

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
(НИТУ МИСИС)

Государственная корпорация по атомной энергии «Росатом»
АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ТРОИЦКИЙ ИНСТИТУТ ИННОВАЦИОННЫХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ
(АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ»)

На правах рукописи

КУТУКОВ Антон Константинович

**УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ИМПУЛЬСНЫМ ПОТОКОМ
ПЛАЗМЫ И ЛАЗЕРНЫМ НАКЛЕПОМ**

СПЕЦИАЛЬНОСТЬ

2.6.17 – Материаловедение

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата технических наук

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ

доктор физико-математических наук
Савченко Александр Григорьевич

НАУЧНЫЙ КОНСУЛЬТАНТ

доктор физико-математических наук
Христофоров Олег Борисович

Москва – 2024

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1. ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛОВ (АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ)	10
1.1 Свойства, условия работы и причины выхода из строя изделий, изготовленных из конструкционных металлов.....	10
1.2 Достоинства и недостатки промышленных методов обработки.....	11
1.2.1 Термическая обработка.....	12
1.2.2 Химико-термическая обработка.....	12
1.2.3 Закалка токами высокой частоты.....	13
1.2.4 Обработка холодом (криогенная обработка).....	14
1.2.5 Обработка поверхностным пластическим деформированием.....	15
1.3 Радиационно-пучковые технологии обработки.....	16
1.3.1 Взаимодействие импульсных плазменных потоков с поверхностью.....	21
1.3.2 Лазерный наклеп.....	25
1.4 Комбинированная обработка материалов.....	28
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	31
2.1 Материалы.....	31
2.2 Оборудование для исследования методов обработки импульсным потоком плазмы и лазерным наклепом.....	33
2.2.1 Импульсный плазменный ускоритель МКТ.....	33
2.2.2 Квazистационарный плазменный ускоритель КСПУ.....	34
2.2.3 Ключевые параметры режимов обработки импульсным потоком плазмы.....	37
2.2.4 Лазерный комплекс для обработки материалов методом лазерного наклепа и процесс взаимодействия ударной волны с твердым телом.....	43
2.3 Методы исследования конструкционных сталей.....	48
2.3.1 Оптическая профилометрия.....	48
2.3.2 Сканирующая электронная микроскопия.....	50
2.3.3 Рентгеноструктурный анализ.....	51
2.3.4 Методика исследования топографии поверхности и толщины модифицированного слоя с помощью оптической микроскопии.....	54
2.3.5 Измерение микротвердости.....	55
ГЛАВА 3 ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ ИМПУЛЬСНЫМ ПОТОКОМ ПЛАЗМЫ	56

3.1 Морфология и структура поверхности модифицированного слоя сталей в зависимости от режимов обработки импульсным потоком плазмы	56
3.2 Изменение рельефа поверхности при обработке импульсным потоком плазмы	61
3.3 Изменение фазового состава при обработке ИПП.....	64
3.4 Возможности увеличения толщины модифицированного слоя	65
3.5 Микротвердость модифицированного слоя конструкционных сталей, обработанных импульсным плазменным потоком.....	72
3.6 Влияние остаточных напряжений в поверхностном слое при обработке импульсным плазменным потоком.....	76
3.7 Заключение и выводы по Главе 3	81
ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО НАКЛЕПА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ.....	84
4.1 Исследование формирования структуры и свойств конструкционных материалов после обработки методом лазерного наклепа.....	84
4.2 Исследование остаточных напряжений, формирующихся в поверхностном слое материала после обработки лазерным излучением.....	91
4.3 Заключение и выводы по Главе 4	92
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	94
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	96
ПРИЛОЖЕНИЕ А Результаты опытно- промышленных испытаний бурильных замковых соединений после обработки.....	108
ПРИЛОЖЕНИЕ Б Результаты эксплуатации термоэлектрических преобразователей ОВЕН ДТЭК125 после обработки.....	111
ПРИЛОЖЕНИЕ В Результаты исследования работоспособности пуансонов при нагрузке / испытаниях в реальных условиях эксплуатации после обработки	114

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. В процессе эксплуатации более половины промышленных изделий выходят из строя по причине износа, образования трещин или разрушения тонкого поверхностного слоя. Сердцевина материалов при этом остается неповрежденной [1]. В этой связи важной технологической задачей является повышение эксплуатационных свойств поверхности материалов. Основными параметрами, ответственными за эксплуатационные свойства поверхности промышленных изделий, являются износостойкость, усталостная прочность и коррозионная стойкость. Поэтому поиск эффективных методов поверхностной обработки конструкционных материалов, обеспечивающих одновременное улучшение указанных свойств, относится к числу **актуальных** и еще **не решенных** задач материаловедения.

Для улучшения таких характеристик металлических материалов, как твердость, прочность и износостойкость используют методы закалки. Для сталей известно, что значительное повышение твердости достигается при протекании мартенситного превращения, причем интенсивность процесса прямо зависит от скорости охлаждения. Однако во время закалки при сверхбыстром охлаждении в материале образуются высокие внутренние остаточные напряжения, которые приводят к короблению и образованию трещин в материале, что сильно снижает усталостную прочность изделий [2-3]. При применении традиционных методов термической обработки объемных материалов снижение внутренних напряжений достигается посредством отпуска, но его побочным и нежелательным эффектом является уменьшение твердости, прочности и износостойкости, вследствие распада пересыщенных твердых растворов мартенсита и аустенита. В России наиболее распространёнными методами финишной обработки изделий, позволяющими уменьшить внутренние растягивающие напряжения, являются механические методы – дробеструйная обработка или прокатка шариками и роликами. При этом основным недостатком этих методов является нежелательное изменение в топографии поверхности и небольшая глубина, на которой достигаются нужные значения остаточных напряжений.

Таким образом, отсутствие универсального способа обработки поверхности определяет актуальность диссертационной работы, в которой в качестве новых перспективных подходов к увеличению износостойкости, усталостной прочности и коррозионной стойкости исследованы еще слабо изученные и мало апробированные в промышленности методы обработки поверхности импульсными потоками плазмы (ИПП) и лазерным наклепом (ЛН). Механизм обработки ИПП заключается в термическом воздействии на материал, в то время как ЛН оказывает на него механическое воздействие.

Диссертационная работа выполнялась в рамках комплексной программы «Развитие техники, технологий и научных исследований в области использования атомной энергии в РФ на

период до 2024 года» (РТТН), куда вошел проект НИОКР на тему «Создание технологии комплексного воздействия мощными импульсными потоками высокотемпературной плазмы и лазерного излучения», где основной целью является не только разработка технологии упрочнения конструкционных материалов, но и создание образцов новых технологических установок, которые в дальнейшем можно было бы легко адаптировать для решения конкретных производственных задач. Основные результаты работы получены в процессе проведения НИОКР, выполнявшихся в период с 2020 по 2024 гг. по государственным контрактам №№ Н.4ф.241.09.20.1095 от 16.06.2020; Н.4х.241.09.21.1112 от 29.04.2021; Н.4ф.241.09.22.1120 от 25.08.2022; № Н.4к.241.09.23.1058 от 17.04.2023.

Степень разработанности темы исследования. Перед началом работы было известно, что обработка ИПП увеличивает такие свойства поверхности материалов, как износостойкость, коррозионная стойкость, однако ухудшает пластичность и усталостную прочность, создавая в поверхностном слое материала нежелательные растягивающие напряжения, ведущие к образованию микротрещин. При этом исследований, касающихся установления закономерностей и систематизации параметров обработки ИПП и ЛН конструкционных сталей, при которых достигается определенный комплекс физико-механических характеристик упрочненного слоя, в литературе обнаружено не было. Ранее также не проводились работы по определению температур нагрева во время обработки ИПП, при которых происходят определенные структурные изменения в поверхностном слое.

ЛН, наоборот, является методом, позволяющим создавать сжимающие остаточные напряжения, либо уменьшать уровень растягивающих напряжений в поверхностном слое металлов, тем самым увеличивая усталостную прочность. При этом считается, что ЛН незначительно увеличивает значения микротвердости по причине отсутствия термического нагрева поверхностного слоя во время обработки. Однако систематических исследований изменения твердости в модифицированном поверхностном слое в результате лазерного ударного воздействия в работах не было представлено.

Из вышесказанного следует, что методы обработки поверхности материалов ИПП и ЛН могут улучшать различные свойства материалов и быть взаимодополняющими, однако, помимо очевидных достоинств, обладают и определёнными недостатками, либо недостаточной изученностью, что определило **актуальность** проведения дальнейших исследований, направленных на оптимизацию этих технологий применительно к упрочнению промышленных изделий из конструкционных сталей.

Целью работы является установление закономерностей формирования структуры поверхностного модифицированного слоя, изменения значений микротвердости, характера

остаточных напряжений и шероховатости поверхности образцов конструкционных сталей после их отдельной обработки ИПП и ЛН, а также оптимизация на этой основе режимов обработки конструкционных сталей ИПП и ЛН.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Обработка конструкционных сталей ИПП и ЛН в широком диапазоне режимов работы плазменных ускорителей и установки лазерного наклепа.
2. Исследование изменения структуры и фазовых превращений в поверхностном слое образцов конструкционных сталей после их обработки ИПП и ЛН методами дифрактометрии, электронной микроскопии, профилометрии и оптической металлографии.
3. Изучение изменения микротвердости, шероховатости и остаточных напряжений в поверхностном слое образцов конструкционных сталей после их обработки ИПП и ЛН.
4. Определение оптимальных режимов обработки конструкционных сталей ИПП, характеризующихся максимальным увеличением микротвердости поверхности с минимальным изменением шероховатости и оптимальной глубиной образования упрочнённого модифицированного слоя.
5. Определение оптимальных режимов обработки ЛН, характеризующихся минимальным изменением шероховатости поверхности материала при максимальном увеличении микротвердости и образовании сжимающих остаточных напряжений.

Научная новизна

1. Получены новые данные о закономерностях формирования и различии структуры, фазового состава и морфологии поверхностного модифицированного слоя низкоуглеродистых, углеродистых и высокоуглеродистых конструкционных сталей после обработки ИПП при тепловой нагрузке в диапазоне от 20 до 80 Дж/см², длительности плазменного воздействия от 25 мкс до 1 мс и использовании гелия или азота в качестве плазмообразующего газа.
2. Продемонстрирован эффект увеличения толщины модифицированного слоя конструкционных углеродистых и высокоуглеродистых сталей с 10 до 125 мкм за счет увеличения длительности плазменного воздействия от 25 мкс до 1 мс при обработке ИПП.
3. Для углеродистых и высокоуглеродистых конструкционных сталей найдены условия увеличения микротвердости HV в 4,5 раза с уменьшением шероховатости поверхности до 35 % после обработки ИПП.
4. Впервые показано, что обработка ИПП позволяет получать высокие значения сжимающих остаточных напряжений (ОН) в модифицированном поверхностном слое. Выявлена и реализована совокупность условий обработки ИПП, обеспечивающих, наряду с получением

высоких сжимающих ОН, многократное повышение микротвердости HV и уменьшение шероховатости поверхности, что отвечает требованиям высокоэффективной технологии упрочнения изделий из конструкционных сталей.

5. Получены новые данные об изменении структуры, фазового состава и морфологии поверхностного слоя сталей марок ШХ15 и 40ХН2МА после обработки ЛН с плотностью мощности от 1 до 10 ГВт/см² и диаметром лазерного пятна 3-10 мм.

6. Исследована эволюция микротвердости, шероховатости и остаточных напряжений в результате обработки сталей марок ШХ15 и 40ХН2МА лазерным наклепом. Получены сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое и увеличенные значения микротвердости: в 1,8 раза - для стали ШХ15 и в 1,3 раза – для стали 40ХН2МА.

Практическая значимость

1. Получены модифицированные слои конструкционных сталей с максимальной толщиной 125 мкм и увеличенной в 4,5 раза микротвердостью.

2. Подобраны режимы обработки, при которых происходит закалка поверхностного слоя конструкционных сталей с одновременным уменьшением шероховатости поверхности. Это расширяет применимость метода упрочняющей обработки ИПП для изделий ответственного назначения, когда критически важным является соблюдение установленных норм по шероховатости поверхности.

3. Реализованный метод обработки ЛН позволяет получать сжимающие остаточные напряжения (ОН) или уменьшать значения остаточных напряжений в поверхностном слое сталей. Найден режим обработки ИПП, при котором в поверхностном слое также образуются сжимающие остаточные напряжения. Это существенно снижает риск образования и развития трещин в процессе эксплуатации, что увеличивает усталостную прочность материалов.

4. Созданы уникальные установки, адаптированные для обработки промышленных изделий методами ИПП и ЛН. Созданный плазменный ускоритель и установка лазерного наклепа позволяют проводить обработку изделий металлических материалов сложной геометрической формы.

5. Пробные эксперименты по упрочнению методом ИПП бурильных замков, выпускаемых АО «Газпром Бурение», показали высокую эффективность этого способа обработки. Результаты испытаний представлены в приложении А диссертации.

6. Совместно с компанией ООО «Новые инженерные технологии» проведены пробные эксперименты по упрочнению методами ИПП и ЛН пуансонов пресс-оснастки. Демонстрировано повышение максимального срока эксплуатации пуансонов с 11 до 43 дней. Результаты испытаний представлены в приложении Б диссертации.

7. Пробные эксперименты по упрочнению методом ИПП стальных защитных чехлов для термопар, выпускаемых компанией АО «Овен», показали высокую эффективность обработки. Срок эксплуатации защитных термопарных чехлов увеличен с 11 до 18 дней. Результаты испытаний представлены в приложении В диссертации.

Положения, выносимые на защиту

1. Получены новые данные об эволюции микротвердости, шероховатости и остаточных напряжениях, а также о структурно-фазовом состоянии и морфологии поверхностных слоев конструкционных сталей модифицированных ИПП при плотности поглощенной энергии от 20 до 80 Дж/см², длительности плазменного воздействия от 25 мкс до 1 мс с плазмообразующими газами гелием и азотом.

2. При обработке ИПП увеличение длительности плазменного воздействия на поверхность низколегированных углеродистых и высокоуглеродистых сталей от 25 мкс до 1 мс позволяет увеличить толщину модифицированного слоя от 10 до 125 мкм, что предпочтительно для упрочнения конструкционных материалов.

3. Найден режим обработки конструкционных сталей ИПП при тепловых нагрузках Q от 35 до 50 Дж/см², характеризующийся увеличением микротвердости HV до 4 раз, уменьшением шероховатости поверхности и получением высоких значений сжимающих остаточных напряжений. Реализованный режим обработки ИПП перспективен для создания высокоэффективной технологии упрочнения конструкционных материалов, обеспечивающей одновременное повышение износостойкости и усталостной прочности с толщиной модифицированного слоя до 50 мкм.

4. Обработка конструкционных сталей марок 40ХН2МА и ШХ15 методом ЛН с мощностью 1-10 ГВт/см² и длительностью импульса 17 нс позволяют увеличить сжимающие остаточные напряжения в их поверхностных слоях при одновременном уменьшении шероховатости и увеличении микротвердости (на 80 % – для стали ШХ15 и на 30 % – для стали 40ХН2МА). Увеличенные значения микротвердости зафиксированы на глубинах до 3 мм.

Достоверность полученных результатов

Достоверность результатов работы обеспечивалась использованием при проведении экспериментальных исследований современных, широко апробированных и оригинальных аттестованных методик, современного исследовательского оборудования, применением статистических методов обработки полученных данных, а также воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, получаемых разными методами.

Апробация работы

Результаты исследований и основные положения диссертации докладывались и обсуждались на следующих научных конференциях: VIII Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии» ЛаПлаз-2022 (22 – 25 марта 2022 г., НИЯУ МИФИ, г. Москва); XVIII международная научная конференция «Физико-химические процессы в атомных системах» (6 – 7 декабря 2022 г., г. Москва); XXVI конференция «Взаимодействие плазмы с поверхностью» (26 – 27 января 2023 г., г. Москва), IX Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии» ЛаПлаз-2023 (28 – 31 марта 2023 г., НИЯУ МИФИ, г. Москва), L Международная (Звенигородская) конференция по физике плазмы и УТС (20 – 24 марта 2023 г., г. Звенигород), X Международная научно-практическая конференция молодых учёных и специалистов атомной отрасли «КОМАНДА» (28 июня – 1 июля 2023 г., г. Санкт-Петербург), X Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии» ЛаПлаз-2024 (26 – 29 марта 2024 г., НИЯУ МИФИ, г. Москва).

Публикации

По материалам работы опубликовано 15 работ, в том числе 5 статей в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК РФ, а также индексируемых в базах данных Web of Science и Scopus, и 10 докладов в сборниках трудов научных конференций.

Личный вклад автора

В работе представлены результаты исследований, выполненных в АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» непосредственно автором работы или при его активном участии. Личный вклад автора в данную работу состоит в подготовке экспериментального оборудования, разработке концепции экспериментов, подборе оптимальных параметров, проведении экспериментов, интерпретации и обработке полученных результатов. Начиная с 2022 года автор работы является руководителем проекта по выполнению НИОКР по теме «Создание технологии комплексного воздействия мощными импульсными потоками высокотемпературной плазмы и лазерного излучения», входящего в комплексную программу РГТН. В рамках НИОКР под руководством автора была разработана и создана установка для обработки материалов ИПП.

Структура и объем работы

Работа содержит введение, 4 главы, заключение, список использованной литературы, приложения. Работа изложена на 115 страницах машинописного текста, содержит 5 таблиц, 67 рисунков, 8 формул. Список использованных источников включает 139 наименований.

ГЛАВА 1. ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛОВ (АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ)

1.1 Свойства, условия работы и причины выхода из строя изделий, изготовленных из конструкционных металлов

Конструкционные материалы, используемые для изготовления промышленных изделий, при работе в условиях износа, трения или агрессивных средах должны отвечать повышенным требованиям. Эксплуатационные свойства определяются тепловыми, физико-химическими и физико-механическими характеристиками материалов. Среднегодовые потери материала от износа, трения и коррозии в различных отраслях промышленности могут варьироваться и зависеть от многих факторов, таких как тип материала, условия эксплуатации, технологические процессы и т.д. По различным оценкам [25], дегенеративные изменения наносят огромный ущерб народному хозяйству, составляющий от 3 до 10 % совокупного национального продукта различных стран.

Как показывает практика, за безопасную и качественную работу промышленных изделий отвечают в большей степени поверхностные характеристики материалов и в меньшей степени характеристики сердцевины изделия [26]. Именно поверхностный слой глубиной до нескольких мм принимает на себя основные нагрузки при работе, контактируя между собой или с окружением. Более половины деталей в промышленности выбраковываются и подлежат замене по причине разрушения поверхностного слоя на глубину до 1 мм. По этим причинам, в основе которых лежат безопасность работы, экономические факторы и возможность эксплуатации, существует необходимость поверхностного упрочнения изделий. При выборе методов поверхностной обработки, важным фактором является необходимость получения именно упрочненных поверхностных слоев. Идеальным случаем при этом будет, если поверхность имеет мелкодисперсную структуру с высокой твердостью, сжимающими остаточными напряжениями и сглаженной формой микронеровностей [27].

Основными базовыми требованиями к материалам вне зависимости от отрасли является высокая усталостная прочность, твердость и упругость. Машиностроение, нефтегазовый и горнодобывающий сектор являются одними из наиболее важных отраслей промышленности Российской Федерации [28]. Эти отрасли запрашивают к выпуску у предприятий наибольшее разнообразие и количество ответственных изделий с повышенными требованиями. Большинство деталей машин, работающих в данных отраслях промышленности, работают в условиях изнашивания, кавитации, циклических нагрузок, коррозии агрессивных сред и экстремальных температурах, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях

металла, где сосредоточены основные концентраты. По этой причине данные отрасли запрашивают высокие эксплуатационные требования к выпускаемым изделиям. Традиционные методы не всегда позволяют достичь необходимых характеристик, поэтому поиск новых методов и улучшение существующих является актуальной задачей материаловедения.

1.2 Достоинства и недостатки промышленных методов обработки

На рисунке 1.2.1 представлена схема технологического цикла синтеза новых материалов. Наиболее распространёнными путями синтеза материалов являются первые две ветви. Они представляют собой традиционные способы, основой которых выступает термическое воздействие. Данные технологии давно апробированы и повсеместно применяются в промышленности. Крайняя ветвь относится к сравнительно молодой отрасли материаловедения, посвященной созданию покрытий, наноструктур и композитных материалов.



Рисунок 1.2.1 – Схема создания материалов и возможные пути синтеза [14]

На схеме отдельно стоит выделить модифицирование, относящееся к традиционным способам создания новых материалов. Модифицирование представляет собой методы обработки, позволяющие улучшить существующие материалы. Зачастую, с экономической точки зрения применение технологий является более целесообразным способом удовлетворения возрастающих требований к материалам по сравнению с «конструированием» новых.

По механизму воздействия наиболее распространённые в промышленности методы обработки можно разделить на:

- термическую (ТО): закалка и ее разновидности, отжиг, старение, токи высокой частоты);

- химическую или химико-термическую (ХО или ХТО): азотирование, карбонитрация, оксидирования и др.;
- механическую (МО): дробеструйная обработка, прокатка, ударное упрочнение, шлифование и т.д.;
- электрофизическую (ЭО): электроконтактная, электроэрозионная, магнитная обработка и др.

1.2.1 Термическая обработка

Объемная термическая обработка является одним из самых распространенных и хорошо изученных методов обработки материалов [29]. Задачи термической обработки сводятся к подбору режимов температуры нагрева, времени выдержки, охлаждающей среды и скорости охлаждения. Также к объёмным способам можно отнести энергию ударных волн, полученных в ходе взрыва [30]. ТО способна влиять на такие механические характеристики как твердость, предел прочности и текучести, ударная вязкость, пластичность, и др. Зачастую упрочнение достигается вследствие измельчения зерен структуры. Степень упрочнения для ряда сталей во многом зависит от их элементного состава – и далеко не все стали подлежат улучшению.

Для большинства способов ТО следует выделить ряд недостатков [31]:

- в подповерхностном слое могут возникать растягивающие напряжения в результате объемного расширения модифицированного слоя;
- для ряда материалов требуется постобработка в виде отпуска;
- анизотропия модифицированного слоя.

1.2.2 Химико-термическая обработка

Метод ХО и ХТО заключается в изменении элементного состава поверхностного слоя в процессе диффузионного насыщения необходимым элементом. Например, при цементации поверхность насыщается углеродом, при азотировании – азотом и т.д. ХТО является одним из наиболее востребованных в промышленности методов обработки сталей и чугунов, подробно описанным в большом числе пособий и монографий [32].

Элементы для каждого материала подбираются в зависимости от целевой структуры и улучшаемых эксплуатационных свойств. Основными характеристиками, влияющими на результат обработки, являются толщина насыщенного слоя и концентрация внедряемого элемента в данном слое. Существует ряд особенностей, которые необходимо учитывать при осуществлении процесса диффузионного упрочнения. Скорость диффузии атомов насыщающего элемента в решетку железа неодинакова. Толщина диффузионного слоя при прочих равных

условиях тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента на поверхности металла. Глубина модифицированного слоя также зависит от температуры обработки: чем она выше, тем проще протекает диффузия и толще слой. Также на процесс насыщения поверхностного слоя тем или иным элементом влияет активность окружающей среды, которая обеспечивает приток атомов к поверхности. Концентрация диффундирующего элемента во многом определяется исходными параметрами обрабатываемого металла: составом, структурой. Нельзя исключать влияние образующихся фаз. С учетом данных особенностей наилучшее упрочнение достигается путем подбора режима обработки в зависимости от технологического способа насыщения.

