718, соответственно, на поляризационной кривой наблюдается рост анодного тока. Причем скорость растворения сплава ЭП718 скачкообразно возрастает и значительно превышает скорость растворения сплава Инконель 718, а при потенциалах выше 600 мВ достигает предельного значения и на поляризационной кривой наблюдается площадка. Для образца сплава Инконель 718 в области потенциалов 380 – 800 мВ наблюдается монотонный рост анодного тока.

Установлено, что одно из основных отличий сплава ЭП718 от Инконель 718 состоит в наличии колебания (осцилляции) тока в широком диапазоне потенциалов на поляризационной кривой (рис.1). Обнаруженные скачки плотности тока связаны с образованием питтингов в структурночувствительных зонах. На поверхности сплава образца сплава ЭП718 после электрохимических испытаний вокруг некоторых включений были обнаружены локальные разрушения, вызванные появлением питтингов и растравливанием границ зерен.



**Рисунок 1** –Поляризационные кривые в деаэрированном 3,5%-растворе NaCl, нейтральный pH

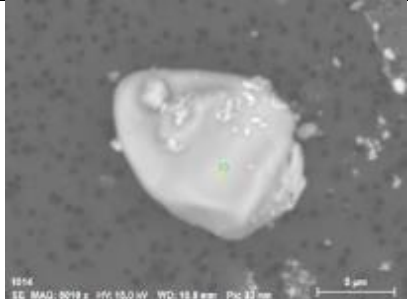
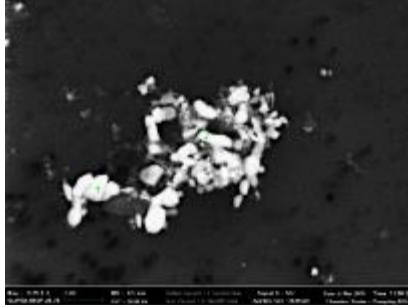
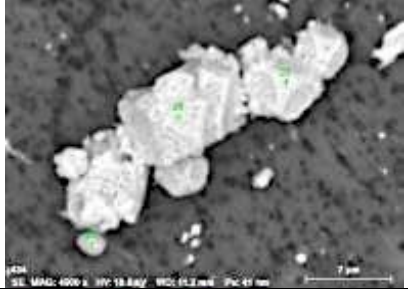
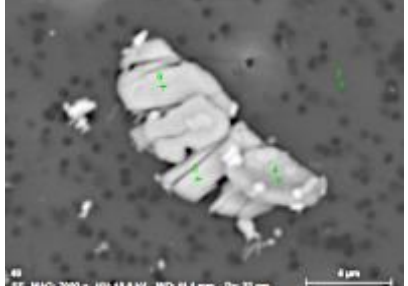
Исследование морфологии, состава, размера и расположения дисперсных включений фаз. При оценке с помощью оптического микроскопа на полированных шлифах обнаружено, что средний диаметр неметаллических включений (НВ) в сплавах ЭП718 и Инконель 718 составляет 6,2 и 5,7 мкм, соответственно. При измерении размеров частиц на поликарбонатном фильтре (рис.2) после ЭЭ было определено, что средние диаметры включений составляют 2,7 и 1,6 мкм для ЭП718 и Инконель 718, соответственно. Несмотря на существенную разницу видно, что закономерности изменения размера включений от образца к образцу сохраняются при оценке разными методами, а системная разница в измерениях вызвана тем, что при оценке НВ после электролитической экстракции учтены и мелкодисперсные НВ, не оцениваемые оптическим методом. Этим же фактором определяется и разница объемных долей: согласно методике определения ASTM E-1245 в сплаве ЭП718 в два раза большеобъемная доля НВ, чем в Инконель 718. Результаты электролитической экстракции показывают отличие по количеству включений практически в 7 раз:  $6,99 \times 10^5$  и  $1,06 \times 10^5$ , соответственно.



**Рисунок 2** – Типичные НВ на поверхности фильтра после электролитической экстракции: а) ЭП718, б) Инконель

Основные включения, обнаруженные в сплаве ЭП718 (табл.4) и Инконель 718 (табл.5) с помощью ЭЭ, были классифицированы на основании химического состава и морфологии.

**Таблица 4** – Обнаруженные включения на поверхности фильтра и металлического образца в сплаве ЭП718 после ЭЭ

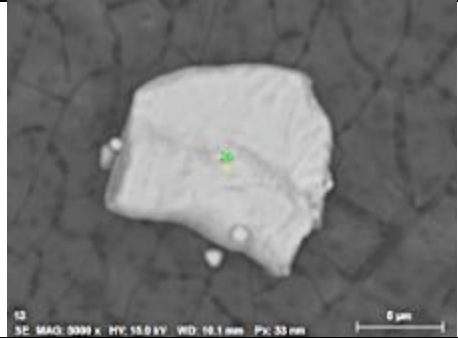
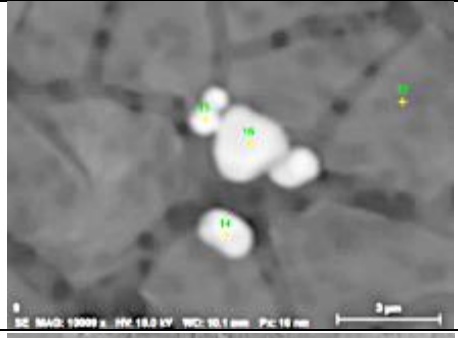
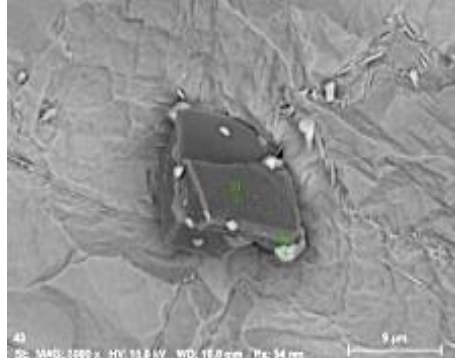
Тип включения	Вид включений	Химический состав, масс. %	Размер, мкм	Коэффициент растворения, $K_p$	Размер кратера, $D_{кр}$ , мкм
(Nb,Ti)C		50-70% Nb, 24-45% Ti, 1-6 % W, 1-3 Mo	3-40	2,35 (4,86) *	5,9-24,4 (16,2-39,5) *
(W, Mo, Nb, Cr) <sub>6</sub> C		8-57% Nb, 3-42% Ti 0-38% Mo, 0-26% W 3-25% Cr	0,5-12	- (21,30)	- (8,4-12,3)
(Ti,Nb)N, (Ti,Nb)C,N		48-83% Ti 2-42% Nb 0-5% W	4-26	2,78 (-)	8,7-10,1 (-)
(Ti,Nb)S		40-71% Ti, 14-33% Nb 0-4% W, 0-3% Mo 7-21% S	2-37	- (8,75)	- (15,4-39,7)

\*В скобках указаны значения для включений, расположенных по границам зерен (ГЗ)

Установлено, что в сплаве ЭП718 карбиды, нитриды, сульфиды титана и ниобия представлены как в виде отдельных включений, так и в виде кластеров размером до 40 мкм. Карбиды сложного состава, содержащие хром, молибден и вольфрам в основном расположены по границам зерен в виде мелких включений размером 0,5 – 4,2 мкм, по химическому составу, морфологии известному хром-эквиваленту  $C_{req} = C_{Cr}/(C_{Cr}+C_{Mo}+0,7C_W)$ , соответствуют карбидам  $M_6C$ , то есть

представляют собой карбиды  $(W,Mo,Nb,Cr)_6C$ . В сплаве Инконель 718 включения представлены в основном одиночными карбидами и карбонитридами на основе титана и ниобия (табл. 5). Мелкие включения, в основном расположенные по границам зерен или на поверхности других НВ, были идентифицированы как  $(Cr,Nb)_{23}C_6$ .

**Таблица 5** – Обнаруженные включения на поверхности фильтра и металлического образца включения в сплаве Инконель 718 после ЭЭ

Тип включения	Вид включений	Химический состав, масс. %)	Размер, мкм	Средний коэффициент растворения, Кр	Размер кратера, $D_{кр}$ , мкм
(Nb,Ti) C		72-96% Nb, 2-16% Ti, 0-7% Cr	2-30	2,23 (5,14)*	5,6-21,2 (16,2-39,5)*
$M_{23}C_6$		25-39% Nb, 5 – 20% Cr, 6-15% Ti	0.5-6	- (5,17)	- (2,1-7,1)
(Ti,Nb) N		59-79% Ti, 9-39% Nb	10-27	2,41 (3,38)	17,3-26,0 (24,4-36,3)

\*В скобках указаны значения для включений, расположенных по границам зерен (ГЗ)

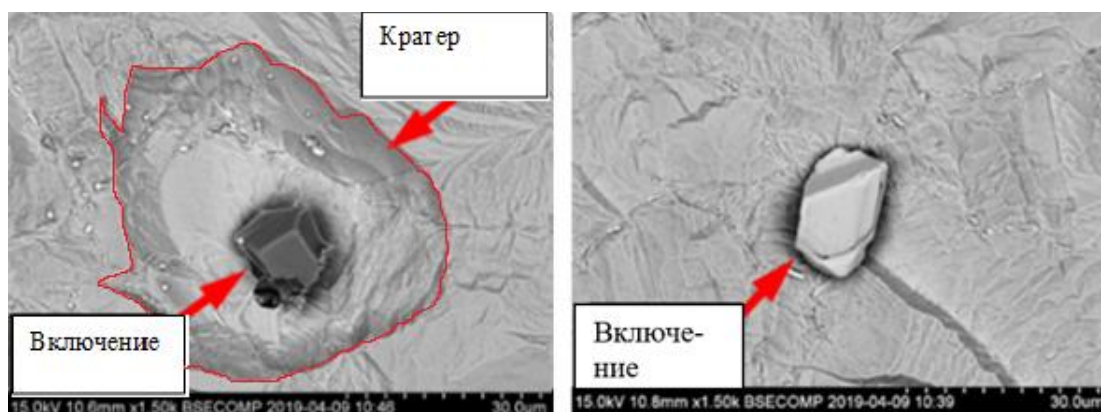
В сплаве ЭП718 имеется несбалансированность химического состава: высокое содержание алюминия, высокое содержание вольфрама и молибдена при достаточно высоком содержании углерода (факт. 0,045 %), что приводит к образованию карбидов типа  $M_6C$  и  $MC$ . Так как технология изготовления обоих сплавов состоит из двойного переплава, то образование сульфидов титана, ниобия в сплаве ЭП718 не связано с переплавом, а может быть связано с использованием шихты с высоким

содержанием серы, тем не менее, добавление электрошлакового переплава способно снизить содержание серы.

В результате проведения ЭЭ было установлено, что растворение матрицы может происходить избирательно вокруг включения: с образованием кратера, рис.3а, либо равномерно без образования кратера, рис.3б. Этот эффект связан с влиянием разных типов НВ на локальное изменение коррозионных свойств. Чтобы оценить влияние состававключений на коррозионную стойкость ввели показатели влияния включений на коррозионную стойкость: коэффициент растворения ( $K_p$ ), который рассчитывался как отношение между площадью «кратера» вокруг включения ( $A_{кр}$ ) к площади этого включения ( $A_{вкл}$ ), а также диаметр «кратера» вокруг включений ( $D_{кр}$ ). Результаты влияния различных типов включений на коррозионную стойкость приведены на рис. 4,5.