Учитывая вышеизложенные факторы, можно отметить следующие недостатки ХТО. Имеются технологические ограничения, не позволяющие добиться большей степени упрочнения материалов. Одно из наиболее явных ограничений – толщина модифицированного слоя, для увеличения которой необходимо параболически увеличивать время обработки. Применимость метода, как и для традиционных методов ТО, также распространяется лишь на углеродистые стали и ряд легированных сталей и других сплавов. Помимо режимов обработки, для упрочняемых деталей необходимо подбирать технологическую установку с учетом габаритов изделия. Высокотехнологическое оборудование и расходные материалы делают данный метод обработки более дорогостоящим, нежели традиционные способы ТО. Среди других недостатков ХТО также следует выделить химические реактивы, применение которых негативно сказывается на экологии, а также требует соблюдения строгой техники безопасности.

1.2.3 Закалка токами высокой частоты

Закалка токами высокой частоты (ТВЧ) – апробированный способ термической обработки изделий, внедренный в промышленность СССР в середине 20-го века [33]. Эффект закалки основан на индукционном нагреве металла, помещенного в переменное высокочастотное поле. В материале начинают протекать вихревые токи, за счет которых происходит нагрев до высоких температур. За счет регулирования частоты тока возможно варьировать глубину закалки, что позволяет упрочнять как поверхностный слой изделий, так и их сердцевину. Подобный подбор режима обработки позволяет наиболее эффективно производить упрочнение в зависимости от класса стали. Поверхностная закалка ТВЧ, в отличие от традиционных способов закалки сталей, способна в разы увеличивать микротвердость, вместе с тем улучшая износостойкость изделий, при этом толщина упрочненного слоя может находиться в миллиметровом диапазоне [34]. Также постепенно внедряется модифицированный способ индукционной закалки – нагрев высокоэнергетическими токами высокой частоты (ВЭН ТВЧ), разрабатываемый в команде В.В. Иванцовского [35]. ВЭН ТВЧ может обеспечивать много большие удельные мощности и

скорости нагрева материала, которые соразмерны с воздействием концентрированных потоков энергии. Как и в случае традиционных методов, данный способ является многостадийным – это нагрев до определенной температуры, выдержка и охлаждение. Дополнительно для обработанных изделий рекомендуется проводить финишную механическую обработку, а также отпуск для снятия возникающих остаточных напряжений. Для упрочняемых материалов важно выбирать индивидуальные режимы обработки, под которые также должно быть адаптировано оборудование. Для ТВЧ установок должны подбираться тип индуктора, система охлаждения, а также ВЧ-генератор. Технологический процесс изготовления упомянутых компонентов, в частности индукторов для ВЭН ТВЧ, является трудоемким и дорогостоящим. При несоблюдении режима обработки имеется риск возникновения дефектов – трещины, зоны с повышенной хрупкостью, коробление и др. Помимо этого, ввиду физико-технологических особенностей ТВЧ-установок, для данного способа обработки имеются ограничения по форме изделий. Наиболее эффективному упрочнению подлежат лишь цилиндрические и плоские детали. Для изделий сложной геометрической формы наиболее вероятно получение неравномерного по поверхности закалочного слоя [36], что может приводить к закалочным дефектам, которые негативно скажутся на результирующем ресурсе изделия. Также стоит отметить, что ВЧ-устройства являются источниками излучения радиодиапазона и по некоторым оценкам оказывают негативное воздействие на здоровье [37] обслуживающего персонала. В связи с этим для работы с ТВЧ имеются определенные противопоказания по здоровью, ограничивающие круг лиц, допускаемых к работе на ТВЧ-установке, а также время пребывания на рабочем месте.

1.2.4 Обработка холодом (криогенная обработка)

Впервые в работах [38] было показано, что отрицательные температуры могут положительно влиять на механические свойства сталей. Упрочнение достигается путем получения твердой мартенситной фазы при значительном переохлаждении аустенита, интенсифицирующим его распад. Упрочнение также может происходить при холодной прокатке, кручении и других способах обработки путем деформирования материала [39]. Криогенная обработка (КО), как и традиционная ТО, позволяет производить объемную и поверхностную закалку изделий. Среди улучшаемых методом КО эксплуатационных свойств можно выделить микротвердость, абразивную износостойкость, коррозионную стойкость, а также усталостную прочность. В соответствии с базой накопленных экспериментальных данных, наиболее эффективное упрочнение после КО отмечается для высокоуглеродистых, легируемых и цементуемых марок сталей [40], также возможен положительный эффект при обработке титана и его сплавов [41], меди [42] и других материалов [43]. На сегодня наибольшее распространение получили комбинированные методы КО.

В России и странах СНГ технология КО материалов не получила достаточно широкого распространения, по сравнению с другими методами термической обработки. Как и в случае многостадийной ТО, длительность полного цикла комбинированной КО может занимать от 24 до 48 часов. Высокая стоимость криогенного оборудования является причиной длительных сроков окупаемости для производственных цехов, что делает способ упрочнения нерентабельным. Отмечается, что для КО не имеется единой стандартизированной базы для режимов обработки материалов, затрудняя широкое внедрение этой технологии в промышленность. Работа с опасными криоагентами также накладывает трудности для персонала криогенной установки.

1.2.5 Обработка поверхностным пластическим деформированием

Поверхностное пластическое деформирование (ППД) получило широкое развитие и внедрение в промышленность в 1950-1980 гг. [44]. Основная цель ППД – увеличение твердости и сопротивления усталости, создание направленных напряжений для образования регламентированного рельефа микронеровностей на поверхности. Процесс ППД реализуется силовым контактным воздействием деформирующего инструмента на поверхность изделия. Инструментом воздействия выступают ролики, шарики или тела других конфигураций. Ролики производят из сталей марок ШХ15, Х12, У10, 5ХНМ и др. и закаливают на твердость HRC 58–65. Возникающие в наклепанном слое напряжения сжатия повышают сопротивление усталости. Упрочнение ППД повышает надежность работы деталей, снижает чувствительность к концентраторам напряжений, повышает сопротивление изнашиванию и коррозионную стойкость, устраняет следы предыдущей обработки. Это приводит к затруднению свободного перемещения дислокации или их торможению в связи с измельчением блоков зерен, возникновением напряжений и искажениями решетки металла

Основным недостатком для обработки ППД, ограничивающим ее применение для многих промышленных изделий, является изменение размеров изделия и невыполнение условий по качеству поверхности вследствие механического воздействия в ходе обработки. Вторым недостатком является небольшая глубина воздействия, что в разы меньше, чем для альтернативных способов упрочнения. Для воздействия на большие глубины необходимо увеличивать нагрузку механического воздействия [45], что еще более негативно сказывается на качестве поверхности вследствие изменения ее микрогеометрии. Выбор диаметра шариков при обработке также является проблемой для многих способов обработки ППД. При маленьком диаметре максимум остаточных напряжений лежит практически на поверхности, но при этом образуется недостаточно мощная эпюра сжимающих напряжений, влияющая на конечное

значение усталостной прочности. При использовании шариков большего диаметра формируется более мощная эпюра, но максимум остаточных сжимающих напряжений лежит на глубине, что также снижает усталостную прочность поверхности изделия. В качестве решения авторы работы [46] предлагают использовать смесь шариков разного диаметра.

Оборудование для большинства технологий упрочнения ППД не универсально и имеет свои технологические ограничения – отсутствует возможность увеличения нагрузки для ряда твердых материалов, сложность при обработке изделий сложной формы, ограниченные возможности варьирования глубины и степени упрочнения поверхностного слоя. Несмотря на имеющиеся недостатки, вышеперечисленные методы хорошо зарекомендовали себя на практике и применяются в промышленности повсеместно [47]. Эти методы хорошо изучены и апробированы для разных условий использования на разных материалах, но, с другой стороны, они достигли своего технологического предела и не имеют в перспективе большого потенциала в увеличении физико-механических свойств [48].

1.3 Радиационно-пучковые технологии обработки

Радиационно-пучковые технологии (РПТ) обработки материалов основаны на воздействии концентрированных потоков энергии (КПЭ) плазмы, атомов, электронов, ионов, гамма и лазерного излучения на поверхность материалов [14]. Ускоренная частица или излучение во время движения в твердом теле теряют свою энергию при столкновении с атомами и электронами материала, нагревая его. Радиационный аспект утрачивается и приобретает исключительно термический характер при энергии, переносимой частицами или излучением выше 10^5 Вт/см² на поверхность материала. Такие методы позволяют проводить направленную модификацию только поверхностного слоя деталей, в то время как свойства материала основы детали остаются без изменений. При правильно подобранных режимах обработки, в результате такой модификации могут существенно повышаться эксплуатационные свойства обрабатываемых деталей, что не достигается традиционными способами [49].

Отличительной особенностью методов обработки КПЭ является возможность получать высокие энергии (до 100 Дж/см² и более) скорости нагрева и охлаждения ($10^8 - 10^{11}$ К/с), градиенты температур в поверхностном слое ($10^6 - 10^8$ К/см). Для каждого вида КПЭ имеются отличия в характере энерговыделения по глубине обрабатываемого материала и, следовательно, в распределении градиента температуры и термонапряжений поверхностного слоя. Появление методов обработки материалов КПЭ связано с развитием технологий создания ускорителей сильноточных электронных, мощных оптических квантовых генераторов, мощных импульсных

ионных пучков, а также мощных импульсных генераторов высокотемпературной плазмы. К достоинствам методов обработки КПЭ относятся:

- высокая эффективность закалки поверхности;
- возможность обработки определенных участков поверхности без изменения рельефа;
- равномерное распределение температуры по глубине материала;
- обработка и модифицирование поверхности без изменения свойств в объеме материала;
- экологическая чистота процессов обработки.

Блок-схема основных процессов, происходящих при взаимодействии КПЭ с поверхностью материалов представлена на рисунке 1.3.1.



Рисунок 1.3.1 – Основные процессы, происходящие при воздействии КПЭ на поверхность металлических материалов [14]

При воздействии КПЭ на поверхность материалов, происходит поглощение части энергии падающего потока и образование в приповерхностных слоях материала теплового источника, характеристики которого определяются параметрами КПЭ, свойствами среды, в которой находится материал и его физическими свойствами [66].

Основными регулируемыми параметрами при обработке материалов КПЭ является плотность поглощенной материалом энергии Q (Дж/см²), длительность воздействия τ (с), а также вид среды, в которой производится обработка. При поглощении энергии поверхностные слои материала могут нагреваться до температур фазовых переходов, плавления и испарения поверхностного слоя. В отличие от традиционных способов закалки, особенностью закалки с помощью КПЭ является сверхбыстрый нагрев и охлаждение материала за счет

теплопроводности. При таком нагреве наблюдается нарушение кинетики образования новых фаз (рисунок 1.3.2), поскольку подводимая к материалу энергия больше, чем энергия, которая необходима для перестройки кристаллической решетки. С учетом того, что перестройка происходит с конечной скоростью, α - γ превращение может происходить в некотором интервале температур $A_{C1нач}$ $A_{C1кон}$ со смещением к большим T (область 1). Быстрый нагрев приводит к смещению и других критических точек (область 2 и 3), где диффузионные процессы могут не заканчиваться на линиях фазовой диаграммы. Таким образом, импульсным методам обработки поверхности свойствен недостаток времени для протекания и завершения структурных превращений, что подавляет процессы диффузии легирующих элементов и элементов внедрения. Для большинства методов КПЭ сверхбыстрое охлаждение не влияет на фазовый состав материалов – результаты закалки аналогичны для традиционных способов, где структурными составляющими выступают закалочный мартенсит, остаточный аустенит и карбиды. При этом в ряде случаев такое охлаждение может приводить к образованию неравновесных состояний с мелкокристаллической или стеклоподобной структурой [50-51].

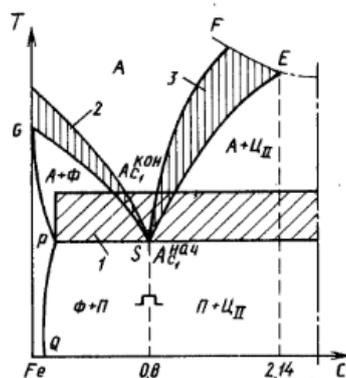


Рисунок 1.3.2 – Фазовая диаграмма Fe-C при высокоскоростном нагреве [52]

Учитывая ограниченную теплопроводность материалов, по мере удаления от поверхности при сверхбыстрой закалке скорость нагрева падает. Закаленный поверхностный слой материалов при обработке КПЭ имеет градиентно-слоистое строение, рисунок 1.3.1. Образование градиентно-слоистой структуры при непрерывном охлаждении происходит в результате невозможности разграничения процессов образования различных структурных составляющих, так как скорость изменения температуры по сечению охлаждаемого изделия не остается постоянной, она переменна и меняется по определенному закону, зависящему от теплофизических свойств [53].

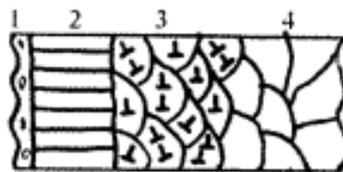


Рисунок 1.3.3 – Схематическая структура поверхностного слоя, модифицированного КПЭ [14]

Толщина упрочненных слоев напрямую зависит от вкладываемой в материал мощности, теплофизических свойств материала и длительности импульса. Зачастую требуемая толщина слоя достигается при «жестких» режимах, что ведет к значительному оплавлению поверхности и, следовательно, к увеличению шероховатости. В рамках технологии упрочнения изделий такой результат обработки недопустим. Поэтому в данной ситуации можно влиять только на последний параметр – длительность импульса τ . В работе [54] было показано, что толщина пропорциональна $\sqrt{\tau}$. Многократное воздействие импульсами также способно увеличить толщину упрочненного слоя, в [14] отмечалась «аддитивность» вклада от импульсов при последовательном облучении и в режимах термоциклирования.

Определение основных пространственно-временных характеристик температурного поля обрабатываемого материала в процессе его нагрева и последующего охлаждения, позволяет прогнозировать эффекты от модификации и правильно выбирать требуемый режим обработки материала.

Модифицирование также достигается изменением элементного состава, которое возможно при легировании элементов в материал – ионной имплантацией или нанесением специальных подложек перед обработкой (жидкофазное легирование и плакирование, рассмотренные в п.1.2.5).

Помимо изменения элементного состава, КПЭ оказывает и механическое воздействие, при котором для ряда методов отмечается возникновение ударных волн в материале. Ударные волны в материале создают напряжения, приводящие к микроструктурным изменениям. Подобный эффект аналогичен упрочнению методам обработки материалов ППД (п. 1.2.6).

Известно, что образованный упрочненный слой обладает высокими эксплуатационными свойствами. Помимо увеличения твердости, модификация при обработке КПЭ может приводить к улучшению коррозионной стойкости и усталостной прочности. Для этого необходимо получить гомогенный твердый состав с отсутствием пор и микротрещин и создать высокий уровень сжимающих напряжений. Авторами работы [55] показано, что высокие показатели коррозионной стойкости и усталостной прочности образуются при микрокристаллической или аморфной структуре. Образование микрокристаллической структуры может происходить при быстром затвердевании раствора при скорости охлаждения более 10^4 К/с.

Рассмотрим основные методы обработки материалов КПЭ и экспериментальные результаты упрочнения.

1. Обработка мощными электронными пучками (МЭП). Носителем энергии являются пучки электронов, бомбардирующие поверхность материала.

2. Обработка мощными ионными пучками (МИП) чаще применяется для поверхностной имплантации. Воздействие МИП на материал позволяет создавать высокие значения концентраций внедряемых элементов до 30 % без образования фаз и расслоения твердого тела.

Для МЭП и МИП можно выделить схожие недостатки, в основе которых – недостаточно развитая материально техническая база, делающая ускорители частиц и другое сопутствующее оборудование крайне дорогостоящим. Для малых и средних производств такое оборудование является малодоступным.

3. Обработка низкотемпературной плазмой. Обработка низкотемпературной плазмой осуществляется, когда требуются ввод высокой удельной энергии, фазовые превращения, прохождение химических реакций или дополнительное возбуждение атомов. В плазме, перенос вещества реализуется благодаря направленным потокам атомов под действием градиентов температур и диффузии. Для образования плазмы могут использоваться различные газы: аргон, водород, воздух, азот, гелий и другие. Обработка поверхности материалов низкотемпературной плазмой представляет собой термическое упрочнение и основана на быстром (~1000 К/с) нагреве и охлаждении обрабатываемой поверхности, что обеспечивает формирование структуры и свойств, которые недостижимы при традиционных способах термической обработки [56]. Несмотря на перспективность направления, обработка низкотемпературной плазмой в промышленности применяется ограниченно. К причинам ограничения метода относятся:

- малая толщина упрочненного слоя и синтезируемых покрытий;
- существенные затраты на оборудование и ресурсы;
- тщательный подбор режимов обработки для каждого материала;
- возможное образование растягивающих остаточных напряжений в поверхностном слое в результате обработки;
- слабая развитость плазменной техники на этапе опытного освоения.

4. Обработка лазерным излучением. Развитие оптики и лазерной техники позволило использовать лазеры для генерации мощных потоков лазерного излучения, которое также способно оказывать термическое воздействие на материал. При нанесении выбранного материала на обрабатываемую подложку, лазерное излучение позволяет производить жидкофазное легирование, а также плакировку и газопорошковую наплавку с малым перемешиванием нанесенного покрытия с подложкой [57]. Вторым перспективным направлением применения лазерной обработки является упрочнение путем высокоскоростной

закалки. Для полупроводников лазерное упрочнение может приводить к аморфизации и сглаживанию поверхности [58], что также значительно повышает эксплуатационные характеристики изделий. Нерешенные проблемы применения технологических лазеров связаны с высокой стоимостью оборудования, зависимостью технологического процесса от физических свойств материалов (теплопроводность, отражательная способность), возможной неоднородностью структуры после обработки, крайне малой площадью воздействия. Отсюда вытекает недостаточная скорость и эффективность обработки для широкого внедрения в промышленность.

Проведя сравнительный анализ основных методов упрочняющей обработки, можно сказать, что каждый из методов имеет определенные достоинства и недостатки.

1.3.1 Взаимодействие импульсных плазменных потоков с поверхностью

Из множества видов обработки поверхности материалов с применением КПЭ, особый интерес в рамках данной работы представляет обработка импульсным потоком плазмы (ИПП). В качестве источников импульсной плазмы следует выделить плазменные ускорители (квазистационарные и импульсные) [59], установки типа Z-пинч [60] и плазменный фокус [61]. Источники ИПП отличаются электродной системой, принципом генерации плазмы, системой энергопитания и другими параметрами. Высокоэнергетические установки этого типа первоначально были разработаны для исследований в области управляемого термоядерного синтеза [90].

В 70-х годах в АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» было обнаружено, что поверхность деталей, имевших контакт с плазмой, обладает повышенной твердостью и плохо обрабатывается режущим инструментом [62]. С этого времени начинаются первые, пока ещё не систематические исследования изменений прочностных свойств материалов при воздействии на них мощных потоков импульсной плазмы. Эти работы проводились, в основном, в АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» совместно с МИФИ, МАТИ, ВМНИИК, ИФХ АН СССР и другими организациями. В работе [5] авторы описывают положительную динамику изменения улучшения коррозионных свойств поверхности после воздействия высокоэнтальпийных импульсных плазменных потоков. Возможность использования ИПП для улучшения свойств поверхности обрабатываемых изделий позднее была доказана многочисленными лабораторными исследованиями [64 – 70].

Положительные результаты, полученные на образцах, позволили провести испытания метода на промышленных изделиях. Обрабатывались мелкие партии режущего инструмента (главным образом, свёрл, метчиков, фрез и т.д.), а также некоторые детали, выпускаемые промышленностью. Так обработка методом ИПП деталей рулевого управления автомобиля «Москвич», позволила повысить их износостойкость до уровня, получаемого обычно

экологически вредной операцией термозакалки при полной ликвидации брака, возникающего при традиционной обработке из-за поводок деталей при нагревании [71]. В автомобильной промышленности при ремонте автобусов «Икарус» метод ИПП был испытан при упрочнении вилок корзин сцепления. Эти детали, изготовленные в ремонтных мастерских, имели очень малый ресурс (пробег не более 20 – 30 тысяч километров). Автобусы, на которые были установлены вилки из первой пробной обработанной ИПП партии, проехали с этими вилками более 200 тысяч километров, то есть ресурс вилок, изготавливавшихся ранее ремзаводом, был повышен почти в 10 раз [72].

Дало положительный эффект упрочнение пружин впускных и выпускных клапанов двигателей автомобиля «Жигули»: снизились случаи поломки их крайних витков и, в результате, в 1,5 – 2 раза был увеличен ресурс пружин. Здесь, по-видимому, в первую очередь, сказалось оплавление их поверхностных слоёв, приводящее к «залечиванию» микротрещин и дефектов, возникающих при протягивании («волочении») стальной проволоки через фильеры в процессе её изготовления и при навивке пружин. На основе метода плазменной обработки на Самарском Машиностроительном Производственном Объединении им. М.В.Фрунзе была создана технология, повышающая ресурс жаростойкого покрытия лопаток авиационных турбин в 1,5 – 2 раза [73]. Однако, все эти работы были свёрнуты в 90-х годах.

В настоящее время метод обработки материалов ИПП в России отрабатывается только в АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ». За рубежом аналогичные работы продолжаются в ХФТИ и в Институте ядерных исследований в Сьверке (Польша) [75]. Аналогичные, но маломощные плазменные ускорители используются в промышленности для имплантации ионов в поверхность материалов [76].

Метод обработки ИПП имеет свои особенности по сравнению с другими методами обработки КПЭ. Во-первых, плазма, обтекая деталь, обрабатывает, хотя и в меньшей степени, «затенённые» места. Поэтому метод пригоден для обработки деталей сложной формы. Во-вторых, некоторые типы ускорителей позволяют обрабатывать изделия цилиндрической формы за один импульс. Безусловно, каждый тип КПЭ имеет свои преимущества и недостатки, для каждого метода важно найти свою нишу в промышленности. Отличительной особенностью обработки материалов ИПП является бóльшая площадь покрытия обрабатываемой поверхности.

Модифицирующее действие и механизм упрочнения материалов ИПП аналогичны другим методам обработки с помощью КПЭ, рассмотренным в п.1.3. Поэтому с целью достижения требуемых свойств поверхности, важно правильно подбирать параметры обработки для каждого отдельного материала.

На сегодня нельзя однозначно заявлять, что обработка ИПП является универсальной. Большое количество материалов не изучено, для некоторых материалов режимы обработки до

сих пор не определены. По этим причинам отсутствует единая стандартизованная база данных по обработке изделий различного назначения.

При этом, за период развития плазменных технологий было проведено немалое количество работ, посвященных обработке конструкционных материалов, в частности сталей. Проведя анализ источников, можно выделить следующие условия обработки. Образцы сталей обрабатывались в различных режимах, при которых закалка происходила как из расплава, так и из твердой фазы. Длительность импульсов на большинстве установок не превышала ~ 30 мкс. Учитывая специфику генерации плазмы на установках, в качестве плазмообразующих газов в основном выступали легкие газы – водород, азот, гелий, воздух.