$$K_p = A_{кр} / A_{вкл}, \quad (1)$$

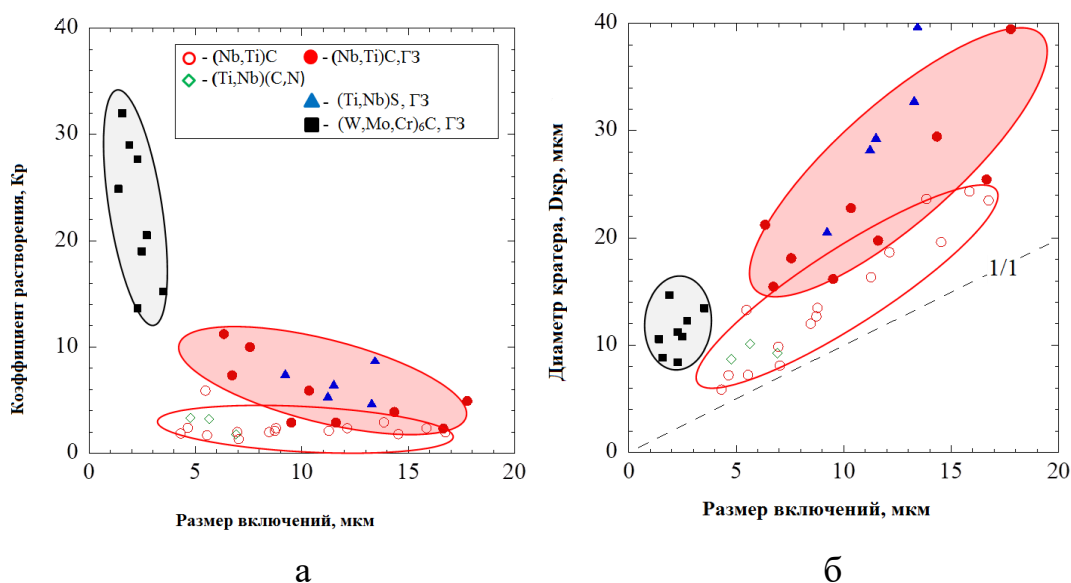
$$D_{кр} = \sqrt{4 \cdot \frac{A_{кр}}{\pi}}, \quad (2)$$



а

б

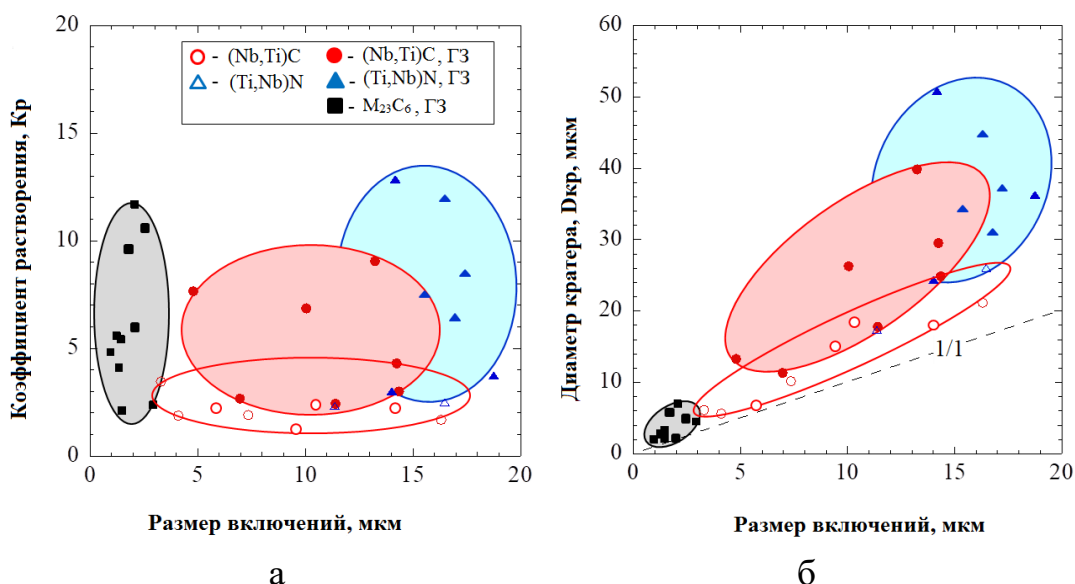
**Рисунок 3**– Вид растворения металла: а) образование кратера вокруг включения б) равномерное растворение матрицы вокруг включения



а

б

**Рисунок 4** – Влияние размера и состава включений (ГЗ– зернограничные включения) в сплаве ЭП78 на: а) коэффициент растворения  $K_p$ , б) диаметр кратера  $D_{кр}$



**Рисунок 5** – Влияние размера и состава включений в сплаве Инконель 718 на а) коэффициент растворения  $K_p$ , б) э диаметра кратера  $D_{кр}$

По полученным результатам установлено, что в сплаве ЭП718:

1) наибольшие  $D_{кр}$  (до 40 мкм) имеют включения карбидов ниобия, титана и сульфидов титана, расположенных по границам зерен. То есть эти НВ наиболее активны с точки зрения коррозии;

2) мелкие включения  $(W, Mo, Cr, Nb)_6C$  (в состав которых входят элементы, отвечающие за коррозионную стойкость), расположенные по границам зерен имеют наибольший коэффициент растворения;

3) нитриды/карбонитриды титана и ниобия (отдельные включения и кластеры) имеют наименьшие коэффициенты растворения и диаметры кратера по сравнению с другими обнаруженными включениями, то есть оказывают меньшее влияние на коррозионную стойкость.

Для сплава Инконель 718:

1) наибольшие кратеры в сплаве Инконель 718 были обнаружены для включений карбидов ниобия, титана (11,4 – 39,9 мкм) и для нитридов титана, ниобия (24,4 – 36,3 мкм), расположенных по границам;

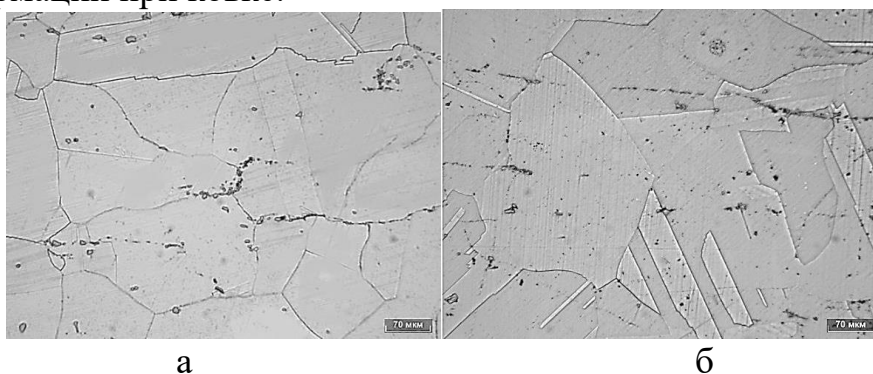
2) хромсодержащие карбиды  $M_{23}C_6$  не проявили ожидаемого снижения коррозионной стойкости, ввиду их относительно небольшого размера (0,5 – 6 мкм).

Установлено, что для исследуемых сплавов характерно более активное влияние включений, расположенных по границам зерен. Значения коэффициента растворения ( $K_p$ ) для включений, расположенных по границам зерен от 1,4 до 2,3 раз выше, чем для включений, расположенных внутри зерна, для обоих исследуемых сплавов. Для обоих сплавов диаметры кратеров увеличиваются с размером включений.

Результаты исследований, выполненных в главе 3, позволили заключить, что сплав ЭП718 обладает более низкой коррозионной стойкостью в сравнении со сплавом Инконель 718 по причине большего количества дисперсных фаз включений, сульфиды титана, карбиды титана, ниобия,  $(W, Mo, Cr, Nb)_6C$  карбидов оказывают наибольший эффект на снижение коррозионной стойкости ЭП718.

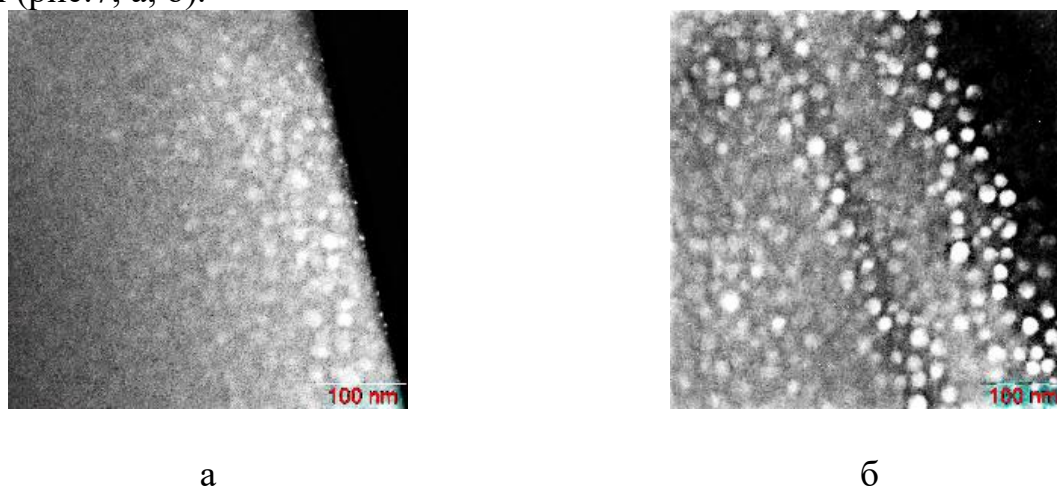
**Четвёртая глава** посвящена исследованию влияния режима термической обработки на структуру и свойства сплава ЭП718. В качестве базового варианта использовали режим, рекомендованный в ТУ14-1-3905-85 и производителем.

Исследование структуры сплава ЭП718 в исходном состоянии послековки показало, что сплав характеризуется структурой  $\gamma$ -твердого раствора со значительным количеством распределенных в направлении деформации дисперсных фаз включений (рис.6, а, б), расположенных по границам и по телу зерна. Обращает внимание на себя разноразмерность зерен аустенита: размеры зерен 20 – 80 мкм до 400 – 600 мкм. Средний балл зерна равен 3. Требования ТУ14-1-3905-85 к размеру зерна отсутствуют. Твердость образца в состоянии поставки составляет  $31 \pm 2$  HRC. Значительная разноразмерность и разброс твердости вызван неравномерными процессами деформации при ковке.



**Рисунок 6** – Микроструктура сплава ЭП718 в состоянии:  
а) поставки (послековки), б) закалки

После закалки с температуры  $1080^\circ \text{C}$ , которая выше температуры начала рекристаллизации (рис. 6, б), в структуре появляются рекристаллизованные зерна, а из-за напряжений, возникающих при быстром охлаждении, двойники. Твердость образца после закалки составляет 260 HV. После промежуточной ступени старения в матрице выделяются дисперсные упрочняющие сферические частицы  $\gamma'$  (рис.7, а, б), размер которых составляет порядка 10 – 20 нм. Промежуточное старение вызывает рост твердости с 260 HV после закалки до  $33 \pm 2$  HRC. Твердость после окончательной ступени старения составляет  $38 \pm 2$  HRC, несмотря на это размер дисперсных частиц при этом не изменяется в сравнении с промежуточной ступенью старения (рис.7, а, б).

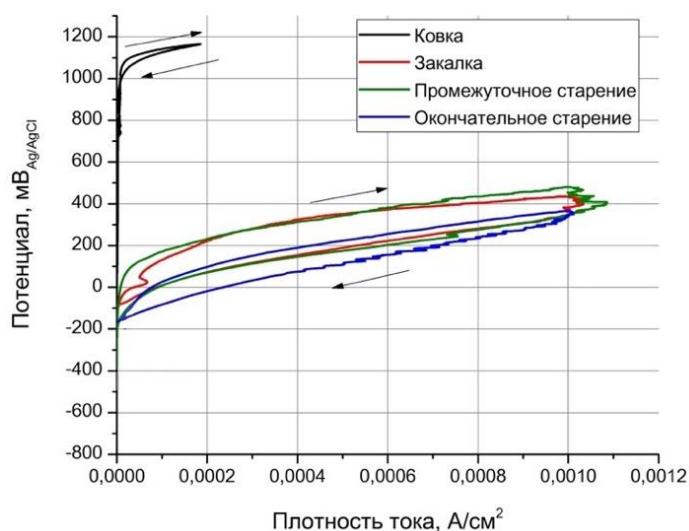


**Рисунок 7** – Микроструктура образцов ЭП718 после старения: а) после промежуточного старения, б) после окончательного старения

Изучение закономерностей влияния термообработки на коррозионную стойкость позволило определить, что образцы сплава ЭП718 в состоянии поставки по сравнению с образцами после закалки имеют самые низкие потери массы ( $4,1 \pm 1,8 \text{ г/м}^2 \cdot \text{час}$ ), в то время как после закалки и старения образцы имеют скорости коррозии выше, чем в два раза ( $10,9 \pm 0,8$  и  $8,8 \pm 3,0 \text{ г/м}^2 \cdot \text{час}$ , соответственно), при испытаниях на стойкость к питтингообразованию (табл.6). Анализ поляризационных кривых образцов сплава ЭП718, исследованных в деаэрированном 3,5% растворе NaCl, pH~2,4 показывает, что на образце в состоянии поставки пробой пассивности с образованием питтинга наступает при потенциале  $\approx 1 \text{ В}$  (рис.8), залечивание питтинга происходит практически сразу после снижения потенциала, что указывает на то, что сплав ЭП718 в состоянии поставки практически не подвергается питтингообразованию и обладает стабильной пассивностью.