По результатам обработки конструкционных сталей можно выделить ряд закономерностей. Как и в случае обработки материалов другими КПЭ, обработка ИПП приводит к образованию градиентно-слоистой структуры поверхности с толщиной зон, зависящих от режима обработки. Фазовый состав упрочненных слоев аналогичен вышерассмотренному в п.1.3 и состоит из мартенсита, остаточного аустенита, отпускных фаз и других карбидных составляющих. Помимо этого, в результате обработки инертными газами, например, азотом, в ходе РФА отмечается присутствие нитридов при незначительной массовой доле имплантированного азота, не превышающей 7 %. Эффект от использования подобных газов неоднозначен. С одной стороны, при прочих равных условиях плотность энергии, поглощаемой материалом, является большей, чем при использовании более легких газов, что говорит о большей эффективности азота. При этом, после воздействия ИПП наблюдается дефектная структура с наличием трещин, кратеров и пор. Данные результаты объясняются авторами эффектами от распыления, блистеринга, а также различной растворимостью легирующих элементов в материалах.

Модифицированный слой обработанных сталей имеет микрокристаллическую структуру. В режимах с оплавлением поверхности наблюдаются столбчатые структуры, представляющие собой как дендриты, так и ячейки. Размер и тип структур также зависит от режимов обработки. Образование структур свойственно для всех сталей, упомянутых в исследованиях. Это может быть объяснено близким химическим составом материалов, и как следствие, схожими термофизическими свойствами.

В углеродистых сталях в результате высокоскоростного плавления и кристаллизации выявлено несколько этапов перлитно-аустенитного превращения, отличающиеся степенью растворения пластин цементита. В работе [77] выдвинуто предположение, что такая структура является неравномерной и нельзя гарантировать неизменность свойств материала из-за изменения структурно- фазового состояния в процессе эксплуатации изделия. Данный вывод

обосновывает необходимость в индивидуальном подборе режимов обработки для каждого материала.

В работе [7], авторы относят к этим проблемам неравномерное растворение низкотемпературных фаз и низкую скорость диффузионных процессов. Также в работе [8] отмечено, что в эвтектоидных сталях в результате обработки образуется большое количество аустенита и возникают сложные внутренние напряжения, приводящие к непредсказуемым свойствам материала.

К важному недостатку метода, ограничивающему широкое внедрение в промышленность, относят тонкий получаемый модифицированный слой, толщина которого в экспериментальных работах по ИПП обработке сталей за текущее десятилетие в среднем не превышает 15 мкм. Одним из предлагаемых решений является техническая возможность создания модификации плазменных ускорителей с увеличенной длительностью плазменного воздействия. Автором настоящей работы было показано, что при увеличении длительности импульса в диапазоне от 0,2 до 1 мс растет толщина модифицированного полезного слоя до 125 мкм в зависимости от исследуемых материалов [87].

Импульсная плазменная обработка позволяет увеличить такие свойства как коррозионная стойкость. В работе [5] авторы после проведения импульсной плазменной обработки Ст3 отмечают улучшение коррозионной стойкости в 5%-ном растворе NaCl, объясняя эффект улучшения двумя гипотезами. Первая заключается в образовании модифицированного слоя, имеющего однородную структуру, а обработка, ведущая к гомогенизации, улучшает стойкость к электрохимической коррозии. И вторую связанную с эффектом катодной защиты, в данной работе поверхность могла быть легирована элементами магния, алюминия и цинка которые имеют более высокий электрохимический потенциал чем железо и, следовательно, большую стойкость к коррозии. Положительным влиянием образования градиентно-слоистой структуры является, повышение контактно-усталостной прочности колесной стали и способствующих ее трещиностойкости [78].

Но несмотря на многочисленные преимущества, обработка ИПП не получила широкого распространения. Причины, затрудняющие внедрение технологии в промышленности, прежде всего исходят из низкой изученности физико-химических процессов, происходящих в материале при резких градиентах температур в микро- или миллисекундных временных интервалах. Есть примеры реального использования обработки ИПП в промышленности. Проведенные исследования совместно с промышленными предприятиями, выпускающими ответственные изделия, показали эффективность метода ИПП.

1.3.2 Лазерный наклеп

Лазерный наклеп (ЛН) или лазерная ударная обработка (ЛУО) – это процесс упрочнения материалов ударными волнами.

В отличие от механических методов наклепа ЛН происходит в области лазерного пятна за один импульс. Вся поверхность обрабатывается многократным повтором импульсов с переносом фокуса лазерного пятна по обрабатываемой поверхности. В работе [79] авторами установлено, что в зависимости от числа импульсов в структуре могут наблюдаться или отсутствовать дислокационные стенки. С увеличением количества актов лазерного воздействия происходит рост степени пластической деформации. Кроме того, возможно явление двойниковогоания в материалах с определённой кристаллической структурой (кубической гранцентрированной и гексагональной плотноупакованной). Образование субзерен отчетливо наблюдается в образцах с двойной и тройной обработкой.

Проведя сравнительный анализ ЛН и других методов, основанных на пластической деформации материала, для технологии лазерного наклепа можно выделить следующие преимущества:

- глубина проникновения сжимающих напряжений в несколько раз больше, чем при других методах МО [80];
- бесконтактный способ;
- низкая длительность процесса упрочнения
- гибкое и быстрое управление технологическим процессом – множество параметров управления, доступных в широком диапазоне (длина волны лазера, длительность импульса, поток, плотность энергии, свойства жидкостей, температура жидкости, расход и т.д.);
- наклеп может производиться на наклонных и криволинейных поверхностях (легкие и жидкие подходят для наклонных и неровных поверхностей);
- жидкость может служить источником исходных материалов (углерод, азот, кислород), а также высокорепактивных веществ (ОН, Н₂О₂, F₂);
- при повышенных температурах и давлениях растворимость твердых веществ в жидкостях может значительно увеличиться (растворение твердых частиц, гидротермальный рост и т.д.).

На распространение УВ влияют физические свойства компонентов сплава и размер зерна итоговой поликристаллической структуры. Скорость ударной волны определяется уравнением состояния твердого тела, ввиду сложности задания которого используют инженерные зависимости.

Правильный выбор параметров лазерного излучения для воздействия на материал является гарантией получения желаемого эффекта. Так, авторы работы [81] приводят

математическое описание процесса пластической деформации при ЛН. Установлено, что существует предел оптимального давления для обработки материалов и численно он составляет примерно (2 – 2,5) предела текучести ($\sigma_{тек}$). Таким образом, механический эффект взаимодействия ударной волны с твердым материалом может быть представлен, как показано на рисунке 1.3.4. Введено следующее обозначение: P_h – предел Гюгио (динамический предел упругости). Согласно этой схеме, в зависимости от оказываемого давления в образцах происходят следующие процессы: (1) при давлении, не превышающем динамический предел текучести материала, пластификация не происходит; (2) в интервале между пределом упругости и двойным его значением пластическая деформация возникает при чисто упругой обратной деформации; (3) выше $2P_h$ упругая обратная деформация ограничена $2P_h$, а пластическая деформация также ограничена $2P_h/(3\lambda + 2\mu)$, где λ и μ – упругие константы Ламе (рисунки 1.3.4-1.3.5).

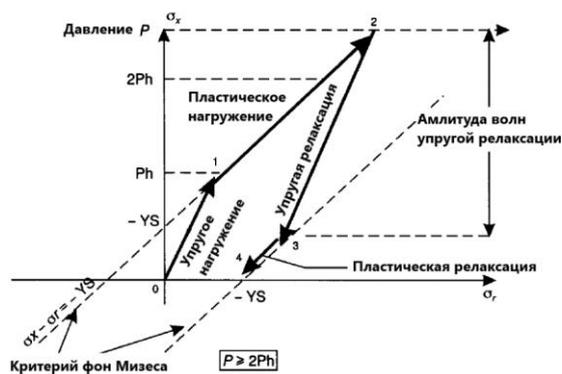


Рисунок 1.3.4 – Зависимость тензора напряжения от давления при ЛН [81]



Рисунок 1.3.5 – Зависимость поверхностной пластической деформации от давления, вызванного лазерным воздействием [81]

Высокие напряжения, возникающие при давлении порядка 1 ГПа, способны ликвидировать поры между зёрнами [82]. В этом случае границу зёрен можно рассматривать как систему петлевых дислокаций. Петлевые дислокации обладают заметным масштабом, а также массой и энергией, и ведут себя во многом как частицы. Энергия УВ может тратиться на

образование новых дислокаций, приводя к дополнительному каналу диссипации энергии. Закон упрочнения Тейлора описывает возможность упрочнения металла за счет роста плотности дислокаций на квадратный сантиметр среза монокристалла. Таким образом, создание дополнительных петель дислокаций под действием УВ объясняет возможность упрочнения под действием лазернойковки. Механизм наведения остаточных напряжений сжатия проиллюстрирован на рисунке 1.3.6 [83].

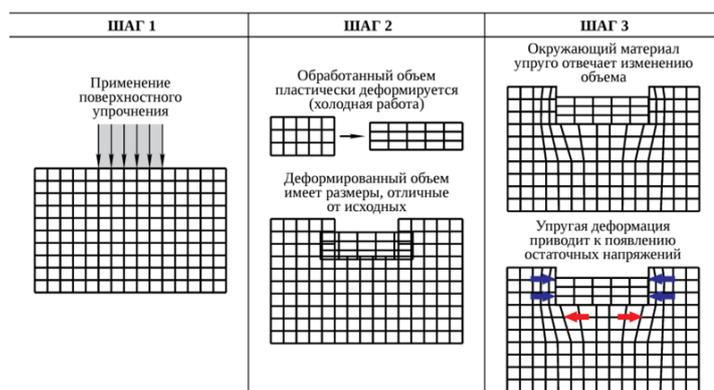


Рисунок 1.3.6 – Процесс наведения остаточных напряжений [83]

Существует еще один важный механизм упрочнения с сохранением достаточной пластичности, связанный с вариацией размера самих зерен. На границе раздела зерен возникает потенциальный барьер на пути движения дислокаций. Если энергии дислокаций достаточно для его преодоления, то происходит обмен дислокациями между зернами. Поскольку дислокации имеет массу, то потоки дислокаций приводят также к изменению характерного размера зерен. А уменьшение характерного размера зерна по закону Холла-Петча повышает предел текучести по границам зерен.

ЛН имеет схожие с обработкой ИПП недостатки, среди которых отсутствие материально-технической базы в стране, дороговизна оборудования и необходимость в высококвалифицированном персонале. К технологическим недостаткам можно отнести:

- потери мощности ввиду взаимодействия лазера и воды в связи с отражением, рассеянием на неровностях поверхности жидкости, температурными градиентами, взвешенными частицами и пузырьками, поглощение света, а также из-за охлаждения жидкостью;

- коррозия/окисление мишени при использовании жидкостей, содержащих кислород или галоген, а также возможные загрязнения парами жидкости, которые также могут представлять опасность для человека;

- высокоинтенсивные механические удары, приводящие к образованию дефектов (скопления дислокаций, создание деформаций или трещин в материалах);

- схлопывание пузырьков может привести к повреждению поверхности, изменение размеров изделия;

- отсутствие неразрушающего контроля [84].

Лазерный наклеп на сегодняшний день является одним из наиболее перспективных методов поверхностного упрочнения [85]. Его активно внедряют в промышленность за рубежом для увеличения сопротивления усталости промышленных деталей как в военных, так и в гражданских целях [86]. ЛН используют технологические компании США (GE Aviation, LSP Technologies, TRUMPF, MIC и др.), Европы (Siemens, Laserline GmbH, LaserTherm, ALPHALaser и др.), а также Азии (Toshiba, Sunrise Mechatronic Technology Co., Suzhou WALDUN Welding Co. и др.). В России данный метод стоит лишь у истоков развития. Первые отечественные публикации про лазерный наклеп начали выходить с 2012 года [87-88] несмотря на то, что первыми в истории начали изучать воздействие лазерного луча с твердым телом еще в Советском Союзе в 1962-1963 гг [89]. Поэтому данная технология имеет большое количество предпосылок для масштабного развития и последующего внедрения в промышленность РФ.

1.4 Комбинированная обработка материалов

Как известно, каждый способ обработки нацелен на улучшение ограниченного спектра эксплуатационных характеристик и не способен оказать положительное влияние на все свойства металла. Комбинированной обработкой (КО) называют совмещение двух и более независимых методов модифицирования материалов. КО открывает новые дополнительные возможности для наиболее эффективного упрочнения [91]. В основе идеи применения комплексной обработки лежит использование достоинств и нивелирование недостатков отдельно взятых методов при одновременном или последовательном их применении.

Среди методов обработки наиболее известным и распространённым является традиционная термическая обработка в печи, состоящая из трех этапов: нагрев, выдержка и охлаждение (традиционная закалка, отпуск, старение и т.д.). Совместно с термической обработкой применяются другие методы, например, химико-термическая обработка (ХТО) (нитроцементация, азотирование+отпуск, цементация+закалка+отпуск, комбинации с различными способами термоциклирования и др.). Для ускорения технологического процесса обработки применяется методы ТВЧ-нагрева [92]. При комбинации ионно-плазменного азотирования с КО отмечалось увеличение глубины насыщенного слоя [94].

Механические способы обработки также используются для улучшения различных свойств материала: в частности, можно повысить статическую и усталостную прочность. Основным недостатком механической обработки является снижение пластичности, увеличение склонности

материала к разрушению ввиду образования высокодисперсной зернёной и развитой дислокационной структур [95]. Для устранения данного эффекта применяют комбинированную деформационно-термическую обработку. В результате термического воздействия (чаще всего представляет собой отпуск) происходит снятие избыточных остаточных напряжений, выделение фаз (если речь идет о искусственном старении), аннигилирует часть дислокационных скоплений. Данные процессы позволяют сохранить достаточный уровень пластичности при достигнутой степени дисперсности структуры. Известно о комбинировании фрикционной обработки с отпуском [96]. В результате достигнуто повышение твердости, износостойкости, сопротивляемости поверхности деформации без ухудшения пластичности и снижения предела прочности.

Существует и иной подход к комбинированию термических и механических методов – термомеханическая обработка (ТМО), в основе которой лежит поверхностная закалка и деформирование поверхности в аустенитном состоянии. В результате такой обработки сталь упрочняется как за счет мартенситного превращения, так и за счет дополнительных дефектов структуры, унаследованных мартенситом от деформированного аустенита [97]. Метод ТМО применяется в качестве упрочняющей обработки крупногабаритных изделий, выполненных из жаропрочных и жаростойких сплавов и сталей, работающих в условиях повышенных температур и знакопеременных нагрузок [98]. Данный метод успешно используют для модифицирования лопаток газотурбинного двигателя [99]. Применение такого способа позволяет добиться высоких антикоррозионных и прочностных свойств аустенитных сталей [100]. К данному классу комбинированных методов можно отнести и другие методы ТО с последующим механическим шлифованием [101], алмазного выглаживания или ультразвуковой обработки (УЗО) [102], которые способны улучшать износостойкость, ликвидировать возможные изменения шероховатости изделий, снимать остаточные растягивающие напряжения.

В отдельную группу вынесены электро-химико-механические методы. Например, анодно-механическая обработка, поверхностное легирование с выглаживанием, ХТО+МО, механическая доводка после электроэрозионной обработки, электроабразивная с последующей электрохимической обработкой и т. д. [103]. В ряде методов ХТО может происходить изменения рельефа поверхности или коробление, в связи с чем применяются различные методики, позволяющие устранять последствия как во время обработки, так и после ХТО путем вытравливания или выглаживания неровностей [104]. Комбинация электроэрозионной обработки с электрохимической обработки позволяет эффективно очищать или восстанавливать детали машин [105]. Применение УЗО и азотирования может повышать эффективность процесса насыщения и улучшения эксплуатационных свойств материалов [106].

Известно применение и более сложных комбинаций, состоящих из 3 и более этапов обработки. Например, имеются положительные результаты по применению обработки стальных деталей электронасосов, состоящей из нанесения покрытия, алмазного выглаживания и последующей импульсной обработки в магнитном поле [107], которая позволила добиться наибольшего упрочнения, по сравнению с отдельно взятыми способами обработки. В работе [108] предложена технология обработки, состоящая из 4 этапов: предварительная МО, напыление покрытия, воздействие КПЭ, финишная МО.

Таким образом, комбинированные методов обработки обеспечивают более высокую степень гибкости и вариативности в упрочнении, чем отдельно взятые методы. В результате применения комбинированных методов обработки в материалах появляются сложные микроструктуры с уникальными свойствами, сочетающими в себе высокие антикоррозионные, износостойкие, усталостные и многие другие эксплуатационные свойства.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В настоящей главе обоснован выбор и указаны характеристики выбранных для исследования материалов. Дано описание принципа работы импульсного и квазистационарного плазменных ускорителей (КСПУ и МКТ), разработанных в АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ». Приведены условия обработки и методика подбора режимов ИПП. Представлено описание принципа работы установки лазерного наклепа, показана схема и методики контроля параметров обработки методом лазерного наклепа. Описаны методики исследования материалов с помощью конфокальной, оптической и электронной микроскопии. Приведено описание методики измерения микротвердости, шероховатости и остаточных напряжений

2.1 Материалы

В качестве материалов для исследования характеристик модифицированного слоя после обработки ИПП, были выбраны 11 марок низколегированных конструкционных сталей представленных в таблице 2.1.1 Стали двух марок ШХ15 и 40ХН2МА были выбраны для исследования после обработки ЛН.

Химический состав исследуемых марок сталей приведен в таблице 2.1.2

Таблица 2.1.1 – марки конструкционных сталей

Низкоуглеродистые	Среднеуглеродистые	Высокоуглеродистые
Ст3	Ст45	
20Х	40Х	65Г
18Х2Н4МА	40ХН2МА	60С2ХА
12ХН3А	50ХН	ШХ15

Таблица 2.1.2 – Химический состав исследуемых сталей, масс. %

№	Марка стали	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	S	P	Mo
1	Ст3	0,18	0,11	0,47	< 0,3	< 0,3	< 0,3	< 0,05	< 0,04	-
2	Ст45	0,45	0,27	0,65	< 0,25	< 0,25	< 0,25	< 0,04	< 0,035	-
3	20Х	0,20	0,27	0,65	< 0,3	< 0,3	0,85	< 0,035	< 0,035	-
4	40Х	0,4	0,27	0,65	< 0,3	< 0,3	0,85	< 0,035	< 0,035	-
5	65Г	0,65	0,27	1,05	< 0,25	< 0,2	< 0,25	< 0,035	< 0,035	-
6	18Х2Н4МА	0,18	0,27	0,4	4,2	< 0,3	1,5	< 0,025	< 0,025	0,35
7	40ХН2МА	0,38	0,27	0,37	3	< 0,3	1	< 0,025	< 0,025	0,25
8	60С2ХА	0,6	1,6	0,55	< 0,25	< 0,2	0,85	< 0,025	< 0,025	-
9	12ХН3А	0,12	0,27	0,45	3	< 0,3	0,75	< 0,025	< 0,025	-
10	50ХН	0,5	0,27	0,65	1,2	< 0,3	0,6	< 0,035	< 0,035	-
11	ШХ15	1	0,27	0,3	< 0,3	< 0,25	1,47	< 0,02	< 0,027	-

К самым распространенным и недорогим конструкционным материалам относятся низколегированные стали. Несмотря на активное развитие синтеза разных типов материалов, объем производства сталей продолжает расти [109] и составляет более 75 % от всех выпускаемых марок сталей и сплавов. На 2022 г. производство сталей по миру насчитывает 1879 млн тонн [110], занимая вторую позицию после цемента-производящей промышленности с 4100 млн тонн. Наряду с другими металлами, мировое потребление сталей также удерживает лидирующие позиции.

Низколегированные низкоуглеродистые, углеродистые и высокоуглеродистые конструкционные стали на сегодняшний день широко применяются практически во всех секторах производства. Широкое применение стали получили благодаря отличной свариваемости и высокой пластичности. Но помимо множества преимуществ, они имеют недостатки. Например, к недостаткам марки стали Ст3 можно отнести невысокую устойчивость к низким температурам, Ст45 и сталь 65Г неустойчива к коррозии, к недостаткам стали 40Х и 20Х можно отнести отпускную хрупкость и флокеноустойчивость. К недостаткам хромоникелевых сталей относят трудную свариваемость, невысокую прочность, рост зерна во время нагревания. С помощью традиционных методов упрочнения эти недостатки нивелировать не удается. Низколегированные стали с содержанием углерода менее 0,3 % имеют низкие показатели прочностных характеристик. В работе [111] авторы указывают на необходимость упрочнения низкоуглеродистых сталей для качественной долговечной эксплуатации изделий. Существующий традиционный многоступенчатый метод упрочнения является достаточно длительным, энергоемким и дорогим. Более того, низкоуглеродистые стали традиционной закалке не подлежат по причине малого количества углерода. Эти факторы обуславливают необходимость поиска новых методов упрочнения низкоуглеродистых сталей.

Сортамент выбранных для исследования материалов объясняется тем, что на сегодняшний день до 80 % всех используемых марок конструкционных сталей составляют относительно дешевые, низколегированные стали. Также значительные свойства определяет содержание углерода в стали, оказывает влияние на микроструктуру и как в следствие на механические свойства. По содержанию углерода были выбраны марки из всех трех категорий для оценки влияния содержания углерода в стали после обработки ИПП. Низкоуглеродистые стали были выбраны по причине невозможности закалки традиционными способами и перспективами реализовать поверхностную закалку методом обработки ИПП.

Стали марок ШХ15 и 40ХН2МА выбраны для обработки методом ЛН. Изделия, изготавливающиеся из этих материалов, остро нуждаются в одновременном увеличении ресурса работы по твердости и усталостной прочности. После обработки исследовались значения микротвердости и остаточных напряжений. Анализируя полученные данные по этим параметрам

Питание ускорителя происходит от конденсаторной батареи емкостью. $C_0 = 648 \text{ мкФ}$. В ходе экспериментов рабочее напряжение U может варьироваться в диапазоне 10–22 кВ, что соответствует изменению запасенной в батарее энергии – от 31 до 155 кДж. Для коммутации батареи на электроды ускорителя используются 6 дисковых вакуумных разрядников. Магнитное поле внутри плазмотрода создается с помощью двух соленоидов, состоящих из четырех многовитковых катушек каждый, включенных в цепь питания последовательно. На рис. 2.2.1 соленоиды показаны зеленым и оранжевым цветом. Запитка соленоидов происходит от независимых конденсаторных батарей, что позволяет варьировать профиль поля по длине плазмотрода. Взаимодействие плазмы с исследуемыми образцами происходит в мишенной камере, длиной 50 см и диаметром 30 см. С помощью колец Гельмгольца внутри камеры создается продольное магнитное поле, величина которого может достигать 2 Тл.

В области ввода газа формируется токовый слой, который под действием силы Ампера начинает выталкивать ионизированный газ к выходу из ускорителя. Посредством изменения времен задержки и открытия клапана τ_k , а также напряжения на конденсаторной батарее U можно варьировать параметры плазменных потоков в широких пределах.

Движение плазмы от ускорителя к мишени осуществляется по плазмотроду с продольным магнитным полем. Меняя величину этого поля, можно варьировать плотность плазмы за счет радиального сжатия потока и изменять его длительность за счет отсечки хвостовой части разрядного тока [74].

На импульсном плазменном ускорителе МКТ производилась обработка конструкционных сталей с длительностью плазменного воздействия в диапазоне 15 – 25 мкс.