**Таблица 6.** Результаты испытаний на стойкость к питтингообразованию сплава ЭП718 в 10% растворе  $\text{FeCl}_3$  при температуре  $50^\circ\text{C}$

№	Состояние	Средняя скорость коррозии, $\text{г/м}^2 \cdot \text{час}$
1	Ковка	$4,13 \pm 1,8$
2	Закалка	$10,86 \pm 0,8$
3	Промежуточное старение	$8,64 \pm 4,3$
4	Окончательное старение	$8,78 \pm 3,0$



**Рисунок 8** – Поляризационные кривые образцов сплава ЭП718 в различных состояниях (3,5% раствор NaCl, pH~2,4)

Самая низкая скорость коррозии и самые высокие значения потенциалов питтингообразования и репассивации характерны для образцов после ковки. Образцы после закалки и старения отличаются более высокими скоростями



коррозии и более низкими значениями потенциала питтингообразования и репассивации, что объясняется тем, что в процессе закалки происходит распад карбидов МС с образованием вторичных карбидов  $M_6C$ .

Разработка режим термической обработки. Установлено, что повышение температуры закалки и увеличение времени выдержки приводит к снижению прочностных свойств и повышению пластичности (табл.7).

**Таблица 7.** Результаты проведения испытаний сплава ЭП718 после различных режимов закалки в сравнении со сплавом Инконель 718

Температура закалки, °С	Выдержка, час	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, $\delta$ , %	Относительное сужение, $\psi$ , %	Скорость коррозии, $T=50^\circ\text{C}$ , г/м <sup>2</sup> ·час	Ударная вязкость, КСV/КСU, Дж/см <sup>2</sup> , $T=-60^\circ\text{C}$	Твердость, HRC
980	1	951±5	1278±20	22,5±4	26,5±3	5,68±2,3	108; 51,5	37,2±3
	2	895±8	1248±10	25,1±2	34±2	6,57±2,9	–	36,2±1,5
1030	1	851±5	1254±18	22±3	28±4	7,08±3,0	–	33,8±1,3
	2	784±10	1228±32	32±5	37±2	10,2±2,1	–	31,1±1,5
1080	1	811±15	1241±10	24,5±4	30±3	7,64±0,5	–	32,9±1,5
	<b>2 (PP)</b>	<b>779±20</b>	<b>1234±20</b>	<b>20,5±2</b>	<b>21,5±5</b>	<b>8,78±3,0</b>	<b>63</b>	<b>32,2±0,76</b>
1130	1	756±10	1216±20	30,5±3	22±4	2,27±1,5	–	29,3±2,3
	2	710±15	1205±15	31,5±2	35±4	2,53±1,1	–	30,1±2,1
Ковка		948±89	1216±77	22±5	27±6	4,13±1,8	54,4	–
ТУ14-1-3905-85		≥650	≥850	≥12	≥14	-	34	–
Инконель 718		1050	1250	21,5	45	1,73±1,5	87	–
API 6A718		≥827	≥1034	≥20	25-35	–	68 (min 61)	≤40

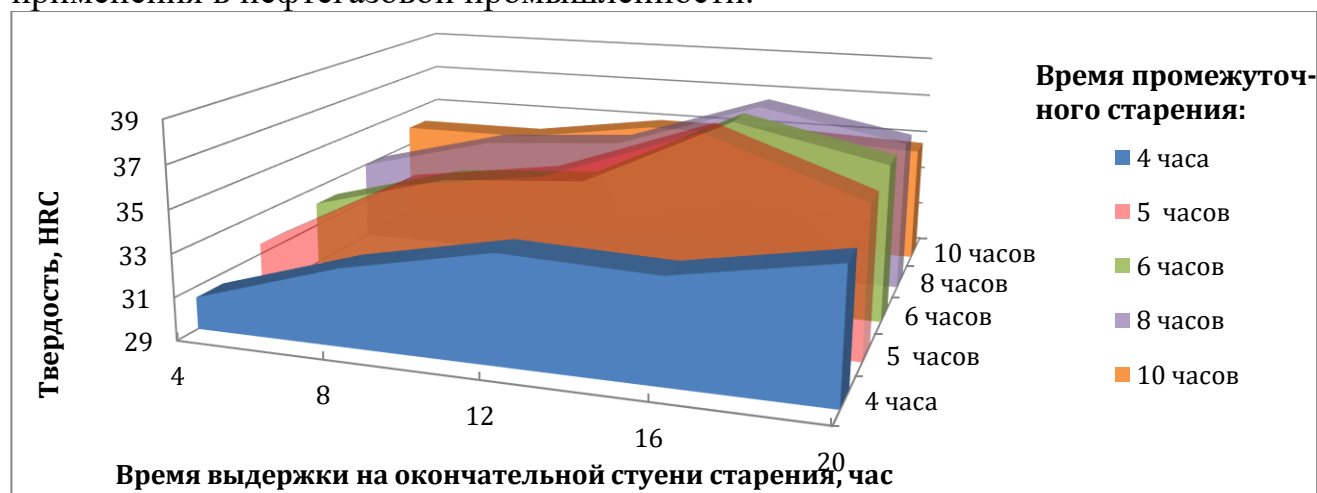
PP – рекомендованный ТУ 14-1-3905-85 режим

Экспериментальные данные (табл.7) показывают, что прочностные свойства образцов ЭП718 в состоянии поставки (послековки) имеют сравнительно высокие значения прочностных и пластических свойств, которые, однако, имеют значимый разброс значений из-за неравномерности структуры послековки. Стойкость к питтингообразованию образцов послековки имеет одно из самых низких значений по сравнению с другими вариантами термообработки. Закалка с температуры 980°С

позволяет повысить прочностные характеристики по сравнению с рекомендованным режимом термообработки: предел текучести составляет  $926 \pm 20$  МПа. Механические свойства сплава после модифицированной термообработки соответствуют требованиям стандарта API 6A718. Коррозионная стойкость сплава ЭП718 после модифицированного режима термообработки ближе к состояниюковки, однако скорость коррозии выше, чем у сплава Инконель 718 после стандартного режима термообработки.

В результате проведения рекомендованного НТД режима старения, состоящего из закалки при  $1080^\circ\text{C}$  и последующего старения, получается наименее эффективное сочетание прочностных и коррозионных свойств. Статические механические свойства сплава ЭП718 после стандартной термической обработки значительно ниже сплава Инконель 718 и требований API 6A718, а также не удовлетворяют требованиям пластичности ТУ 14-1-3905-85. Однако при проведении стандартной термической обработки достигаются более высокие значения ударной вязкости.

Установлено, что закалка при температуре  $1130^\circ\text{C}$  позволяет добиться самых низких скоростей коррозии близких скоростям коррозии Инконель 718. Однако низкие прочностные свойства, которые получаются при данной термообработке не позволяют рекомендовать данный режим термообработки сплава ЭП718 для применения в нефтегазовой промышленности.



**Рисунок 9** – Твердость сплава ЭП718 в зависимости от времени выдержки при старении

Установлено, что основное упрочнение происходит в течение первой ступени старения в течение 5 часов при  $650^\circ\text{C}$  (рис. 9). Увеличение длительности старения (более 16 часов) на окончательной ступени старения приводит к разупрочнению сплава ЭП718. Подтверждено, что проведение ступенчатого режима старения, предусмотренного ТУ 14-1-3905-85 ( $780^\circ\text{C}$  в течение 5 часов с охлаждением на воздухе;  $650^\circ\text{C}$  в течение 16 часов с охлаждением на воздухе), приводит к наибольшему упрочнению.

На основании проведенных в главе 4 экспериментальных исследований было определено, что рекомендованный производителем и ТУ14-1-3905-85 режим термообработки приводит к недостаточным прочностным и коррозионным свойствам сплава ЭП718, поэтому был разработан режим термообработки,

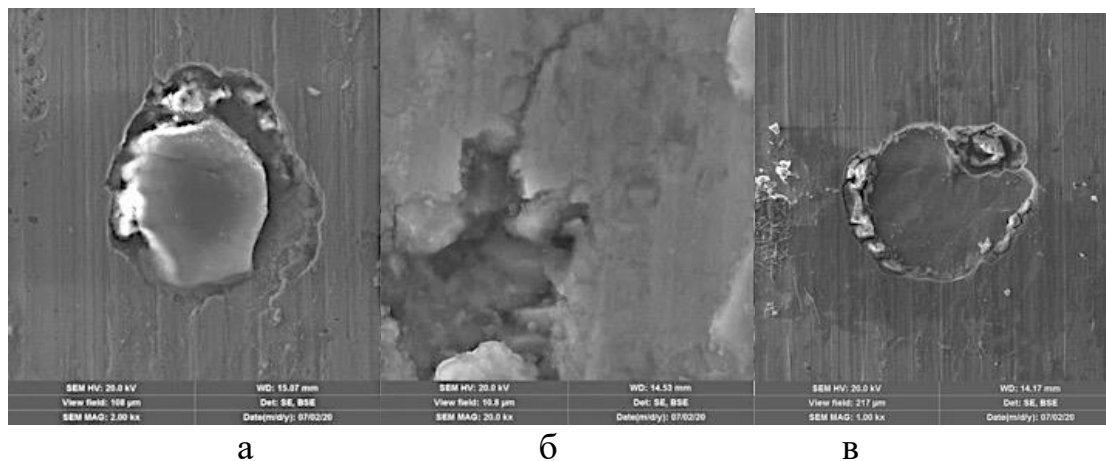
состоящий из закалки при 980°C и времени выдержки 1 час, с последующим двухступенчатым старением.

**Пятая глава** содержит экспериментальные исследования физическомоделирования эксплуатационных воздействий на коррозионную стойкость сплава ЭП718, где основными агрессивными факторами являются сероводород, хлориды, температура и напряжения. Приведены результаты испытаний на стойкость к питтингообразованию (табл.8) и испытания на склонность к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (табл.9) при температуре 175°C в условиях, имитирующих эксплуатационные воздействия (парциальное давление углекислого газа и сероводорода 3,5 МПа, 20% раствор NaCl, уровень pH 3,5).

**Таблица 8** – Результаты автоклавных испытаний сплава ЭП718 (условия: 20% р-р NaCl, pH 3,5, 175°C, P<sub>H<sub>2</sub>S</sub>=3,5 МПа, P<sub>CO<sub>2</sub></sub>=3,5 МПа)

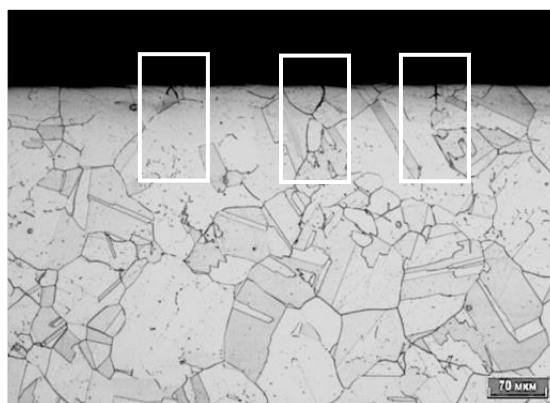
Температура закалки, °C	Выдержка при закалке, час	Среднее значение скорости коррозии, г/м <sup>2</sup> ·час
980	1	0,0019±0,0002
	2	0,0020±0,0005
1030	1	0,0028±0,0007
	2	0,0029±0,0008
1080	1	0,0028±0,0007
	2	0,0026±0,0008
1130	1	0,0020±0,0002
	2	0,0018±0,0006

Показано, что скорость коррозии образцов ЭП718 в условиях, приближенных к эксплуатационным, составляет менее 0,003г/м<sup>2</sup>·час для всех исследованных образцов. Скорость коррозии увеличивается с повышением температуры закалки до температуры 1080°C и снижается при температуре 1130°C. Наибольшие потери веса имеют образцы после закалки при температуре 1030°C и 1080°C. Наименьшие потери веса и скорости коррозии соответствуют температуре закалки 980°C и 1130°C. При изучении поверхности образцов было выявлено множество локальных повреждений вокруг включений и по границам зерен (рис.10).