2.2.2 Квазистационарный плазменный ускоритель КСПУ

Установка КСПУ представляет собой одноступенчатый квазистационарный плазменный ускоритель с собственным магнитным полем, генерирующий аксиальный поток плазмы вдоль оси системы. КСПУ и схема облучения образцов представлены на рисунке 2.2.2.

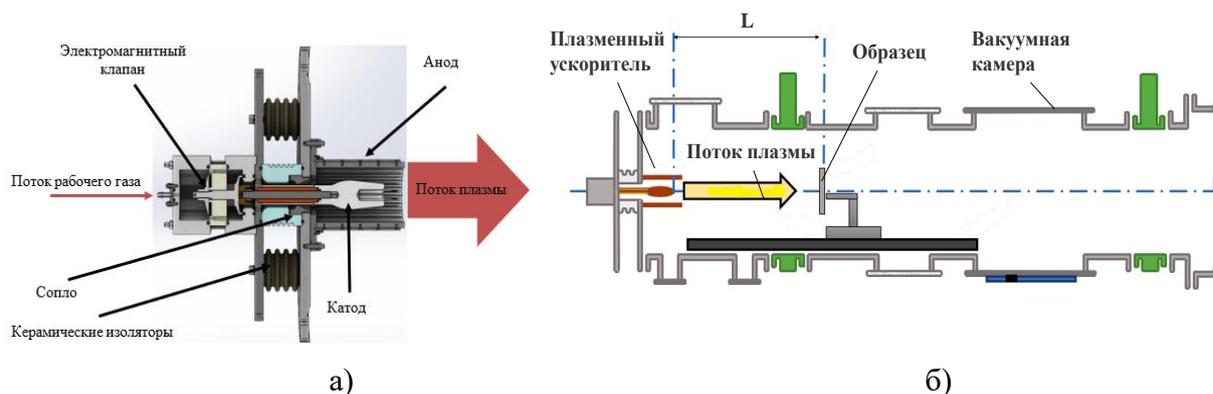


Рисунок 2.2.2 – Схема установки КСПУ (а) и схема облучения образцов (б) [4]

Основными частями ускорителя являются два коаксиальных электрода – анод и катод, разделенных изолятором, и электродинамический клапан, обеспечивающий подачу рабочего газа в межэлектродный промежуток. Осесимметричный катод установки КСПУ-Б изготовлен из молибдена, отличающегося высокой электропроводностью и термостойкостью. Катод располагается на центральной оси анода. Геометрия электродной системы представляет собой сопло, в котором реализуется сверхзвуковое газодинамическое течение. Электродная система ускорителя помещена в вакуумную камеру. Перед каждым пуском вакуумная камера откачивается до давления $5 \cdot 10^{-4}$ мм. рт. ст., подклапанный объем заполняется рабочим газом до давления несколько атмосфер. При срабатывании электродинамического клапана газ через дросселирующий канал начинает поступать в межэлектродный промежуток. Спустя определенный промежуток времени (время задержки) на электроды ускорителя подается напряжение, в результате чего происходят пробой и ионизация газа в межэлектродном зазоре ускорителя. Энергопитание ускорителя осуществляется от конденсаторной батареи с общей емкостью 96 мФ и максимальным напряжением зарядки 5 кВ, разделенной на несколько, до 9-ти, одинаковых секций, которые коммутируются на нагрузку независимым образом.

При заполнении рабочим газом межэлектродного пространства осуществляется электрический разряд, производимый путём коммутации секций конденсаторной батареи на электроды ускорителя посредством вакуумных разрядников в заданном порядке. В межэлектродном пространстве возникает ионизация рабочего газа, образуется плазма и в результате взаимодействия радиальной компоненты возникающего объёмного электрического тока j_r с азимутальным собственным магнитным полем B_φ появляется продольная сила Ампера $F_z \sim j_r B_\varphi$, которая ускоряет образовавшуюся плазму, создавая импульсный плазменный поток. Ток и напряжение разряда определяют мощность, вкладываемую в разряд, а значит скорость и энергосодержание плазменного потока.

Выбор последовательности запуска секции при разряде влияет на форму импульса тока и напряжения. Изменяя временной интервал между запуском секций, можно варьировать длительность разряда, которая для КСПУ варьировалась в широком диапазоне от 0.2 до 1 мс с шагом 0.2 мс.

В соответствии со схемой экспериментов (рисунок 2.2.2б) поток плазмы, сформированный плазменным ускорителем, падает на поверхность образца, расположенного на расстоянии L от электродов ускорителя. При взаимодействии плазменного потока с поверхностью облучаемого образца происходит его нагрев с передачей энергии вглубь материала.

В ходе выполнения работы на базе результатов, полученных с помощью экспериментальных стендов была разработана установка, адаптированная для обработки промышленных изделий аксиальными импульсными плазменными потоками, рисунок 2.2.3.

Созданная установка представляет собой одноступенчатый квазистационарный сильноточный плазменный ускоритель - КСПУ с собственным магнитным полем. Она имеет электродную систему с улучшенными эксплуатационными характеристиками, оснащена автоматизированными системами управления и позиционирования обрабатываемых изделий, отличается компактностью, удобством в размещении и смене изделий. Разработанная система энергопитания и управления позволяет производить регулирование таких ключевых параметров процесса обработки, как длительность (от 0,1 до 1 мс) и величина теплового воздействия (от 20 до 80 Дж/см²). Характеристики разработанной установки позволяют производить обработку изделий сложной геометрической формы в широком диапазоне режимов.

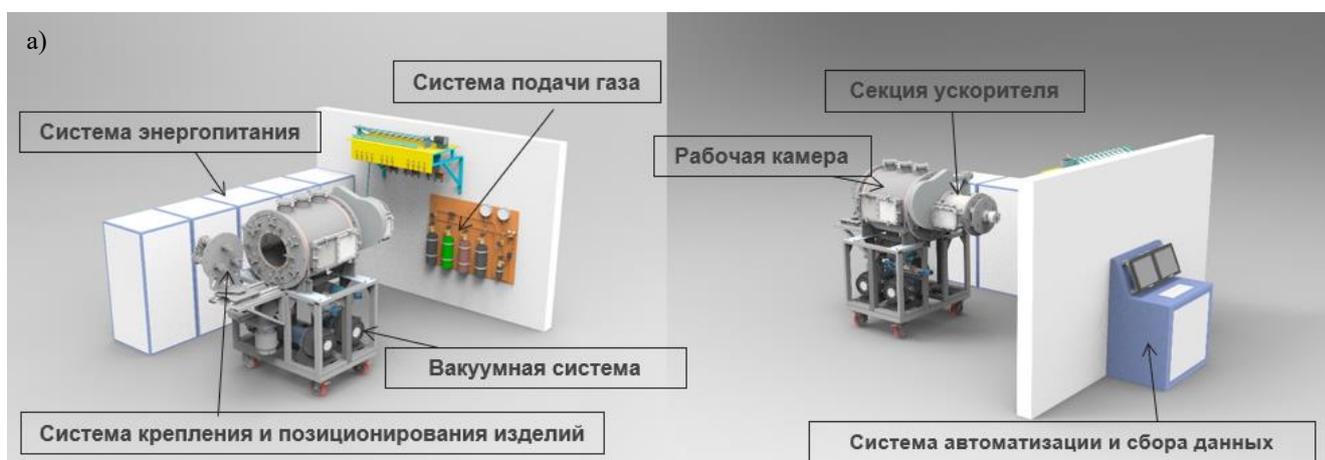


Рисунок 2.2.3 – Макет (а) и фотография (б) внешнего вида ключевых компонент разработанной установки для обработки изделий ИПП

Характерные осциллограммы импульса тока для указанных режимов (при одинаковом зарядном напряжении $U=1.5$ кВ) показаны на рисунке 2.2.4. Энергосодержание плазменного потока варьировалось в широком диапазоне путем изменения значения зарядки конденсаторной батареи и составляло от 6,6 до 29,3 кДж.

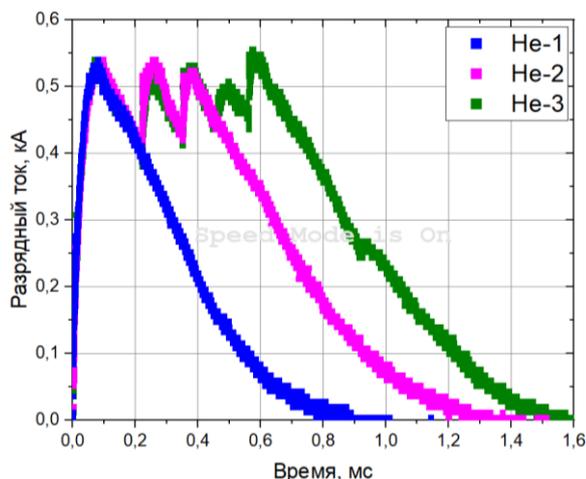


Рисунок 2.2.4 – Разрядные токи для различных режимов запуска секций конденсаторной батареи КСПУ при использовании гелия в качестве плазмообразующего газа

2.2.3 Ключевые параметры режимов обработки импульсным потоком плазмы

При обработке материалов ИПП достижение максимального эффекта увеличения эксплуатационных характеристик зависит от правильно подобранных режимов обработки. Подбор режимов включает в себя выбор:

- расстояния от обрабатываемого образца до электродов ускорителя (L , см);
- тепловой нагрузки (Q , Дж/см²), поглощаемой материалом за импульс;
- плазмообразующего газа;
- количества импульсов при обработке материалов (N , раз);
- длительности плазменного воздействия на материал (τ , мс).

Из-за различия в атомной массе плазмообразующий газ влияет на плотность поглощаемой энергии образцом, от которой зависит нагрев материала. Также при воздействии плазмой различного состава возможна ионная имплантация – частицы газа могут проникать в кристаллическую решетку материала, выступая атомами внедрения или замещения. В работе в качестве плазмообразующих газов использовались гелий и азот. Выбор гелия обусловлен его инертностью – отсюда исключается возможность образования нежелательных химических связей. Азот же является наиболее широко используемым в промышленности газом, и применяется при различных способах химической или химико-термической обработки материалов, которая заключается в насыщении атомами газа поверхностных слоев материала – азотировании. Доказано, что азотирование может улучшать широкий спектр эксплуатационных характеристик конструкционных сталей, среди которых твердость, усталостная прочность, коррозионная стойкость, износостойкость и т. д. [112-113]. Выбор азота в качестве плазмообразующего газа интересен возможным положительным влиянием на поверхностные свойства исследуемых в работе конструкционных материалов.

Длительность импульса, т. е. теплового воздействия на поверхность, играет большую роль при любой термической обработке материалов. Она напрямую влияет на глубину прокалики материала – толщину модифицированного слоя. Количество «термических воздействий» (в нашем случае импульсов на плазменном ускорителе), в зависимости от остальных параметров, определяющих режим обработки, также способно влиять на результирующие физико-механические свойства модифицируемого слоя. Данные факты подтверждаются в исследованиях, проводимых на ускорителях МПК, КПУ-30, КСПУ-Т, КСПУ Х-50 и других ускорителях типа плазменный фокус (ПФ) и Z-пинч. В них был рассмотрен широкий спектр конструкционных материалов, большая часть из которых – конструкционные стали. Было показано, что в наибольшей степени длительность импульсов и их количество могут влиять на степень улучшения механических характеристик, материала посредством увеличения толщины модифицированного слоя. Отмечалось, что с ростом импульсов играет роль аддитивности вклада энергии, при котором происходит увеличение толщины модифицированного слоя до конечной величины, определяемой видом обрабатываемого сплава. Наблюдаемый эффект также способствует и увеличению микротвердости слоя. При обработке углеродистой стали в работах Жукешова А.М. [7, 10] обнаружено, что увеличение количества импульсов приводит к уменьшению размера кристаллитов, при этом микротвердость увеличивается в интервале от 1 до 10 импульсов, дальнейшее воздействие приводит к стабилизации процесса и образованию новых фаз. Длительность импульса в экспериментах составляла от десятков наносекунд до сотен микросекунд – что на порядки ниже, чем на плазменном ускорителе, используемом в работе. Проведение обработки материалов ИПП в миллисекундном диапазоне позволяет расширить область знаний в исследуемом вопросе.

Не менее важным параметром является расстояние от обрабатываемого материала до плазменного ускорителя. При пролете плазменного потока вдоль камеры ускорителя степень ионизации плазмы снижается, что приводит к уменьшению доли ионов, передающих свой импульс мишени. Это подтверждается многочисленными экспериментами на плазменных ускорителях, по результатам которых было эмпирически установлено, что по мере отдаления от электродов тепловая нагрузка, поглощаемая материалом, падает. Помимо этого, определенную роль в нагреве материала могут играть токи выноса, протекающие на близком (порядка геометрических размеров электродов) расстоянии между мишенью и электродами ускорителя.

Ключевым параметром, в основе которого лежит режим любого вида обработки, основанной на термическом воздействии, является температура нагрева поверхности. Для ее количественной оценки использовался метод калориметрии. Данный метод заключается в измерении термо-ЭДС на термопарах, которые контактируют с обрабатываемым материалом внутри установки. Как было упомянуто в главе 2.2.1, изменение поглощаемой тепловой энергии

(Q , Дж/см²) на установке происходит за счет варьирования напряжения зарядки конденсаторных батарей, а также длительности импульса (τ , мс), что влияет на энерговклад разряда (E , кДж). Таким образом, для подбора режима необходимо знать зависимость $Q(E)$ при фиксированном значении τ .

Для определения поглощаемой материалом тепловой нагрузки был изготовлен термопарный калориметр (рисунок 2.2.5). Геометрия калориметра полностью соответствует мишени, на которой располагались исследуемые образцы конструкционных сталей. Основной частью калориметра является квадратная металлическая пластина (11x11 см²), толщиной 5 мм, изготовленная из молибдена. К задней поверхности пластины припаяны 16 термопар, размещенные на расстоянии 2,5 см друг от друга. Термопары типа К изготовлены из материалов хромели и алюмели, сечение каждой термопары составляет 0,5 мм². При калибровке термопар относительно самой чувствительной, разность значений составила не более 10 %.

При измерении тепловой нагрузки калориметр (1) размещался на планшайбе системы крепления и позиционирования изделий (2), расположенной в вакуумной камере установки. Расстояние L от торца плазменного ускорителя до рабочей поверхности калориметра составляло 100 см. Вывод сигнала термопар из вакуумной камеры установки осуществлялся через вакуумный разъем (4) на фланце плазменной установки. Сигнал с термопары поступает на многоканальный аналоговый блок сопряжения с компьютером (5) и регистрируется на компьютере (6) с помощью специальной программы.

В результате взаимодействия интенсивных потоков плазмы с поверхностью калориметра происходит нагрев молибденовой пластины и термопар. Количество теплоты, поглощённой участком калориметра, к которому припаяна термопара, определялось по формуле 2.2.1.

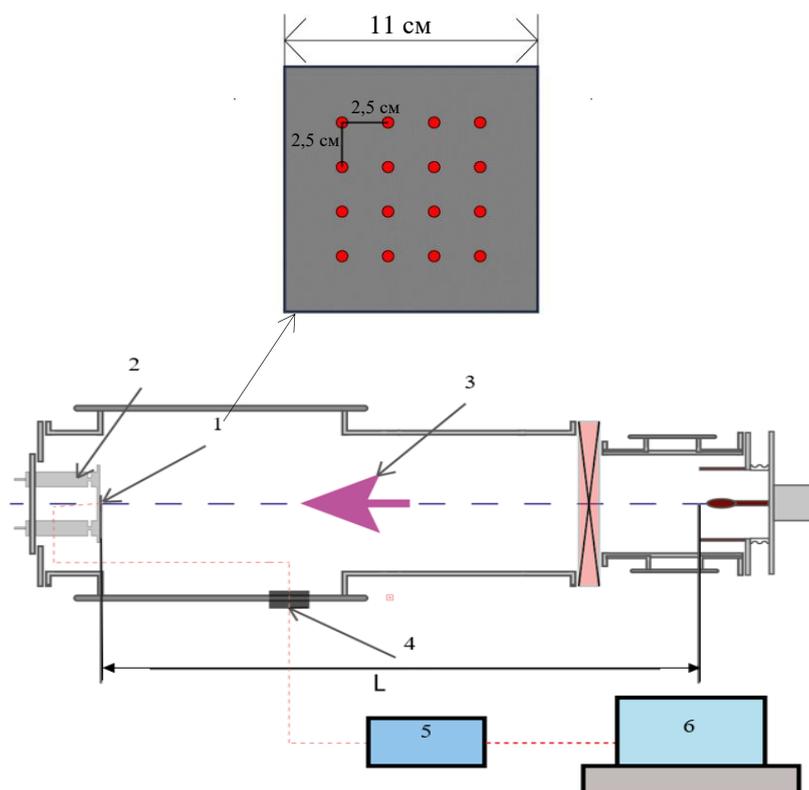
$$\frac{dq}{ds} = c\rho h\Delta T, \quad (2.2.1)$$

где ρ – плотность материала калориметра;

c – удельная теплоёмкость материала калориметра;

h – толщина стенки калориметра;

ΔT – изменение температуры, измеряемое термопарой.



1 – калориметр, либо образец, 2 – система крепления и позиционирования изделий, 3 – плазменный ускоритель, 4 – вакуумный разъем вилка, 5 – модуль аналогового ввода, 6 – ПК

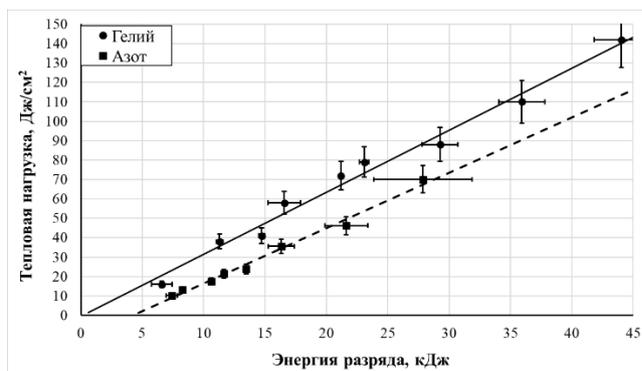
Рисунок 2.2.5 – Схема изготовленного калориметра с 16-ю термопарами и схема размещения калориметра и образцов сталей в вакуумной камере установки

В области измеряемых термопарой температур величина ΔT может быть выражена через термо-ЭДС как

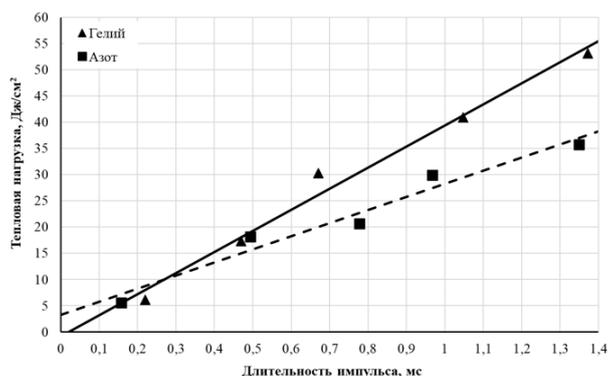
$$\Delta T = \frac{\Delta U}{0,04}, \quad (2.2.2)$$

где ΔU – изменение термо-ЭДС вследствие нагрева рабочего конца термопары, мВ.

На рисунке 2.2.6 представлены результаты измерения тепловой нагрузки на обрабатываемую поверхность, то есть поглощенной энергии на единицу поверхности, в зависимости от энергии разряда (рисунок 2.2.6а) и длительности импульса плазменного воздействия при фиксированном $E \approx 17$ кДж (напряжении зарядки 1.8 кВ). (рисунок 2.2.6б) для рабочих газов гелий и азот.



а



б

Рисунок 2.2.6 – Зависимость тепловой нагрузки от энергии разряда (а) и длительности импульса плазменного воздействия (б)

Исходя из рассчитанной поглощенной тепловой нагрузки, температуру можно оценить расчетным способом. Выразив из решения системы дифференциальных уравнений теплопроводности второго рода [14], представляется возможным записать выражение для расчета максимальной температуры на поверхности тела, достигаемой при воздействии ИПП:

$$T - T_0 \approx \frac{2Q}{\sqrt{\pi r c \lambda \tau}}, \quad (2.2.3)$$

где T_0 – исходное значение температуры поверхности материала;

λ – теплопроводность материала;

τ – длительность импульса.

Для подтверждения методики расчёта температуры поверхности материала при воздействии ИПП в программной среде Ansys было проведено моделирование нагрева пластин из молибдена и стали марки ШХ15. При моделировании импульс разряда на КСПУ (рисунок 2.2.6) заменялся соответствующим ему прямоугольным тепловым импульсом с длительностью 1 мс.

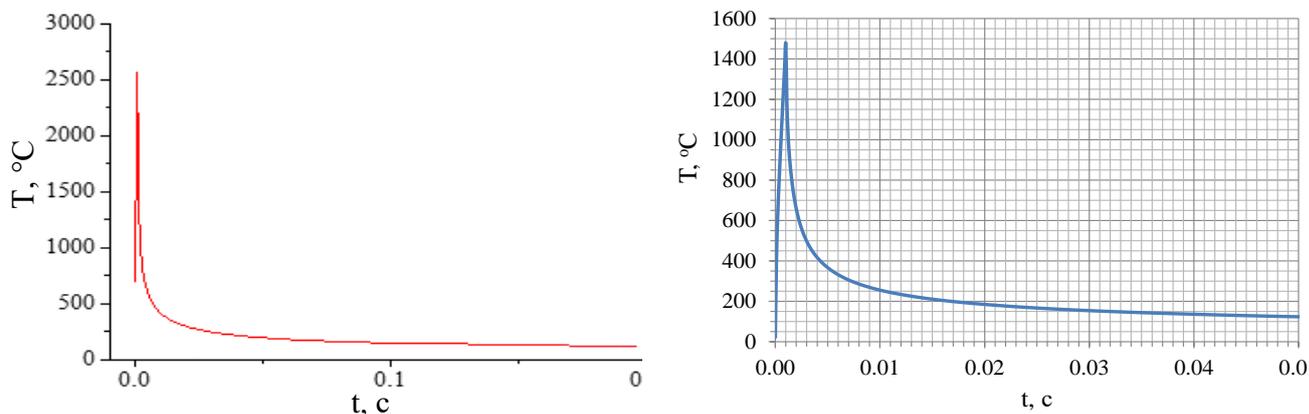
По известным значениям температуры плавления материалов из формулы 2.2.3 выражается Q , благодаря чему можно определить значение тепловой нагрузки, при которой происходит плавление материала. Вычисленные значения для молибдена и стали ШХ15 составили 51 и 140 Дж/см² соответственно.

Результаты моделирования нагрева материалов с данными значениями тепловой нагрузки представлены на рисунке 2.2.7, на котором видно, что максимальная температура поверхности молибденовой пластины при нагреве тепловым импульсом на КСПУ составляет более 2500 °С. В случае нагрева стали температура поверхности достигает около 1500 °С. Полученные

результаты показывают, что температуры нагрева соответствуют порогам плавления рассматриваемых материалов. Следовательно, обратившись к результатам калориметрии (рисунок 2.2.6) можно определить значения, при которых будет ожидать присутствие признаков плавления пластин.