**Рисунок 10** –Коррозионные повреждения образцов ЭП718 после автоклавных испытаний: а) повреждения вокруг отдельных включений, б) повреждения у скоплений включений, в) повреждения по границам зерен

Результаты автоклавных испытаний сплава ЭП718 на стойкость к СКРН в течение 1 месяца при нагрузке 100% от фактического предела текучести (условия: 175°C,  $P_{H_2S}=3,5$  МПа и  $P_{CO_2}=3,5$  МПа) свидетельствуют об отсутствии разрушений образцов, однако на поверхности образцов обнаружены незначительные повреждения глубиной 20 – 50 мкм, которые развиваются по границам зерен, рис.11.



**Рисунок 11** –Внешний вид образцов сплава ЭП718 после испытаний на стойкость к СКРН в течение 1000 часов при нагрузке 100% от фактического предела текучести (условия: 175°C,  $P_{H_2S}=3,5$  МПа и  $P_{CO_2}=3,5$  МПа)

Показано, что коррозия сплава ЭП718 в агрессивных хлоридсодержащих средах нефтяных месторождений, представляет собой комплексный процесс. Основное влияние на возникновение питтинга и развитие коррозионного процесса оказывают НВ, по-разному влияющие на коррозионный процесс. Сульфиды, являясь анодными включениями по отношению к матрице, растворяются; карбиды и нитриды титана/ниобия вызывают растворение матрицы вокруг включения, являясь катодными включениями; карбиды вольфрама, молибдена, хрома (катоды) вызывают обеднение легирующими элементами матрицы и приводят к снижению ее коррозионной стойкости и, следовательно, ее растворению.

**В главе 6** на основании обобщения проведенных аналитических и экспериментальных исследований приведены рекомендации для повышения механических и коррозионных свойств сплава ЭП718 применительно к нефтегазовой промышленности.

Рекомендованная технология выплавки состоит из вакуумной индукционной плавки, электрошлакового переплава и вакуумно-дугового переплава. Изучение режимаковки не входило в задачи исследования, однако рекомендовано, чтобыковка обеспечивала однородный химический состав и структуру трубной заготовки, для чего следует выдерживать температуру в узком диапазоне и не допускать перегревов или длительного нагрева. Рекомендованный режим термообработки: закалка при  $980^{\circ}\text{C}$  с последующим промежуточным старением в течение 5 часов при  $780^{\circ}\text{C}$  и охлаждением на воздухе, окончательным старением при  $650^{\circ}\text{C}$  в течение 16 часов с охлаждением на воздухе. Рекомендованы следующие характеристики микроструктуры: балл зерна 4 – 5 и выше для обеспечения механических свойств. В рекомендованной микроструктуре должны отсутствовать вторичные фазы по границам зерен. Рекомендуется изменение состава в сторону более сбалансированного, чтобы снизить вероятность образования нежелательных фаз:

– для снижения вероятности образования карбидов типа  $\text{M}_6\text{C}$  рекомендовано снизить содержание углерода до 0,01% и менее, обеспечить сумму содержания вольфрама и молибдена ниже 7 – 8 %.

– для снижения вероятности образования карбидов типа  $\text{M}_6\text{C}$  рекомендовано снизить время выдержки при ковке в интервале  $980 - 1150^{\circ}\text{C}$ , сбалансировать содержание вольфрама, хрома и молибдена.

– для повышения стойкости к растрескиванию рекомендуется снижение содержания серы, а также повышение содержания никеля, хрома и молибдена.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Установлены факторы, определяющие коррозионную стойкость и прочностные характеристики дисперсионно-твердеющего сплава на никелевой основе ЭП718 (ХН45МТЮБР), на основании которых разработаны способы повышения прочности и коррозионной стойкости для эксплуатации сплава в нефтегазовой промышленности, а именно: снижение количества и видов неметаллических включений, изменение режима термической обработки, ограничение условий эксплуатации, а также корректировка химического состава, технологий выплавки иковки.

2. Установлено влияние неметаллических включений на коррозионную стойкость сплава ЭП718 и сплава Инконель 718. В сплаве ЭП718 в зависимости от места отбора проб обнаружено от 2 до 10 раз больше включений, чем в сплаве Инконель 718. Влияние включений на коррозионную стойкость пропорционально размерам включений. Включения, расположенные по границам зерна, существенно (~в 1,4-2,3 раза) снижают коррозионную стойкость. В сплаве ЭП718 обнаружено 4 вида включений: сульфиды  $(\text{Ti}, \text{Nb})\text{S}$ , карбиды  $(\text{W}, \text{Mo}, \text{Nb}, \text{Cr})_6\text{C}$ , карбиды  $(\text{Nb}, \text{Ti})\text{C}$ , нитриды  $(\text{Ti}, \text{Nb})\text{N}$  (в порядке, отражающем степень влияния на коррозионную стойкость, от большего к меньшему). В сплаве Инконель 718 также обнаружено 3 вида включений: карбиды  $(\text{Nb}, \text{Ti})\text{C}$ , нитриды  $(\text{Ti}, \text{Nb})\text{N}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Показано, что в сплаве Инконель 718 частицы нитридов титана, ниобия размером более 12 мкм

вливают на коррозионную стойкость более существенно, чем карбиды титана, ниобия и мелкие хромсодержащие карбиды  $Cr_{23}C_6$ , в отличие от известного положения о том, что нитриды являются наиболее нейтральными по отношению к матрице.

3. Предложен метод определения влияния неметаллических включений на коррозионную стойкость коррозионно-стойких сталей и сплавов, основанный на проведении электролитической экстракции (травления) образцов и цифровой обработке электронно-микроскопических изображений с получением размера включений, химического состава, площади растратов (кратеров) вокруг включений. Предложенный метод позволяет количественно оценить степень влияния включения на коррозионную стойкость через определение коэффициента растрата и диаметра кратера.

4. Определено, что режим термической обработки сплава ЭП718 значительно влияет на его коррозионные и прочностные свойства. Режим термической обработки, указанный в ТУ 14-1-3905-85 и рекомендованный производителем (закалка при  $1080^{\circ}C$  в течение 2 часов и последующее ступенчатое старение), приводит к снижению коррозионной стойкости и к недостаточным механическим свойствам (предел текучести  $\leq 827$  МПа, что ниже требований стандарта АРІ 6А718). Снижение коррозионной стойкости и механических свойств связано в первую очередь с образованием карбидов типа  $M_6C$ , содержащих вольфрам и молибден.