С целью верификации методики определения температуры нагрева поверхности с помощью моделирования и калориметрии на установке была дополнительно проведена серия экспериментов. Для этого были изготовлены пластины $100 \times 100 \times 5$ мм из молибдена и стали ШХ15, которые далее размещались внутри камеры установки согласно стандартной схеме (рисунок 2.2.4).

Исходя из полученного графика зависимости $Q(E)$ (рисунок 2.2.5), тепловым нагрузкам 140 Дж/см^2 и 51 Дж/см^2 соответствуют значения энергии разряда 44 кДж и $16,5 \text{ кДж}$. Таким образом, испытание изготовленных пластин проводилось при указанных значениях E (плазмообразующий газ – гелий).



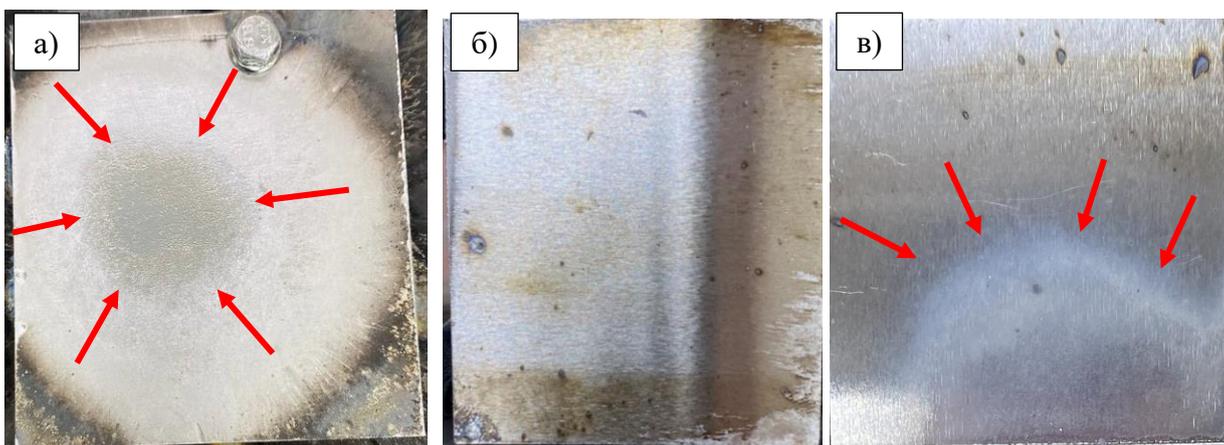
а

б

а) молибден, $Q = 140 \text{ Дж/см}^2$; б) сталь ШХ15, $Q = 51 \text{ Дж/см}^2$

Рисунок 2.2.7 – Моделирование нагрева 5 мм-металлических пластин с тепловой нагрузкой, соответствующей порогу плавления, и длительностью 1 мс

Фотографии пластин после воздействия ИПП представлены на рисунке 2.2.8а. Можно заметить, что при $E = 44 \text{ кДж}$ (рисунок 2.2.8а) на поверхности пластины отчётливо наблюдается оплавленное пятно (показано стрелками). С целью демонстрации динамики нагрева пластины из стали ШХ15 дополнительно были обработаны при меньшем энергокладе, составляющем $14,7 \text{ кДж}$. В указанном случае оплавления поверхности не наблюдается (рисунок 2.2.8б), в то время как при $E = 16,5 \text{ кДж}$ (рисунок 2.2.8в) отчётливо виден след оплавления на поверхности стали (показано красными стрелками).



а) молибден, $E = 44$ кДж ($T \approx T_{\text{плав}}$);
 б) сталь ШХ15, $E = 14,7$ кДж ($T < T_{\text{плав}}$); в) сталь ШХ15, $E = 16,5$ кДж ($T \approx T_{\text{плав}}$)

Рисунок 2.2.8 – Фотографии поверхности пластин после воздействия ИПП

Полученные результаты как для молибдена, так и для ШХ15 были подтверждены в ходе повторной серии экспериментов на 5 других аналогичных пластинах. Таким образом, была показана правомерность использования выражения 2.2.3 для оценки температуры нагрева поверхности материалов. Следовательно, подбор режимов обработки образцов допустимо производить на основании пересчёта тепловой нагрузки, измеренной калориметрическим методом, изложенным выше, в температуру нагрева поверхности образца при воздействии ИПП на КСПУ.

2.2.4 Лазерный комплекс для обработки материалов методом лазерного наклепа и процесс взаимодействия ударной волны с твердым телом

Комплекс лазерной обработки представляет из себя твердотельный лазер с ламповой накачкой на основе активных элементов из фосфатного стекла активированного ионами неодима. Выходные характеристики комплекса представлены в таблице 2.2.1

Лазерный комплекс состоит из следующих подсистем:

- система управления, контроля и измерения параметров лазерного излучения;
- система импульсного питания и зарядные устройства;
- система контроля температурного режима активных элементов излучателя;
- система вакуумирования;
- оптическая часть лазерного излучателя.

Система управления и контроля предназначена для управления работой всех подсистем комплекса, поддержания заданной временной циклограммы и контроля необходимых параметров работы лазерного излучателя.

Таблица 2.2.1 – Характеристики лазерного комплекса

Параметр	Значение
Длина волны	1053 нм
Энергия	20 – 50 Дж
Длительность импульса	17 нс
Диаметр луча	38 мм

Система энергопитания обеспечивает зарядку накопительных конденсаторов, синхронизацию срабатывания импульсных ламп накачки в соответствии с заданной циклограммой.

Система охлаждения поддерживает заданную температуру активных элементов лазера для уменьшения термооптических искажений, что крайне важно для воспроизводимости параметров работы лазера.

Система вакуумирования обеспечивает вакуум в пространственных фильтрах для предотвращения пробоя в воздухе.

Экспериментальный стенд для проведения обработки методом лазерного наклепа и модель разрабатываемого промышленного образца установки для лазерного наклепа представлены на рисунке 2.2.9.

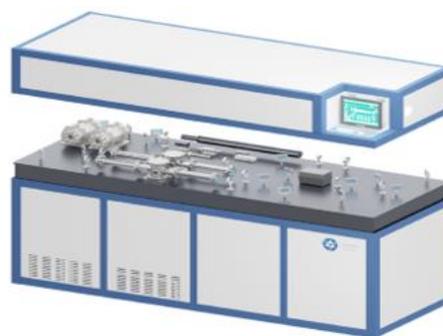


Рисунок 2.2.9 – Экспериментальный стенд лазерного наклепа и модель ключевых компонент разрабатываемого образца установки для лазерного наклепа

Повышение порога усталостной прочности изделия зависит от распределения наведенных остаточных напряжений, а оно определяет характер дислокаций и контролирует распространение трещин. Длительность импульса, диаметр пятна, энергия лазерного луча и механические свойства материала, подвергающегося ЛН, являются наиболее важными факторами, определяющими величину остаточных напряжений на поверхности, а также распределение напряжений по глубине образца.

Обрабатываемую поверхность изделия покрывают непрозрачным для лазерного излучения слоем с низкой температурой испарения, например, черная краска, алюминиевая фольга или липкая виниловая лента. Поверх этого слоя формируется широкая прозрачная струя воды толщиной 2 – 3 мм. Энергия лазерного импульса поглощается непрозрачным слоем, что приводит к формированию абляционной плазмы, которая ограничена с одной стороны поверхностью изделия, а с другой – слоем воды (рисунок 2.2.10).

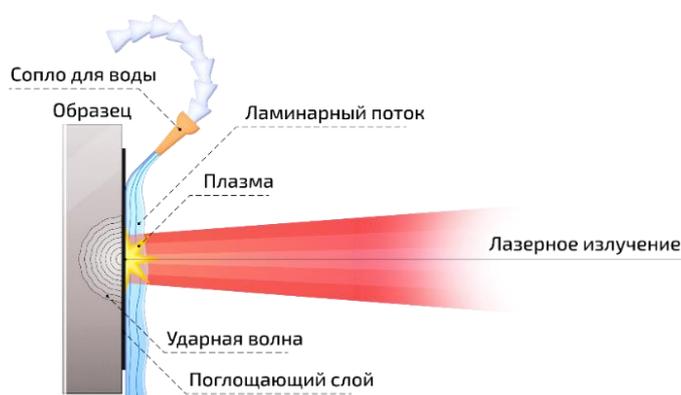


Рисунок 2.2.10 – Схема обработки лазерным наклепом [114]

Ограничивающая среда является одним из ключевых компонентов процесса упрочнения, поскольку без него большая часть энергии сформированной плазмы высвобождается в свободное пространство вокруг мишени. С удерживающей средой, возникающая ударная волна направляется на поверхность материала, и процесс становится значительно более мощным. Упрочнение лазерным наклепом не является термическим процессом, так как в данном случае нет существенного нагрева поверхности материала, и вода используется в нем для ограничения распространения плазмы, а не для охлаждения поверхности. Непрозрачный слой служит также защитой от прямого контакта поверхности образца с лазерно-индуцированной плазмой, поскольку прямое взаимодействие поверхности образца с плазмой ведет в большинстве случаев к образованию расплава металла на поверхности.

Пиковые величины импульсов давления, генерируемых при лазерном воздействии, могут быть в пределах (1 – 10) ГПа. Если величина давления превышает предел упругости Гюгонио (HEL) для материала мишени, то пластическая деформация приводит к формированию остаточных напряжений как на поверхности, так и в глубине материала образца.

Воздействие ударной волны приводит к перестройке кристаллической структуры в поверхностном слое исследуемого материала, создавая высокое остаточное напряжение сжатия. Лазерный импульс при обработке конструкционных сталей ШХ15 и 40ХН2МА имел следующие параметры:

- энергия импульса не менее 20 Дж;

- длительность импульса в диапазоне 15 – 30 нс;
- возможность получения в зоне обрабатываемой поверхности пятно размером 3 – 10 мм с плотностью 1 – 10 ГВт/см².

Основной величиной, от которой зависит степень наведенных напряжений в материале является плотность мощности. Под плотностью мощности в лазерной физике понимают отношение энергии излучения к площади поверхности, перпендикулярной к направлению распространения за единицу времени. Плотность мощности вычисляется по формуле:

$$q = \frac{E}{S\tau} = \frac{4E}{\pi d^2\tau}, \quad (2.2.4)$$

где q – плотность мощности лазерного излучения, ГВт/см²;

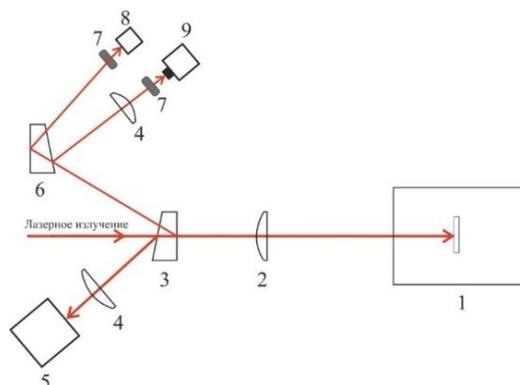
E – энергия излучения в импульсе, Дж;

S – площадь пятна лазерного импульса, см²;

τ – длительность импульса, нс;

d – диаметр лазерного пятна на образце, см.

Для вычисления плотности мощности измерялись три величины лазерного импульса. Излучение лазерного комплекса, проходя через систему диагностики фокусировалось на образец, находящийся в кювете. Оптическая схема узла диагностики представлена на рисунке 2.2.11.



- 1 – Кювета с образцом; 2 – линза F1000, обеспечивающая заданную плотность мощности; 3, 6 – клинья; 4 – фокусирующая линза; 5 – измеритель энергии; 7 – ослабляющие фильтры; 8 – измеритель длительности импульса; 9 – анализатор профиля;

Рисунок 2.2.11 – Оптическая схема узла диагностики и обработки

Так как диагностическое оборудование имеет низкий порог лазерного разрушения, в схему был поставлен клин (3), для отвода части падающего излучения в диагностический канал.

Отражение от передней грани клина проходило через фокусирующую линзу (4) и попадало в измеритель энергии (5). Используя коэффициент пересчета, восстанавливалось искомое значение энергии, падающей на образец. В качестве измерителя энергии использовался Ophir Nova II Display Rohs с датчиком PE50-DIF-C, позволяющий измерять энергию в пределах 20 мДж – 10 Дж.

Отражение от задней грани клина (3) попадало на клин (6), для дополнительного ослабления и деления на два луча. Далее излучение, через ослабляющие фильтры (7), заводилось в измеритель длительности импульса (8) и CCD-камеру (9).

Длительность импульса измерялась фотодиодом марки Ophir FPD-IG-25 с временем нагнетания менее 25 пс и спектральным диапазоном от 900 нм до 1700 нм. Форма лазерного импульса представлена на рисунке 2.2.12.

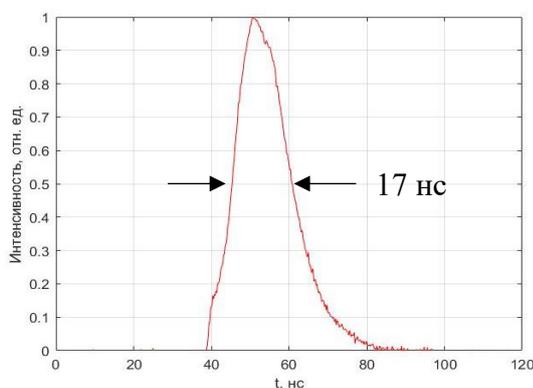


Рисунок 2.2.12 – Форма лазерного импульса

В качестве анализатора профиля использовалась ССД – камера Ophir SP928, которая фиксировала распределение профиля интенсивности в лазерном пятне. Типичный профиль интенсивности излучения на лазерной системе для наклепа представлен на рисунке 2.2.13.

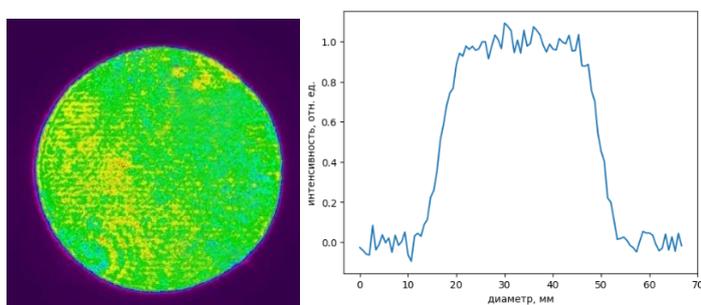


Рисунок 2.2.13 – Профиль и сечение профиля лазерного излучения

За счет линейной трансляции линзы (2) в плоскости перпендикулярной обрабатываемому образцу, менялся размер пятна в зоне обработки в пределах 3 – 10 мм, что позволяло регулировать плотность мощности лазерного излучения в пределах от 1 до 10 ГВт/см².

2.3 Методы исследования конструкционных сталей

2.3.1 Оптическая профилометрия

Измерение шероховатости образцов сталей до и после обработки ИПП и ЛН проводилось методом оптической профилометрии на конфокальном микроскопе LEXT OLS5000 (рисунок 2.3.1). Оптическая система прибора формирует цветное изображение поверхности, получая информацию о цвете с помощью светодиодного источника белого света и камеры CMOS. Лазерная конфокальная оптика позволяет получить информацию о форме с помощью 405-нм лазерного диода.



Рисунок 2.3.1 – Конфокальный микроскоп LEXT OLS5000

Обозначения шероховатости поверхности материалов регламентируются ГОСТ 2.309-73 [115]. Основным параметром оценки шероховатости является среднее арифметическое отклонение профиля R_a .

R_a определяется неровностью микрогеометрии поверхности на измеряемом участке материала с относительно малыми шагами измерений расстояний от датчика до поверхности и рассчитывается по неровностям исследуемого профиля (рисунок 2.3.2). R_a геометрически равен высоте прямоугольника, построенного на базовой длине и равного по площади фигуре, очерченной профилем неровностей поверхности и его средней линией.

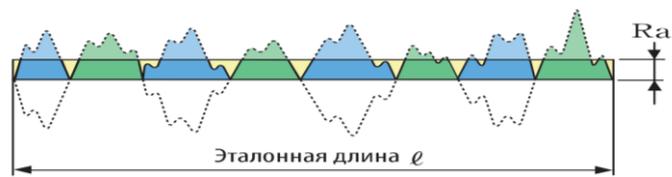


Рисунок 2.3.2 – Среднее арифметическое отклонение профиля R_a на профилограмме поверхности

Принцип измерения высоты заключается в следующем. Путем чередования позиций фокуса прибор выдает несколько конфокальных изображений (рисунок 2.3.3). Прибор способен автоматически на основе зависимости между дискретной позицией фокуса и интенсивности полученного света строить кривую интенсивности света для каждого пикселя с целью расчета позиции максимума и максимальной интенсивности. Так как данные позиции максимума для всех пикселей соответствуют неровности образца, получается трехмерное изображение поверхности образца. Погрешность измерения прибора равна $0,15 + L/100$ мкм, где L - измеряемая высота (мкм) [116].

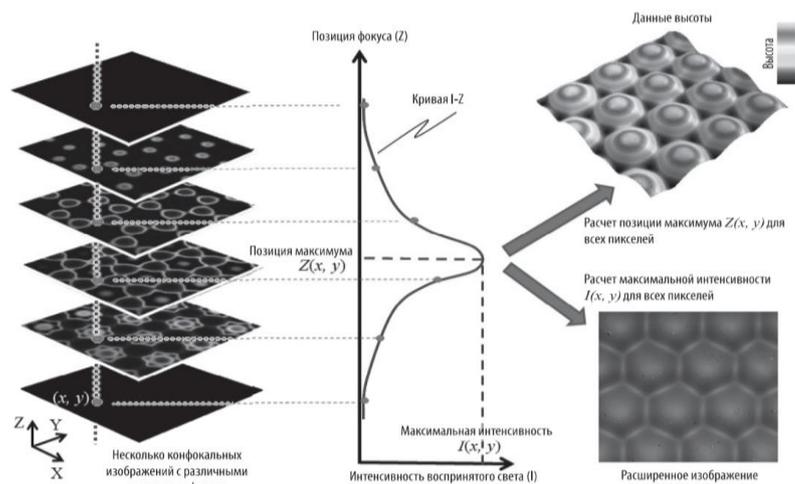


Рисунок 2.3.3 – Принцип измерения высоты конфокальным микроскопом

В процессе сканирования поверхности исследуемого образца измеряются линейные размеры элементов рельефа по осям X , Y и Z . Выбранные параметры сканируемой области образца составляли 5×5 мм при 20-кратном увеличении. Сбор данных проходит в автоматическом режиме в виде трехмерного изображения интенсивности лазерного излучения и изображения данных высоты. Анализ геометрических данных проводился с использованием ПО «OLYMPUS OLS5000 Analysis application». В работе параметры шероховатости поверхности исследуемых образцов определялись по 10 равноудаленным линиям (сечениям). Линии сбора данных на поверхности образцов представляют собой 5 горизонтальных и 5 вертикальных прямых (рисунок 2.3.4).

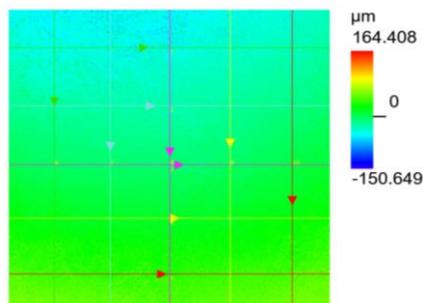


Рисунок 2.3.4 – Изображение данных высоты и 10 исследуемых сечений

2.3.2 Сканирующая электронная микроскопия

Исследование морфологии поверхности образцов до и после обработки ИПП и ЛН проводилось методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). В работе использовался микроскоп Tescan Vega 3 (рисунок 2.3.5). Микроскоп укомплектован тремя детекторами, позволяющими получать СЭМ-изображения: детектор вторичных электронов (контраст формируется за счет рельефа), детектор отраженных электронов (изображение с фазовым контрастом). Максимальная разрешающая способность составляет от 3,0 до 8,0 нм в режиме высокого вакуума, увеличение до 1 млн раз. В качестве источника электронов используется вольфрамовый термоэмиссионный катод. Габариты рабочей камеры составляют 290×340×322 мм. Максимальная высота образца варьируется от 106 до 147 мм в зависимости от наличия или отсутствия вращательного столика. Максимальная масса образца без наклона и вращения составляет 8 кг, с вращением – 4,5 кг, с наклоном и вращением – 1 кг.



Рисунок 2.3.5 – Сканирующий электронный микроскоп Tescan Vega 3

Рабочая камера прибора позволяет размещать до 7 образцов размером 10 x 10 мм. Выбранное ускоряющее напряжение составляло 20 кВ. Анализ морфологии поверхности проводился при увеличениях 500×, 3000× и 10000×.

Элементный состав определялся методом рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии (EDX). В качестве EDX-анализатора выступал AZtecLive Automared Ultim Max 100 – кремниевый дрейфовый детектор с активной площадью кристалла детектирующего элемента 100 мм² и энергетическим разрешением до 127 эВ для Mn-Kα. Данная приставка позволяет обнаруживать элементы от бериллия до плутония. Рекомендуемая локальность измерения – от 5 мкм, пороги обнаружения – до 0,01 массовых долей %, однако при определении концентрации легких элементов существует большая погрешность. Определение элементного состава производилось параллельно с исследованием поверхности образцов. Выбранное увеличение на СЭМ соответствовало площади сбора данных для построения энергодисперсионного спектра, которая составляла 50 мкм².

2.3.3 Рентгеноструктурный анализ

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился на дифрактометре ДРОН-8 (рисунок 2.3.6) с использованием Co-Kα излучения (с Fe-фильтром). На дифрактометре применялась рентгенооптическая схема Брэгга-Брентано. Достоинством метода является высокая точность получаемых значений, особенно для наиболее интенсивных линий.



Рисунок 2.3.6 – Рентгеновский дифрактометр ДРОН-8

Фазовый анализ в Co-Kα излучении проводили при съемке спектра в интервале углов дифракции 2θ (30° – 130°) с шагом сканирования 0,05° и скоростью 1°/мин. в непрерывном

режиме и 25 с/град в дискретном. Использовалась следующая система щелей. На рентгеновской трубке установлены моторизированные экваториальные щели 1 мм и 2 мм и аксиальная щель 6 мм. На детекторе – экваториальные щели 2 мм и 0,1 мм, аксиальная щель 12 мм. Расходимость щелей Соллера на трубке и на детекторе составляла 1,5°. Съемка для определения фазового состава образцов проводилась по 3 раза

С использованием справочных баз по угловому положению пиков дифракции на рентгенограммах определялся фазовый состав поверхности материалов после обработки и периоды кристаллической решетки. Кроме того, исследование положения линий, изменения их интенсивности и профиля позволило установить механизм упрочнения (путем роста плотности дислокации или измельчения зерна).

На основании полученных рентгенограмм для образцов, были измерены остаточные напряжения. В качестве основного метода оценки использовался метод $\sin^2 \Psi$ [117], который основан на измерении деформаций по положению дифракционного пика.

Остаточные напряжения характеризуются или однородным сжатием, или однородным растяжением решетки и приводят к изменению межплоскостных расстояний на величину Δd_{hkl} , и, следовательно, к смещению рентгеновской линии на угол $\Delta\theta_{hkl}$ (согласно уравнению Вульфа-Брегга). В процессе ударного воздействия лазерного пучка в поверхностном слое изменяются расстояния между плоскостями кристаллической решетки. Возникающая пластическая деформация является причиной появления остаточных напряжений. Она может быть рассчитана по формуле (2.3.1). Рентгеноструктурный метод определения остаточных напряжений основан на факте, что атомные плоскости во всех кристаллитах материала одинаково ориентированы по отношению к упругим силам и одинаково изменяют свое межплоскостное расстояние и отношение $\Delta d/d$ также не изменяется.

$$2d\sin\theta = N\lambda, \quad (2.3.1)$$

где λ – длина волны характеристического рентгеновского излучения, нм;

N – целое число (порядок отражения).

Напряженное состояние образца при рентгенографическом измерении напряжений определяется тремя нормальными напряжениями: σ_1 и σ_2 , действующие в плоскости образца, и σ_3 – напряжение направленное перпендикулярно поверхности образца. Однако ввиду того факта, что глубина проникновения рентгеновских лучей в материал не столь велика, принято считать $\sigma_3 = 0$.

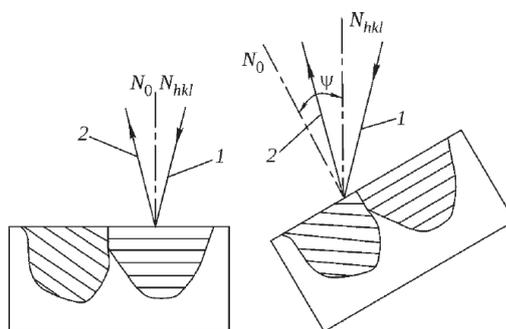
Для определения остаточных напряжений необходимо определить значения отражений одних и тех же (hkl) расположенных под разными углами к действующим напряжениям и

имеющих разные значения величины межплоскостных расстояний, как это показано на рисунке 2.3.7. Обычно поворот осуществляется по двум углам: изменяется угол между падающим рентгеновским лучом и нормалью к поверхности. Зная величину межплоскостных расстояний при отсутствии напряжений и величину после обработки лазерным наклепом, можно найти деформацию кристаллической решетки по формуле 2.3.2 (рисунок 2.3.8):

$$\varepsilon = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0}, \quad (2.3.2)$$

где d_0 – исходное межплоскостное расстояние, нм;

d_{hkl} – межплоскостное расстояние для напряженного материала, нм.



1 – падающий луч; 2 – отраженный луч

Рисунок 2.3.7 – Схема съемки методом $\sin^2 \psi$ [117]

Конечный график, внешний вид которого представлен на рисунке, строится по уравнению (2.3.3):

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{(1 + \nu)\sigma_{\varphi}}{E} \sin^2 \psi - \frac{\nu(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (2.3.3)$$

где E – модуль упругости;

ν – коэффициент Пуансона.

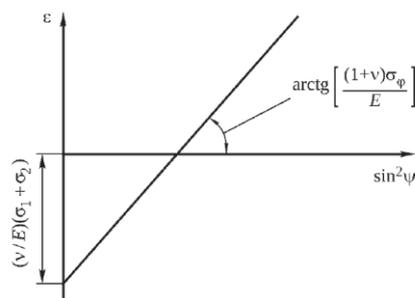


Рисунок 2.3.8 – Зависимость деформации от $\sin^2 \psi$ для $\varphi \neq 0$

2.3.4 Методика исследования топографии поверхности и толщины модифицированного слоя с помощью оптической микроскопии

Для исследования структуры поверхности и торцевых шлифов после обработки ИПП и ЛН сталей, были подготовлены металлографические образцы для исследования на оптическом микроскопе.

Приготовление образцов и резка конструкционных сталей производилась с помощью отрезного круга из оксида алюминия (Al_2O_3) в бакелитовой связке. После резки образец промывался в дистиллированной воде от абразивных частиц и протирался спиртом с последующей очисткой в ультразвуковой ванне. Для подготовки к процедуре шлифовки и полировки, образцы прошли этап горячей запрессовки. Запрессовка в эпоксидную смолу проводилась с помощью автоматического металлографического пресса при температуре $155\text{ }^{\circ}\text{C}$ и усилении 27 кН с последующим охлаждением. На программируемом автоматическом шлифовально-полировальном станке LS3 проводили шлифовку образцов с использованием дисков из карбида кремния с диапазоном зернистости от P-180 до P-1200 и полирование с использованием тонкоизмельченной алмазной пасты с размером зерен абразива в диапазоне от 6 мкм до 1 мкм . Паста подавалась на вращающееся со скоростью 200 оборотов в минуту сукно, образцы вращаясь в противоположную сторону прижимались к сукну с давлением $2,0\text{ Па}$.

Травление и выявление исходной микроструктуры конструкционных сталей происходило с использованием 4-% раствора азотной кислоты в этиловом спирте. Для выявления структуры закаленной области сталей использовали раствор хромовой и соляной кислот.

Количественный и качественный анализ микроструктуры образцов материалов проводился на прямом автоматизированном оптическом микроскопе Leica DM 6M (рисунок 2.3.9) с ПО «АХАЛИТ» для количественного анализа изображения. Для исследования топографии поверхности выбранные увеличения составляли $10\times$, $20\times$, $50\times$; для измерения толщины – $50\times$. Измерение толщины модифицированного слоя и его составляющих подслоев производилось с помощью ПО оптического микроскопа.



Рисунок 2.3.9 – Внешний вид оптического микроскопа Leica DM 6M

2.3.5 Измерение микротвердости

Измерение микротвердости материалов до и после обработки ИПП и ЛН сталей производилось согласно ГОСТ 9450-76 [118] по методу восстановленного отпечатка с помощью четырехгранной алмазной пирамидки с квадратным основанием по методу Виккерса. В качестве образцов использовались поперечные шлифы обработанных материалов.

Число твердости по Виккерсу (HV) определяется как отношение нагрузки к площади отпечатка (формула 2.3.4):

$$HV = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = \frac{1,8544P}{d^2} \left[\frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2} \right], \quad (2.3.4)$$

где α – угол при вершине между противоположными гранями четырехгранной с квадратным основанием пирамиды, равный 136° ;

P – нагрузка в кгс;

d – длина диагонали, мм.

Микротвердость измерялась на твердомере KB 50 SR с нагрузкой индентора 50 г. Время выдержки составляло 45 с. Количество измерений по толщине образца опиралось на видимые структурные изменения в пределах подслоев, наблюдаемых на оптическом микроскопе. На каждое состояние подслоя приходилось по 4 – 6 отпечатков. Стандартная ошибка при измерениях не превышала 5 %.

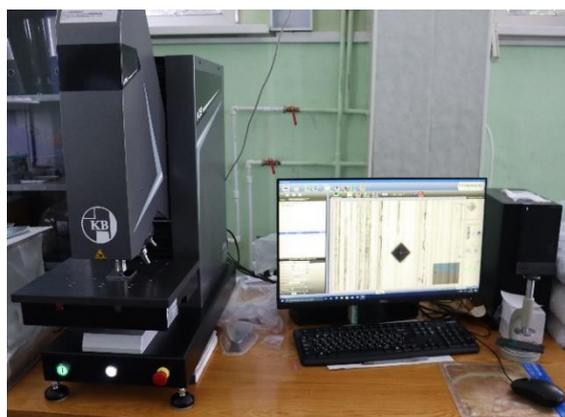


Рисунок 2.3.10 – Внешний вид прибора KB 50 SR

При обработке в зависимости от режима толщина подслоев может кардинально изменяться, вплоть до полного отсутствия одного из подслоев. При определенных режимах обработки малая толщина не позволяла проводить измерение микротвердости, поскольку размеры отпечатка индентора превышали толщину подслоя.

ГЛАВА 3 ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ ИМПУЛЬСНЫМ ПОТОКОМ ПЛАЗМЫ

В настоящей главе представлены результаты исследований образующегося поверхностного модифицированного слоя у конструкционных сталей, после обработки ИПП на импульсном и квазистационарном плазменных ускорителях (КСПУ и МКТ). В результате проведенных исследований описан структурно-фазовый состав и морфология модифицированного слоя. Измерены значения микротвердости, шероховатости и остаточных напряжений до и после обработки в зависимости от параметров работы ускорителей.

3.1 Морфология и структура поверхности модифицированного слоя сталей в зависимости от режимов обработки импульсным потоком плазмы

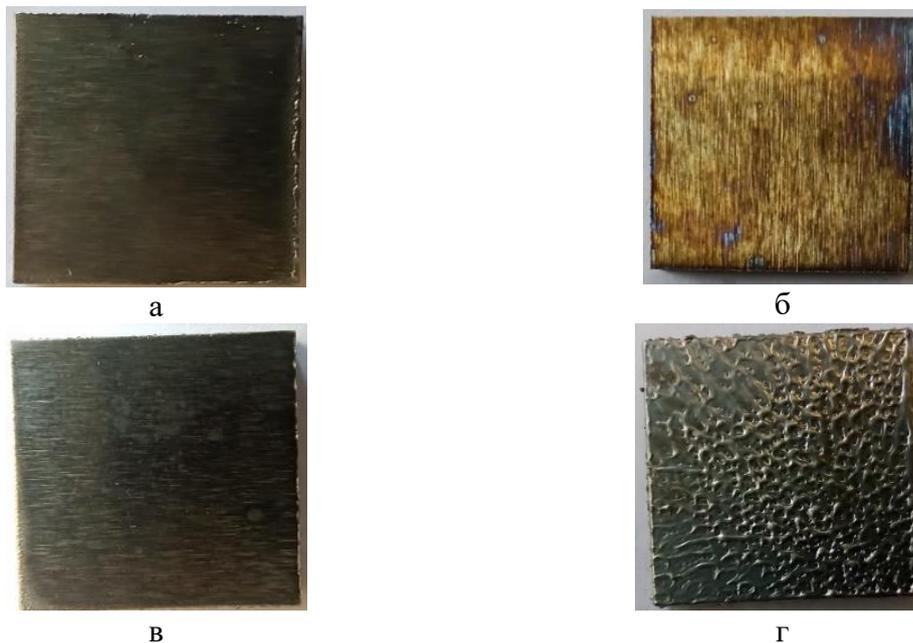
После проведения обработки ИПП ($\tau = 1$ мс) образцов конструкционных сталей (таблица 2.1.1) и оценки изменений поверхностного модифицированного слоя, было выделено несколько групп режимов обработки (таблица 3.1.1). Поскольку теплофизические характеристики исследуемых марок близки, то значения тепловой нагрузки (Q , Дж/см²), а следовательно, и температуры нагрева проходят в одинаковых диапазонах. Погрешность измерения количества поглощенной энергии может составлять до 10 % [119], ввиду чего, деление на конкретные интервалы по Q могут накладываться друг на друга с учетом указанной погрешности. В дальнейшем с целью упрощения упоминания режимов обработки сталей будет использоваться нумерация, приведенная в таблице 3.1.1.

Таблица 3.1.1 – Классификация режимов обработки ИПП при длительности импульса 1 мс в зависимости от состояния поверхности конструкционных сталей

№ Диапазона	Q , Дж/см ²	Температура нагрева	Характеристика поверхности
1	< 35	< 1000 °С	Без видимой модификации
2	35 – 50	1000 – 1500 °С	Закалка из твердой фазы
3	> 50	> 1500 °С	Закалка из расплава

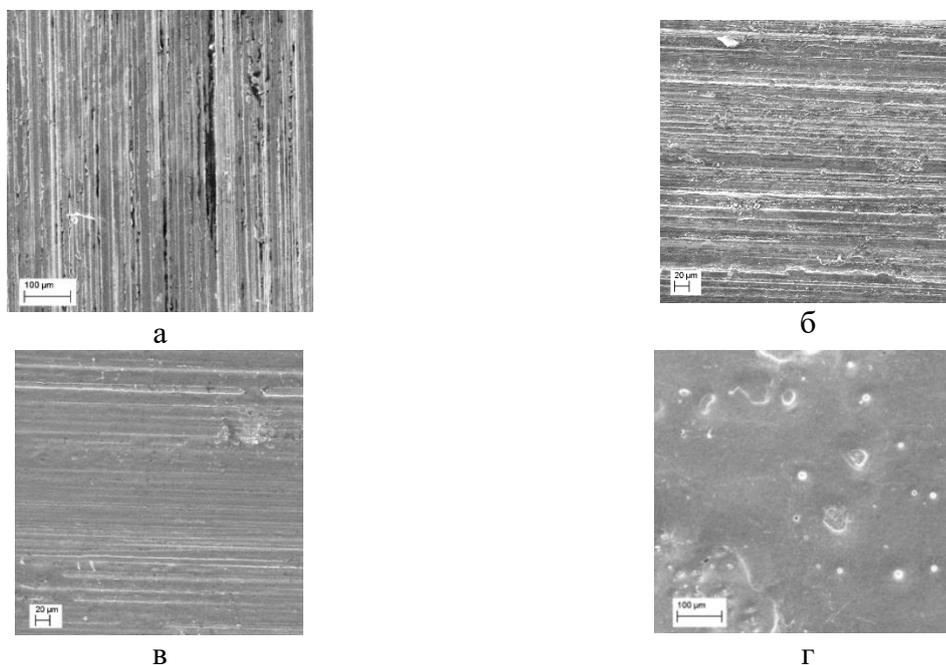
Видимые изменения поверхности продемонстрированы на примере стали ШХ15, обработанной ИПП во всех классифицируемых диапазонах. На рисунке 3.1.1 представлены фотографии поверхности образцов стали ШХ15 в режиме макросъемки до и после обработки ИПП с плазмообразующим газом гелий в диапазоне Q от 30 до 70 Дж/см². На рисунке 3.1.2

приведены соответствующие изображения поверхности, полученные на сканирующем электронном микроскопе.



а) исходный образец; б) $Q < 35$ Дж/см²; в) $Q = 35 - 50$ Дж/см²; г) $Q > 50$ Дж/см²

Рисунок 3.1.1 – Макрофотографии образцов конструкционной стали ШХ15, обработанные ИПП (Не плазма) при различных Q



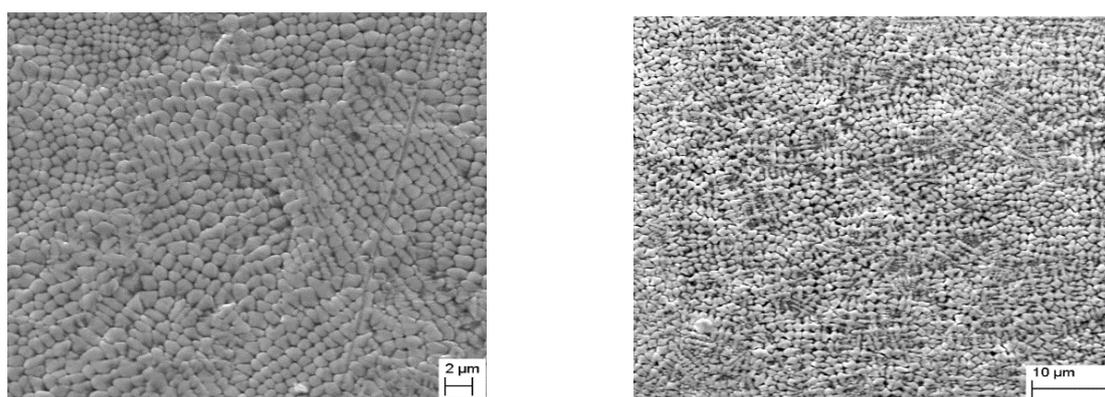
а) исходный образец; б) $Q < 35$ Дж/см²; в) $Q = 35 - 50$ Дж/см²; г) $Q > 50$ Дж/см²

Рисунок 3.1.2 – СЭМ-изображения поверхности стали ШХ15, обработанной ИПП (гелиевая плазма) при различных Q

Для режимов, при которых Q не превышает 35 Дж/см^2 на поверхности зафиксировано наличие оксидных пленок (цвета побежалости), которые являются причиной возникновения радужного градиента (рисунок 3.1.1б). Значительных изменений в морфологии не обнаружено и при изучении фотографий с электронного микроскопа (рисунок 3.1.2а, б).

При обработке сталей в режимах Q в диапазоне $35 - 50 \text{ Дж/см}^2$ цвета побежалости отсутствуют (рисунок 3.1.1в), однако наблюдается уменьшение следов механической обработки (рисунок 3.1.2в).

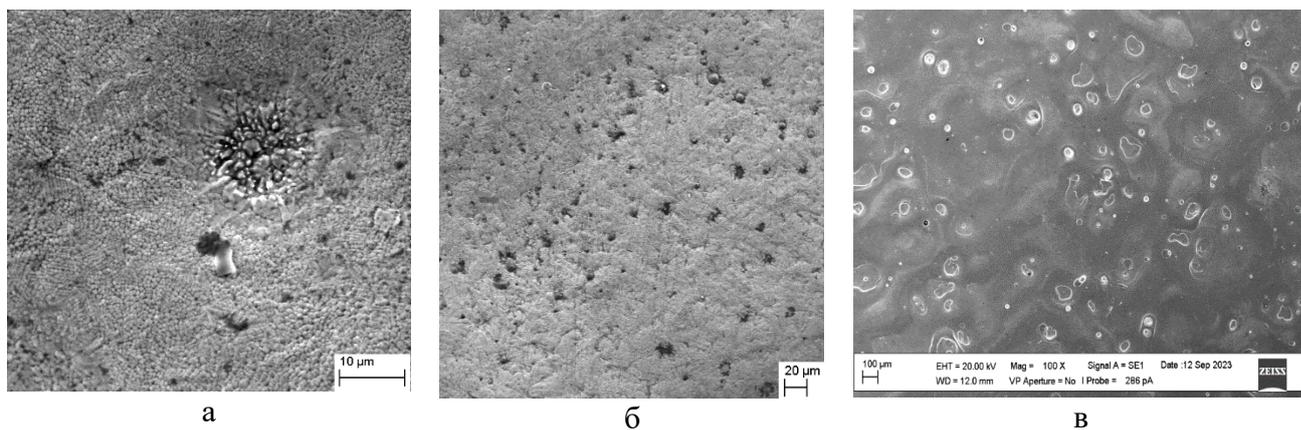
Обработка в режимах с оплавлением негативно влияет на морфологию поверхности – происходит образование развитого рельефа из застывшего расплава (рисунки 3.1.1г, 3.1.2г). При детальном рассмотрении сталей, было обнаружено, что поверхность представлена в виде ячеистой или дендритной структур (рисунок 3.1.3). При использовании разных плазмообразующих газов сильных отличий в получаемой микроструктуре поверхности не наблюдается. Согласно литературе [121], подобная микроструктура является переходной: форма фронта кристаллизации меняется с ячеистого на дендритный. Большое влияние в этом случае оказывает температура нагрева под закалку. Чем больше градиент температур при охлаждении, тем более сильное концентрационное переохлаждение наблюдается в поверхностном слое [121], при котором ячеистое строение (рисунок 3.1.3а) переходит в дендритное (рисунок 3.1.3б). Появление подобных структур наблюдалось при обработке с использованием альтернативной РПТ – электронных пучков [122], где было установлено, что ячейки представляют собой кристаллы мартенсита, вдоль которых находится остаточный аустенит (причем, в данном случае его содержание значительно).



а) Ст45, $Q = 55 \text{ Дж/см}^2$; б) 60С2ХА, $Q = 70 \text{ Дж/см}^2$

Рисунок 3.1.3 – Фотография с электронного микроскопа сталей после обработки ИПП в диапазоне №3

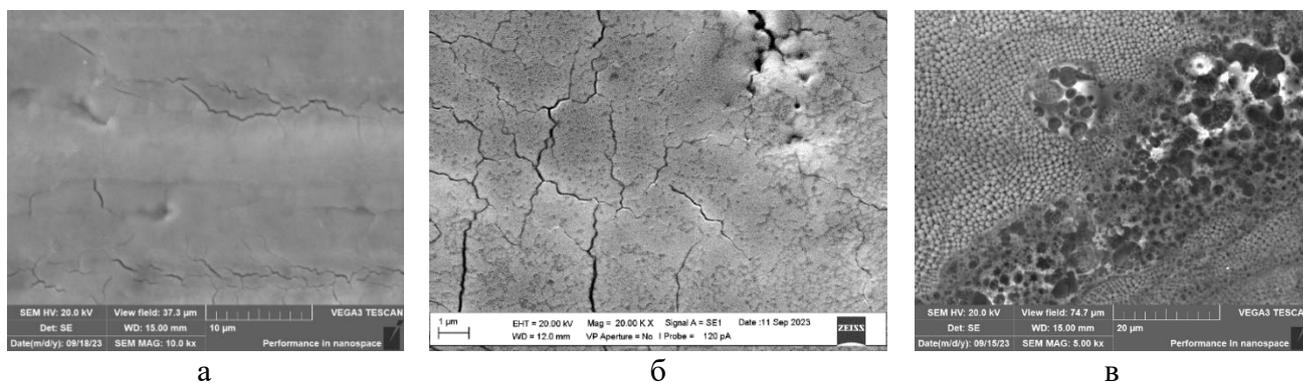
Наряду с образованием волн расплава на поверхности сталей 40Х, 65Г, Ст3 наблюдаются дефекты – ямки, поры и кратеры (рисунок 3.1.4). Размер дефектов варьировался от 2 до 6 – 8 мкм в диаметре. В процессе поверхностной закалки ИПП может производиться захват газа или включение примесных частиц, что способно приводить к образованию наблюдаемых дефектов [123-124]. Эти дефекты могут ослабить материал и ухудшить его физико-механические свойства, напрямую повлияв на срок эксплуатации изделия изготовленного из данной марки стали.



а) 65Г, He плазма; б) Ст3, He плазма; в) 40ХН2МА, N₂ плазма

Рисунок 3.1.4 – Фотографии с электронного микроскопа сталей после обработки ИПП в диапазоне №3

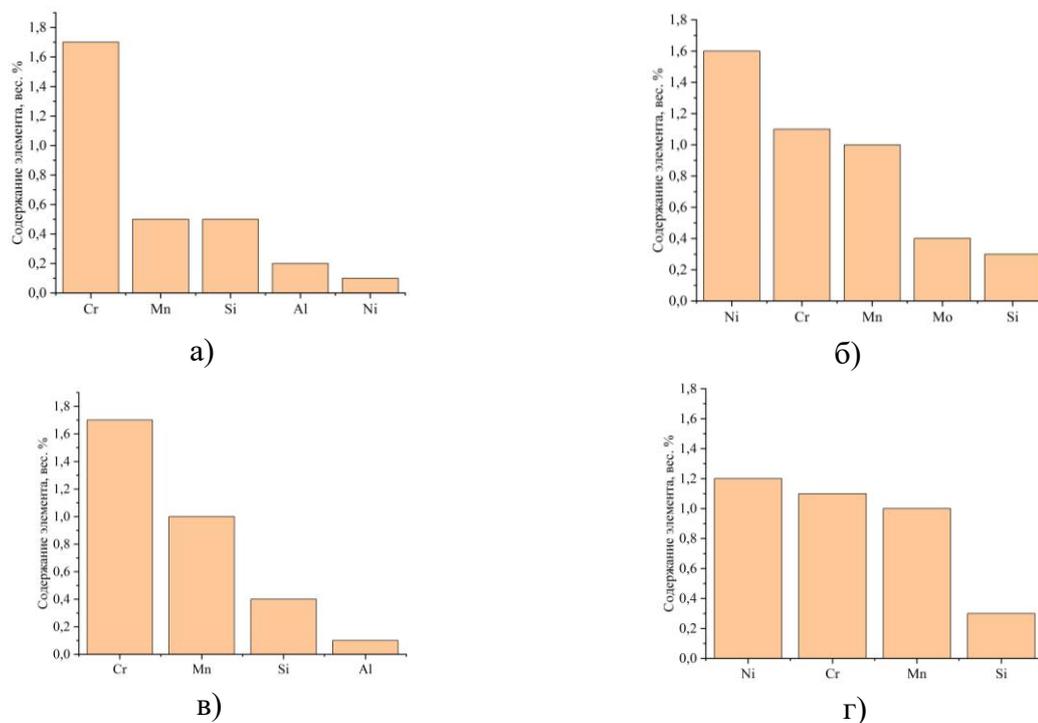
Для некоторых низкоуглеродистых низколегированных марок сталей, обработанных с использованием азотной плазмы, на поверхности наблюдались трещины (рисунок 3.1.5а, б), что предположительно объясняется присутствием больших растягивающих напряжений в поверхностном слое. Кроме того, для данных параметров обработки наблюдалось образование макропористых структур (рисунок 3.1.5в).