5. Разработан режим термической обработки для сплава ЭП718 применительно к нефтегазовой промышленности, обеспечивающий более высокие прочностные и коррозионные свойства: закалка при  $980^{\circ}C$  с последующим промежуточным старением в течение 5 часов при  $780^{\circ}C$  и охлаждением на воздухе, окончательным старением при  $650^{\circ}C$  в течение 16 часов с охлаждением на воздухе, что обеспечивает предел текучести  $926 \pm 20$  МПа.

6. Впервые оценена коррозионная стойкость сплава ЭП718 в условиях, приближенных к эксплуатационным: при температуре  $175^{\circ}C$  и парциальном давлении газов  $P_{H_2S} = 3,5$  МПа и  $P_{CO_2} = 3,5$  МПа в деаэрированном 20%-м растворе NaCl с рН 3,5. Показано, что скорость коррозии образцов сплава ЭП718 для разных режимов термической обработки составляет менее  $0,003$  г·м<sup>2</sup>/час. Испытания на склонность к сульфидному растрескиванию под напряжением в автоклаве не привели к разрушению образцов, однако привели к возникновению отдельных незначительных трещин размерами 20 – 50 мкм по границам зерен.

7. Для достижения наиболее благоприятного сочетания прочностных свойств и коррозионной стойкости сплава ЭП718 применительно к нефтегазовой промышленности необходима корректировка его химического состава в сторону более сбалансированного, с целью снижения вероятности образования нежелательных фаз. Для снижения вероятности образования карбидов типа  $MC$  необходимо снижать содержание углерода до 0,01% и менее, обеспечивать сумму содержания вольфрама и молибдена ниже 7-8 %. Для снижения вероятности образования карбидов типа  $M_6C$  необходимо снижать время выдержки (при ковке) при температурах образования карбидов типа  $M_6C$  ( $980-1150^{\circ}C$ ), балансировать содержание вольфрама, хрома и молибдена. Для повышения стойкости сплава к растрескиванию рекомендуется снижение содержания серы, что может быть обеспечено применением электрошлакового переплава.

8. Рекомендована разработка нормативно-технического документа применительно к нефтегазовой промышленности для сплава ЭП718, учитывающего требования к его структуре (баллу зерна, наличию фаз), термической обработке для разных условий эксплуатации и групп прочности, требования к условиям проведения испытаний на ударный изгиб (температура испытания, направление вырезки образцов, допустимые минимальные значения), условиям коррозионных испытаний, имитирующих условия эксплуатации.

**Основные положения диссертации отражены в следующих работах:**

1. Kolesov S. Evaluation of the Stress-Strain State in Alloy 718 After Hydrogen Charging / S. Kolesov, E. Alekseeva // Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications. Minerals, Metals and Materials Series. – 2018. – P. 553-563.
2. Харьков А.А. Сравнительный анализ коррозионной стойкости сплавов Инконель 718 и ЭП 718 / Е.Л. Гюлиханданов, А.В. Шахматов, Е.Л. Алексеева // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2018.–№10. – С.44-48.
3. Khar'kov, A.A. Comparative Analysis of Corrosion-Resistant Alloys Inconel 718 and EP718 /A.V. Shakhmatov, E.L. Gyulikhandanov, E. L. Alekseeva //Chemical and Petroleum Engineering. – 2019. – Vol. 54. – P. 771-778.
4. Гюлиханданов Е.Л. Структура и свойства сплава ЭП718 на железоникелевой основе в процессе производства полуфабрикатов / Гюлиханданов Е.Л., Алексеева Е.Л., Шахматов А.В., Лошаченко А.С., Лапеченков А.А. / Вопросы материаловедения. – 2019. – №4(100). –С.42-52.
5. Шахматов А.В. Структура и свойства сплава ЭП718 для применения в нефтяной промышленности / Шахматов А.В., Алексеева Е.Л. // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. Материалы XXIV Уральской школы металловедов-термистов.– 2018. – С.137-139.
6. Karasev A. Characterization of non-metallic inclusions in corrosion-resistant nickel-based EP718 and 718 alloys by using electrolytic extraction method/Karasev A., Alekseeva E., Lukianov A., Jönsson P.G.// E3S Web of Conferences. – 2019. – Vol. 121. – 04004.
7. Alekseeva E., Effect of Inclusions on the Corrosion Properties of the Nickel-Based Alloys 718 and EP718 // Alekseeva E., Karasev A., Jönsson P.G, Alkhimenko A. / Metals. – 2020. –10(9). –p. 1177.
8. Гюлиханданов Е.Л., Анализ воздействия структурных факторов на коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава типа Инконель 718 применительно к использованию в нефтегазовой индустрии / Гюлиханданов Е.Л., Алексеева Е.Л. // Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2017): Сборник трудов международной научно-технической конференции. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – с.418-422.
9. Gyulikhandanov E.L., Structure and properties of Nickel-Based alloy EP718 in the Process of Manufacturing / Gyulikhandanov E.L., Alekseeva E.L., Shakhmatov A.V., Loshachenko A.S., Lapchenkov A.A. / Inorganic materials: Applied Research– 11(6).– 2020 –1317 – 1324.
10. Гюлиханданов Е. Л., Влияние термической обработки на структуру и свойства сплава ЭП718 / Е. Л. Гюлиханданов, Е. Л. Алексеева // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. Материалы XX Международной научно-технической Уральской

школы-семинара металловедов – молодых ученых. –Екатеринбург.: Изд-во Уральского университета.– 2020.

**11.** Alekseeva E., Evaluation of Corrosion Resistance of Nickel-based Alloy EP718 for use in Hydrogen Sulphide Containing Environment / Alekseeva E., L. Galata, A. Lapechenkov, M. Kovalev // E3S Web of Conf. – 225. – 2021.– 03001.

**12.** Алексеева Е.Л., Влияние термической обработки на коррозионные и прочностные свойства дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП718 / Е. Л. Е. Л. Алексеева, Б.С. Ермаков, Е.Л. Гюлиханданов, А.А. Альхименко, др. / Известия вузов. Цветная металлургия. – 2021. – №6 – С. 31-39.