а – 12ХН3А; б – 18Х2Н4МА, в – 20Х

Рисунок 3.1.5 – Микроструктура низколегированных сталей после воздействия ИПП в диапазоне №3 при использовании азота

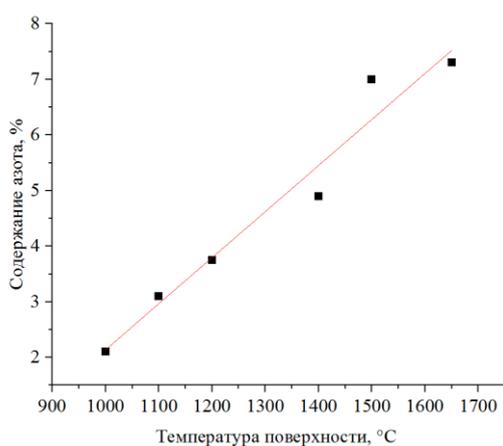
На электронном микроскопе, методом энергодисперсионной спектроскопии производился элементный анализ (рисунок 3.1.6). При использовании гелия в качестве плазмообразующего газа, значительного влияния на состав не обнаружено. Все наблюдаемые количественные изменения, вероятно, заключаются в локальном характере данного метода анализа.



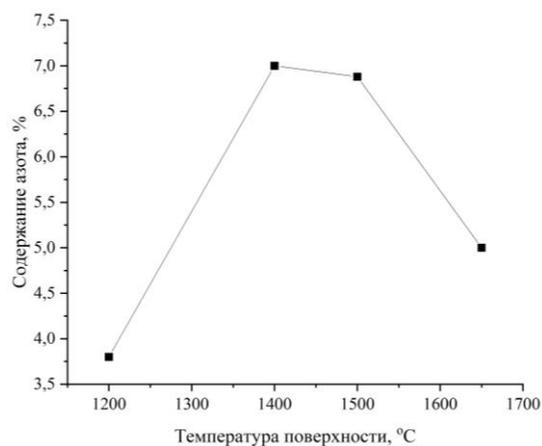
а, в) ШХ15; б, г) 40ХН2МА

Рисунок 3.1.6 – Элементный анализ образцов материалов до обработки гелиевой плазмой (а, б) и после (в, г)

В отличие от гелия, азот способен имплантироваться и растворяться в стали. Установлено, что при использовании азотной плазмы при обработке ИПП в режимах до плавления поверхности, концентрация азота для сталей ШХ15, Ст3, Ст45, 65Г и 60С2ХА в поверхностном слое увеличивается в среднем от 2 до 7,5 %, а для сталей 40ХН2МА, 20Х, 40Х, 18Х2Н4МА, 12ХН3А и 50ХН растет до обработки с режимами границ плавления поверхности и резко уменьшается при обработке в режимах с нагревом выше границ плавления. На рисунке 3.1.7 показана динамика изменения содержания азота в зависимости от температуры нагрева при обработке ИПП сталей ШХ15 и 18ХН2Н4МА.



а



б

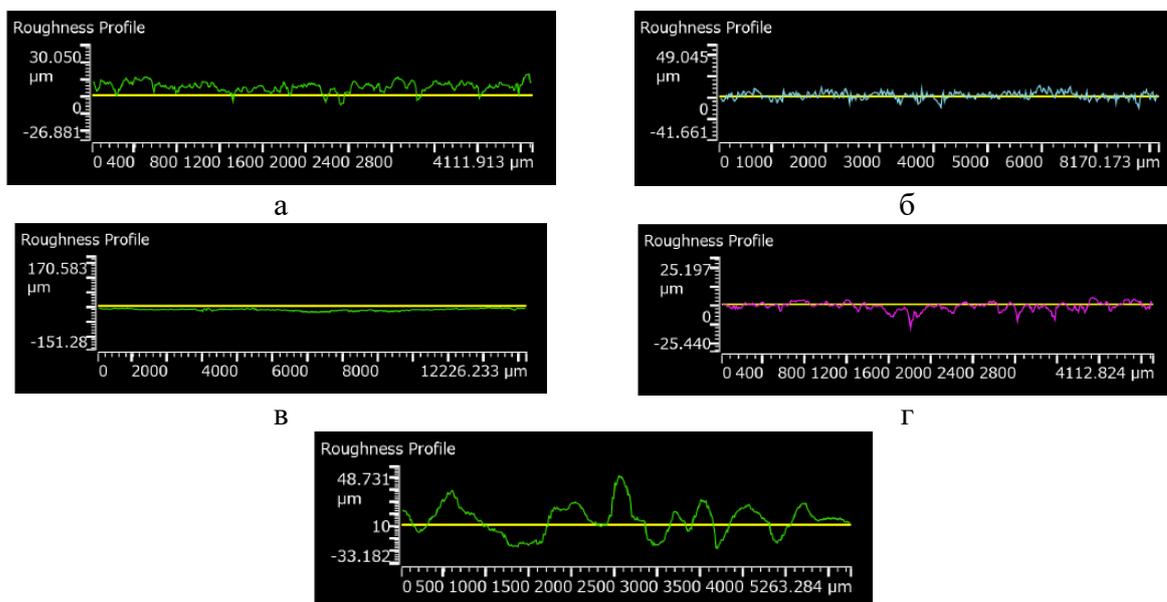
а) ШХ15; б) 18X2H4MA

Рисунок 3.1.7 – Содержание азота в сталях в зависимости от температуры нагрева при обработке ИПП с длительностью 1 мс

Растворимость N_2 в стали определяется содержанием нитридообразующих добавок (Cr, Mo, Mn) и элементов, понижающих растворимость (C, Ni). Ввиду того, что в большинстве сталей, для которых характерно снижение содержания азота с повышением температуры, концентрации углерода и никеля больше, соответственно их влияние на растворимость азота в расплаве существенно. Именно поэтому с ростом тепловой нагрузки наблюдается уменьшение количества азота.

3.2 Изменение рельефа поверхности при обработке импульсным потоком плазмы

Изменение рельефа поверхности продемонстрировано на профилях шероховатости стали 65Г, обработанной ИПП во всех выделенных диапазонах по Q (рисунок 3.2.1). При обработке в диапазонах №1-2 наблюдается незначительное уменьшение шероховатости. Как было показано выше, при обработке конструкционных сталей в диапазоне Q от 55 до 65 Дж/см² происходит полное оплавление поверхности конструкционных сталей, сопровождающееся образованием волн расплава (рисунок 3.1.2г) и развитием дефектной морфологии (рисунки 3.1.4, 3.1.5), что в совокупности приводит к увеличению шероховатости (рисунок 3.2.1г). Наблюдаемая эрозия металла является результатом движения ванны расплава под действием потоков плазмы [62]. Дальнейшее увеличение тепловой нагрузки приводит к утолщению ванны, движение которой приводит к росту амплитуды волн (рисунок 3.2.1д).



а) исходный образец; б) $Q < 35$ Дж/см²; в) $Q = 35 - 55$ Дж/см²; г) $Q = 55 - 65$ Дж/см²;
 д) $Q > 65$ Дж/см²

Рисунок 3.2.1 – Изменение профиля шероховатости для стали марки 65Г в зависимости от Q при обработке ИПП

Для количественной оценки изменения шероховатости в результате обработки массива данных был построен график зависимости шероховатости от тепловой нагрузки (рисунок 3.2.2). В качестве анализируемой шероховатости выступает отношение шероховатости после обработки ИПП (R_{a1}) к исходным значениям (R_{a0}). При аппроксимации зависимости наиболее достоверные результаты по параметру R^2 были получены путем склейки функций на 2 диапазонах по Q (кривые А, В на рисунке 3.2.2а).

В режимах №1-2 присутствовали образцы с пониженной шероховатостью. По средним значениям шероховатости из выборок по группам режимов №1 и №2 было установлено, что при $Q < 30$ Дж/см² R_a в среднем уменьшается на 10 %, а для режимов при $Q = 30 - 50$ Дж/см² на 22 %. На графике наблюдаемая закономерность может быть представлена в виде линейной (А). Стоит отметить, что степень сглаживания во многом зависела от исходной шероховатости. Наибольшее сглаживание наблюдалось для образцов с исходной шероховатостью $1,92 \pm 0,21$ мкм. График зависимости в абсолютных значениях шероховатости представлен на рисунке 3.2.2б. В этом случае максимальное сглаживание составило 35 %. Для образцов с вдвое меньшей исходной шероховатостью сглаживание было незначительно. При этом, в пределах погрешности измерений Q и R_a , имело место пересечение средних значений с исходными (рисунок 3.2.2б). Для подтверждения возможного эффекта сглаживания был проведен дисперсионный анализ данных ANOVA. По результатам проведенного анализа p -значение меньше 0,05, ввиду чего, подтверждается гипотеза о независимости полученных значений для разных групп режимов

обработки. Таким образом можно заключить, что обработка ИПП в режимах до 50 Дж/см² ($T \sim T_{\text{плав}}$) позволяет снизить шероховатость конструкционных сталей до 35 % в зависимости от начальной r_a . Согласно литературным данным [14], при обработке материалов КПП в режимах с нагревом ниже порога плавления также наблюдалось сглаживание рельефа. Данный эффект может реализовываться за счет нескольких механизмов:

1) нагрев приводит к одноосному деформированию поверхностных слоев вследствие затрудненности расширения вдоль поверхности. В свою очередь после обработки возникающие параллельно поверхности напряжения релаксируют за счет изменения рельефа;

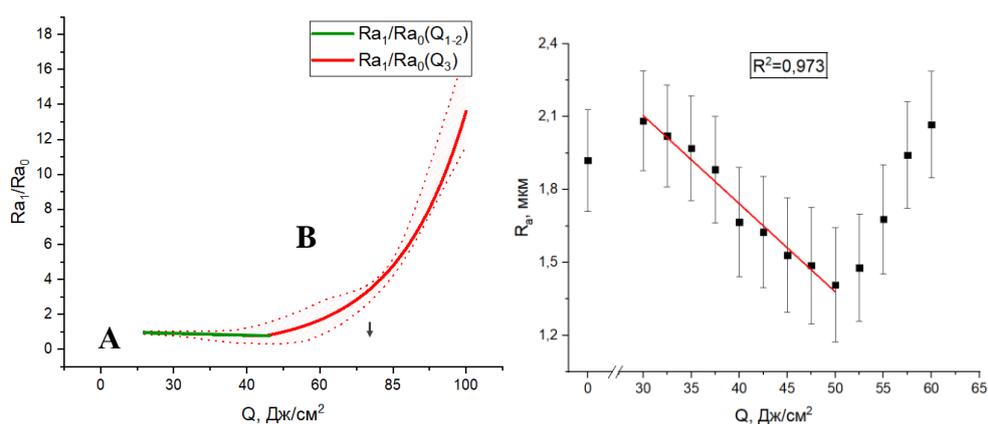
2) воздействие потоков плазмы, состоящих из высокоэнергичных ионов, способно приводить к распылению материала. Распыление начинается с наиболее шероховатых участков поверхности, что в конечном итоге приводит к сглаживанию;

3) возможность «микрооплавления» наиболее шероховатых участков, имеющее схожесть с распылением. При этом сглаживание происходит за счет сил поверхностного натяжения;

4) образование пар Френкеля, преимущественно в возвышенностях микрорельефа, приводящих к каскадному смещению атомов кристаллической решетки.

Как было указано выше, превышение порога плавления вело к резкому увеличению шероховатости, вызванное образованием развитого рельефа. Установлено, что зависимость имеет экспоненциальный характер (В). При обработке в наиболее «жестких» режимах ($\sim 80 \text{ Дж/см}^2$) пиковые значения шероховатости достигали 19 мкм.

Анализ результатов изменения шероховатости при использовании разных плазмообразующих газов не показал доверительной корреляции.



- а) полный охватываемый диапазон по Q (относительное изменение R_a);
 б) участок 30 – 60 Дж/см² (абсолютные значения R_a)

Рисунок 3.2.2 – Зависимость шероховатости поверхности сталей от поглощенной тепловой нагрузки

3.3 Изменение фазового состава при обработке ИПП

На примере марок Ст45 и ШХ15 на рисунке 3.3.1 показаны характерные рентгенограммы для сталей без обработки. Дифракционные пики полученных дифрактограмм соответствуют α -фазе феррита (рисунок 3.3.1а). Исключение – марка ШХ15, для которой характерно также наличие слабо интенсивных линий фазы карбидов (рисунок 3.1.9б). Карбид железа является составной частью перлита, который представляет собой пластинчатую структуру.

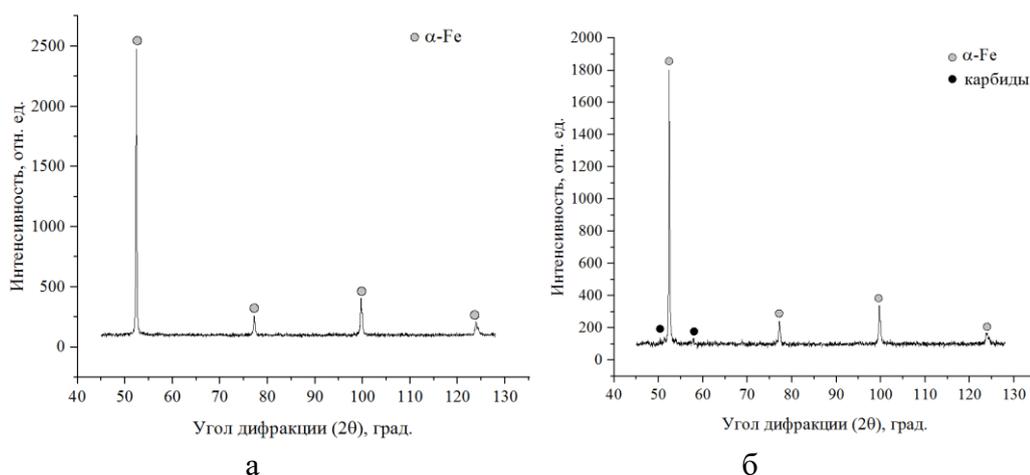
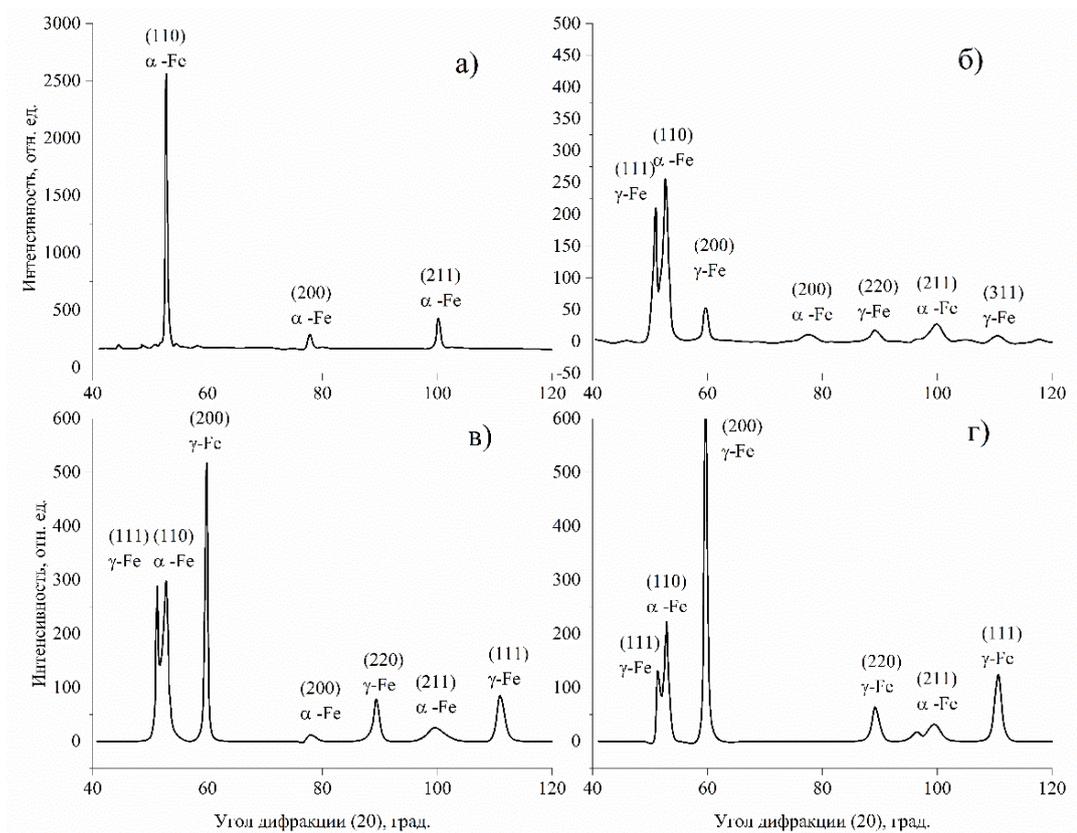


Рисунок 3.3.1 – Рентгенограммы стали Ст45 (а) и ШХ15 (б) до обработки импульсным плазменным потоком

На рисунке 3.3.2 изображены рентгенограммы, демонстрирующие изменение фазового состава стали ШХ15 в зависимости от поглощенной тепловой нагрузки. Качественно состав стали ШХ15, обработанной при режиме $Q < 35$ Дж/см², не отличается от исходного (рисунок 3.3.2а). Изменения профиля линий также не наблюдается. Отмечено увеличение интенсивности дифракционных линий, которые могут указывать на протекание процессов поверхностного отжига. При достижении 35 Дж/см², отмечается появление новой фазы – γ -Fe (рисунок 3.3.2б), которая представляет собой остаточный аустенит. Пики ОЦК-фазы заметно уменьшились. Увеличение дефектности, которое приводит к снижению интенсивности пиков, а также относительное уширение свидетельствует о возникновении мартенсита.

Существенные изменения наблюдаются после обработки поверхности в режимах, при которых Q соответствовало температурам выше плавления. При обработке в таких режимах на рентгенограммах отмечается резкое возрастание интенсивности пика (200) γ -Fe (рисунок 3.3.2в, г). С увеличением тепловой нагрузки до 70 Дж/см² доля аустенита падает – мартенситное превращение протекает более полно (рисунок 3.3.2г). Предположительно данные результаты свидетельствуют об ориентированном росте в поверхностных слоях материала, что согласуется с образованием столбчатых структур (рисунок 3.1.3).



а) $Q = 30$ Дж/см²; б) $Q = 45$ Дж/см²; в) $Q = 60$ Дж/см²; г) $Q = 70$ Дж/см²

Рисунок 3.3.2 – Радиационно-пучковые технологии обработки, обработанных потоком гелиевой плазмы при различных значениях Q

Также стоит обратить внимание, что в случае традиционной закалки сталей, фазовые превращения происходят при достижении меньших температур нагрева. В случае обработки ИПП α - γ переходы наблюдаются при температурах нагрева выше соответствующих критических точек A_1 , A_3 . Как было указано в п.1.3, природа явления исходит из быстрых скоростей нагрева и охлаждения поверхности, превосходящих скорости диффузии легирующих добавок и элементов внедрения в металле. Поэтому смещение отмечается и при обработке сталей с использованием альтернативных КПЭ.

3.4 Возможности увеличения толщины модифицированного слоя

Толщина модифицированного слоя – важная характеристика, определяющая эксплуатационный срок службы изделия. В рамках обработки ИПП основной характеристикой плазменных ускорителей, определяющей толщину упрочняемого слоя, является длительность импульса. Исходя из решения уравнения теплопроводности при импульсном подводе тепла известно, что глубина теплового воздействия пропорциональна $\sqrt{\tau}$, т.е. длительности воздействия плазмы на материал.

В большом количестве работ [5-14] показаны положительные характеристики полученных модифицированных слоев после обработки ИПП. При этом на эксплуатируемых плазменных ускорителях длительность импульса зачастую не превышала 30 мкс, а достигаемая толщина в среднем варьировалась от 2 до 20 мкм. По сравнению с альтернативными методами обработки, получаемые результаты не позволяли более эффективно повышать ресурс работы промышленных изделий. По этой причине рассматриваемая технология обработки не нашла широкого применения в промышленности.

На сегодняшний день, новые решения, позволяют на плазменных ускорителях увеличивать длительность плазменного воздействия в более чем 20 раз, вплоть до 1 мс. Впервые это было реализовано в АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» на установке КСПУ [59]. На данном этапе открываются новые возможности использования технологии обработки материалов. В данном разделе будет рассмотрено влияние тепловой нагрузки длительности плазменного импульса на толщину модифицированного слоя.

В ходе работы для всех марок были выделены несколько отличных по структуре зон: зона закалки (ЗЗ), зона термического влияния (ЗТВ) и исходная структура. На рисунке 3.4.1 показан характерный торцевой срез стали ШХ15 после обработки ИПП, где продемонстрированы все перечисленные зоны. Как было отмечено в п.1.3, наблюдаемая градиентно-слоистая структура объясняется различием в температурах нагрева и скоростях охлаждения, вызванное теплопереносом в материале по мере отдаления от поверхности. В работе разделение зон сделано исходя их структурных различий, выявленных при травлении. Зона закалки очень плохо, либо совсем не подвергается травлению, и выглядит как белый слой. Зона термического влияния представляет собой слой, не претерпевший полного фазового превращения, и включает преимущественно структуры отпуска. В некоторых случаях наблюдались структурные различия в зоне закалки, в связи с этим принято разделение на зону закалки 1 (ЗЗ1) и зону закалки 2 (ЗЗ2). Перенос тепла определяется теплофизическими свойствами материала. Поэтому на структуру модифицированного слоя оказывает влияние состав стали. Легирующие элементы изменяют прокаливаемость материала – глубину протекания закалочных процессов. В качестве основного элемента, понижающего прокаливаемость, выступает кобальт. Другие легирующие компоненты, растворяемые в аустените во время закалки, затрудняют его распад и, следовательно, уменьшают критическую скорость закалки. В результате увеличивается прокаливаемость. Наиболее эффективно применение хрома, марганца, никеля и молибдена. Содержание углерода (до 0,8 %) улучшает данное свойство, а при дальнейшем увеличении концентрации – наоборот ухудшает. Отсюда для марок наблюдалась различная толщина каждой из зон. Иногда структура модифицированного слоя может не содержать вышеупомянутых составляющих.

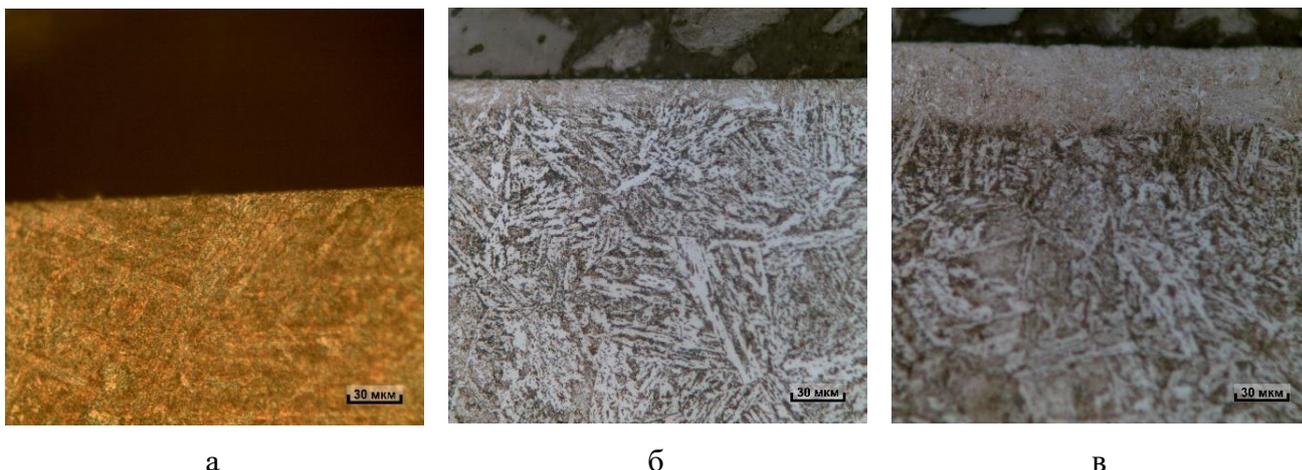


Рисунок 3.4.1 – Фотография торцевого среза стали, обработанной ИПП в диапазоне №3

Структурообразование модифицированного слоя с увеличением тепловой нагрузки продемонстрировано на примере стали 40ХН2МА (рисунок 3.4.2). Обработка ИПП при режимах группы №1, где температура нагрева не достигает 1000 °С, не приводит к существенным изменениям поверхности. На образцах образуются только оксидные пленки с характерными цветами побежалости, отличимого модифицированного слоя не наблюдается (рисунок 3.4.2а).

Исходная структура стали 40ХН2МА представляет собой нижний речный бейнит, когда как в результате закалки при $Q = 40 \text{ Дж/см}^2$ предположительно появляется низкоуглеродистый мартенсит и феррит, о чем свидетельствует уширение пика (110), установленное на РФА. Структурные изменения подтверждаются на поперечном срезе (рисунок 3.4.2б): модифицированный слой представляет собой зерна феррита (белые включения) в мартенситной матрице (осветленная составляющая). На рентгенограммах отмечается появление γ -пиков ГЦК-железа, что свидетельствует о присутствии остаточного аустенита. Отсюда можно заключить, что наблюдаемая картина говорит о незавершенном фазовом переходе – температуры нагрева не хватило для образования большей доли аустенита, которая при высокоскоростном охлаждении распадается на пересыщенный углеродом мартенсит.

Для ряда марок отмечено наличие только одной хорошо различимой структурной составляющей – закаленного слоя (рисунок 3.4.2в, в). Толщина модифицированного слоя в данном диапазоне линейно увеличивается и в среднем не превышает 50 мкм.



а) $Q = 30$ Дж/см²; б) $Q = 40$ Дж/см²; в) $Q = 50$ Дж/см²

Рисунок 3.4.2 – Торцевые срезы стали 40ХН2МА, обработанной ИПП (Не плазма) в диапазонах №1-2

В результате воздействия ИПП с поглощаемой тепловой нагрузкой более 50 Дж/см² происходило оплавление поверхности. На торцевых шлифах наблюдалось более полное протекание мартенситного превращения (рисунок 3.4.3). Об этом свидетельствовало и уменьшение интенсивности пика, соответствующего остаточному аустениту (рисунок 3.3.2г), а также отсутствие включений исходной α -фазы в зоне закалки. Значительный нагрев также приводил к большей сегрегации модифицированных слоев. Наиболее явно структурное разделение присутствовало на срезах низкоуглеродистых сталей (рисунок 3.4.4а, г). По мере увеличения содержания углерода в стали количество отличимых слоев зависело от легирующих компонентов. На примере среза ст45 (рисунок 3.4.3б) показано, что граница между ЗЗ и ЗТВ при меньшем содержании легирующих компонентов видна четко. Наличие хрома (рисунок 3.4.3д) приводит к тому, что слои имеют большую схожесть. Для высокоуглеродистых сталей характерна однородность зоны закалки с толщиной более 50 мкм и верхней границей в 125 мкм (рисунок 3.4.3в, е).

По результатам анализа торцевых шлифов для каждой группы низкоуглеродистых, углеродистых и высокоуглеродистых сталей была построена гистограмма со значениями толщины зон закалки и термического влияния после обработки ИПП (рисунок 3.4.4). Четкой зависимости толщины от количества углерода в стали на графике не наблюдается. Также причиной отсутствия явной закономерности может быть неравномерный нагрев поверхности и локальность применяемого для измерения толщины метода.

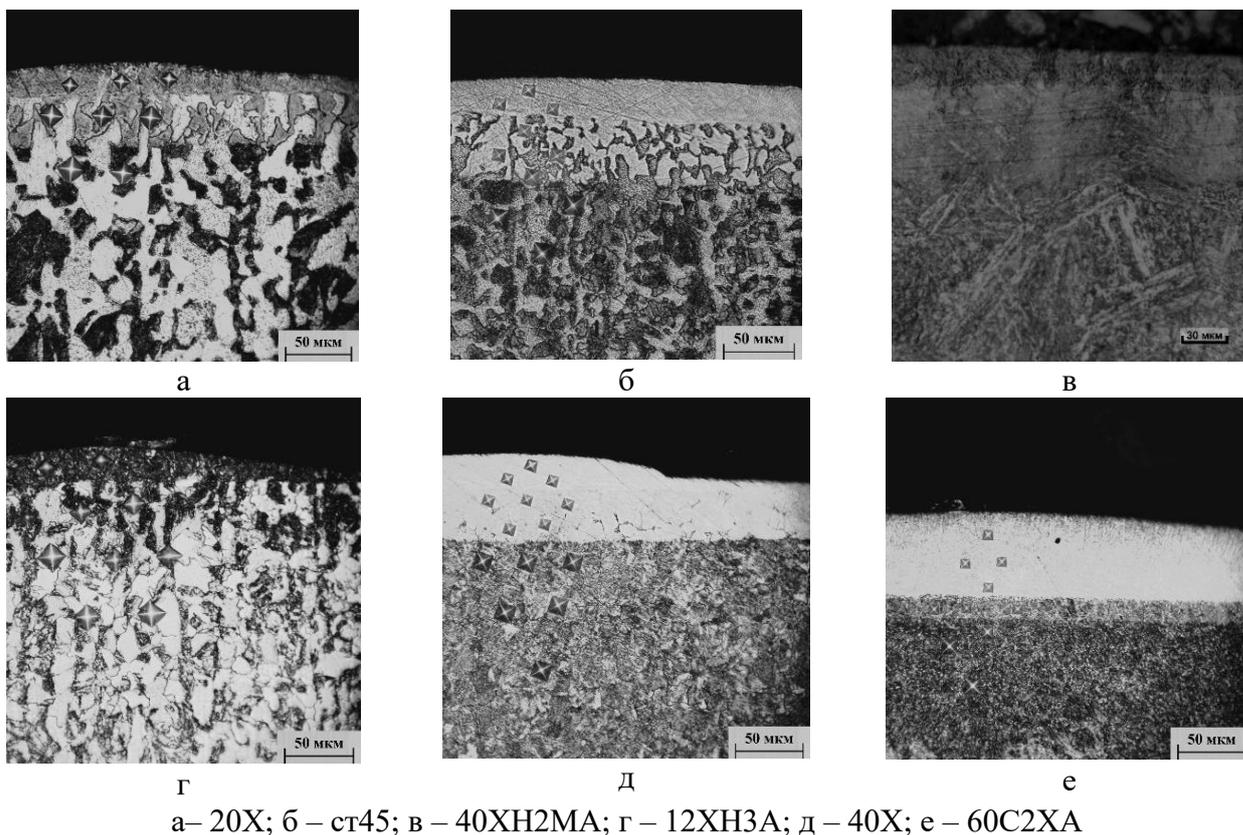


Рисунок 3.4.3 – Микрофотографии срезов сталей, обработанных в диапазоне №3

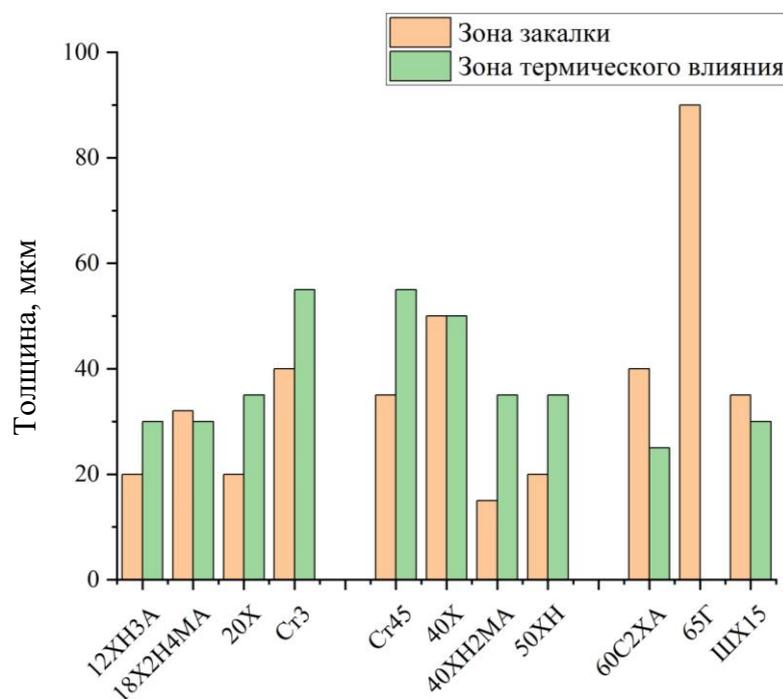
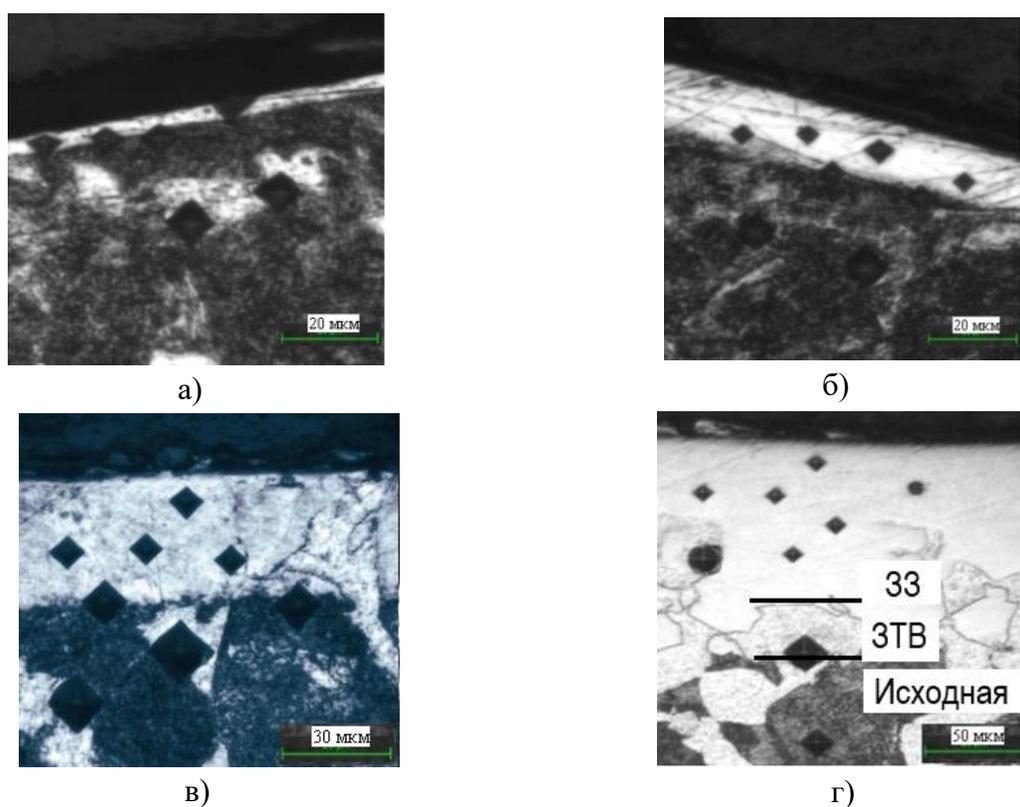


Рисунок 3.4.4 – Значения толщины составляющих модифицированного слоя сталей после обработки ИПП (диапазон №3)

На рисунке 3.4.5 показаны срезы стали Ст45, обработанной ИПП при различной длительности импульса и фиксированном нагреве (диапазон по температуре соответствует №3).

Обработка ИПП произведена на ускорителе МКТ (п. 3.1.2) с длительностью импульса 0,15 мкс и на ускорителе КСПУ (п. 3.1.1) с длительностью импульса в диапазоне от 0,2 до 1 мс (шаг 0,2 мс). На приведенных фотографиях шлифов наглядно продемонстрирована динамика увеличения толщины от длительности импульса. Также установлено, что с повышением длительности воздействия происходит увеличение градиента перехода модифицированных слоев: уже при длительности 0,6 мс обнаруживается четко различимая ЗТВ (рисунок 3.4.5в). По измеренным значениям толщины модифицированного слоя для стали 45 в зависимости от длительности импульса был построен соответствующий график (рисунок 3.4.7).

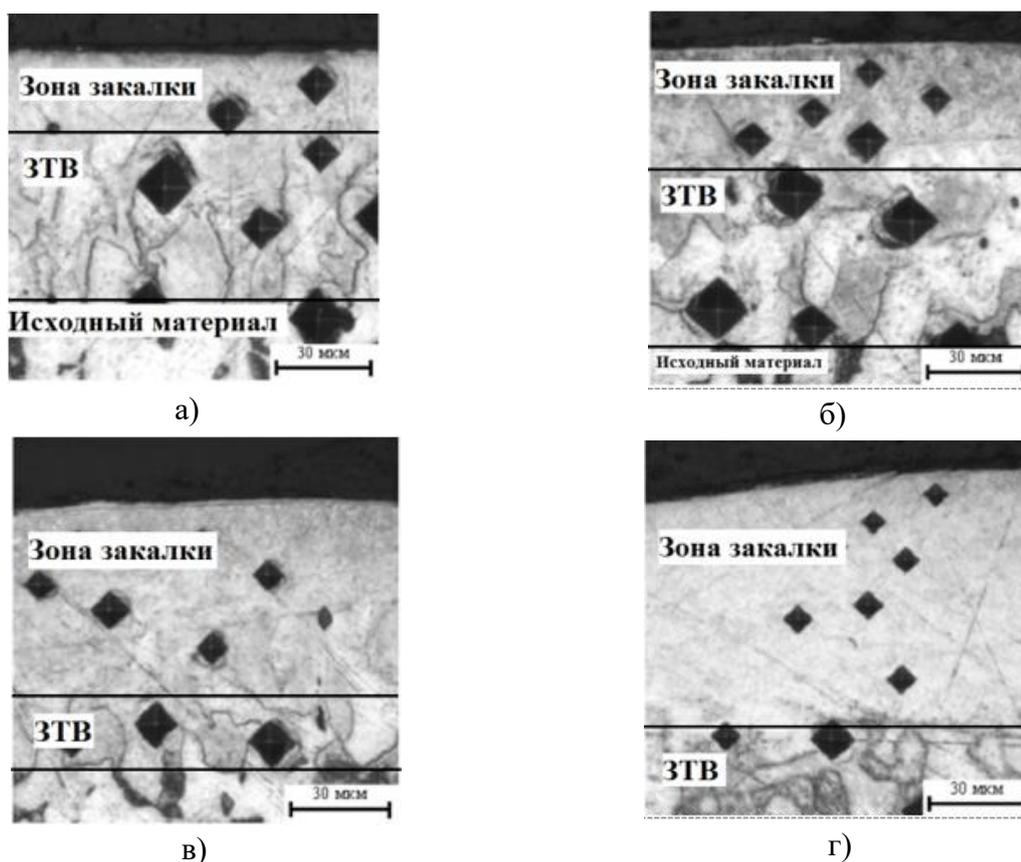


а – 0,15 мкс; б – 0,2 мс; в – 0,6 мс; г – 1 мс

Рисунок 3.4.5 – Фотографии срезов образцов Ст45, обработанных ИПП с различной длительностью импульса при фиксированной температуре нагрева (диапазон №3)

Аналогичная зависимость существует между толщиной слоя закалки и количеством импульсов: представлены фотографии срезов стали 20Х (рисунок 3.6.6), на которых наблюдается увеличение толщины слоя закалки при обработке в различных режимах. Подобная зависимость толщины слоя от количества импульсов была описана авторами в предыдущих работах для меньших длительностей 15 мкс [14]. Интересно, что для длительности 1 мс тенденция к увеличению слоя сохраняется. Эффект увеличения толщины обусловлен в большей степени увеличением количества энергии, сообщаемого плазмой материалу, что, в свою очередь, приводит к изменению структуры стали. Однако во многом конечная толщина

модифицированного слоя определяется прокаливаемостью материала. Так, согласно данным, полученным в ходе эксперимента (рисунок 3.4.7), при увеличении числа воздействий на сталь ШХ15 общая толщина модифицированного слоя практически не меняется, однако зона закалки в его пределах увеличивается, а зона термического влияния, соответственно, уменьшается. Данный эффект может быть объяснен тем, что из-за невысокой прокаливаемости этой марки основная доля тепловой энергии расходуется на процессы возврата.



а – 1 импульс; б – 3 импульса; в – 5 импульсов; г – 10 импульсов.

Рисунок 3.4.6 – Фотографии срезов образцов стали 20Х обработанных плазмой при различном количестве импульсов с энергией падающего потока 50 Дж/см².

Таким образом, на рисунке 3.4.7 представлены основные тенденции роста толщины модифицированного слоя от параметров облучения.

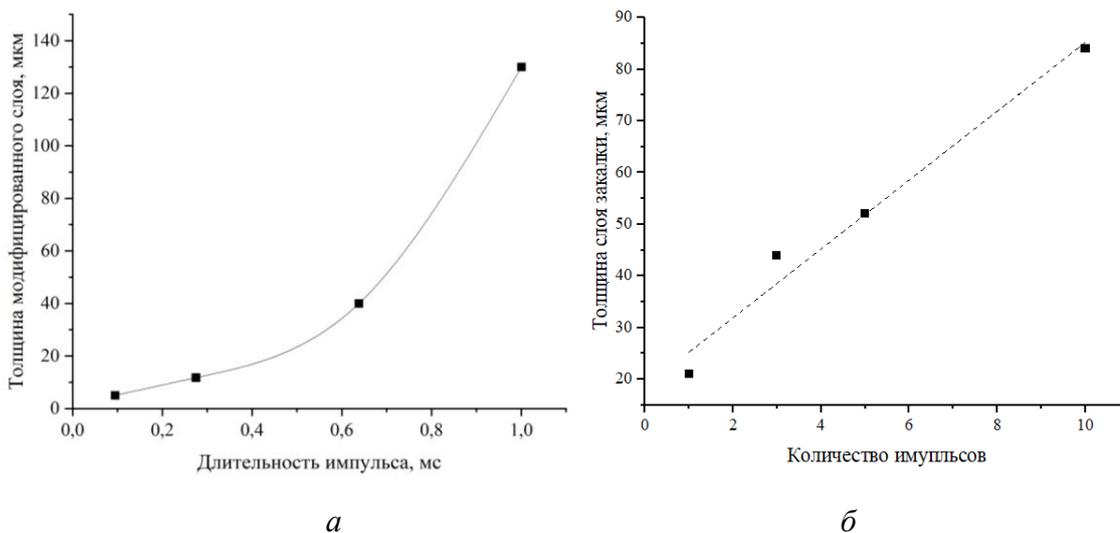


Рисунок 3.4.7 – Зависимость толщины слоя закалки от длительности (а) и от количества (б) импульсов для Ст45 и 20Х соответственно

3.5 Микротвердость модифицированного слоя конструкционных сталей, обработанных импульсным плазменным потоком

Образование мартенсита после обработки, отмеченное в пп. 3.3 – 3.4, сопровождалось увеличением микротвердости модифицированного слоя. Установлено, что степень увеличения зависела от температуры нагрева. Для сталей 40ХН2МА и ШХ15 был построен график зависимости микротвердости поверхности от поглощенной тепловой нагрузки (рисунок 3.5.1). Вне зависимости от плазмообразующих газов, для обеих сталей зависимости носят экспоненциальный характер – по мере приближения к порогу плавления отмечается монотонный рост микротвердости, в то время как дальнейшее повышение Q , где $T > T_{плav}$, не приводит к существенному увеличению параметра. Достижение предельных значений HV наступает уже при 50 – 55 Дж/см². Ограничение по степени упрочнения говорит о максимально возможной доле мартенсита в модифицированном слое при данном типе обработки. Целесообразность дальнейшего увеличения тепловой нагрузки может быть обусловлена только в необходимости достижения большей толщины модифицированного слоя (п.3.4). На графике также наблюдается малое относительное смещение кривых. Причина может исходить из погрешности измерения тепловой нагрузки, а также разницы в значениях критических точек A_{c3} для двух сталей.

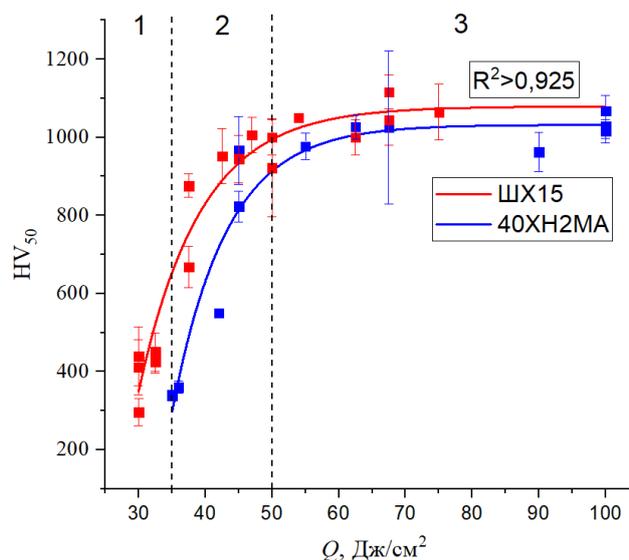


Рисунок 3.5.1 – Зависимость микротвердости поверхности сталей ШХ15 и 40ХН2МА после обработки ИПП от тепловой нагрузки

По результатам измерения микротвердости поверхности всех исследуемых марок сталей до и после обработки была построена сводная гистограмма (рисунке 3.5.2). Сравнение производится между исходными значениями HV и максимально установленными после обработки ИПП в диапазоне №3. Наглядно показано, что после обработки микротвердость поверхности для всех марок значительно увеличивается.

Стоит обратить внимание, что пиковые значения микротвердости для разных марок сталей различны. Известно, что при термообработке результирующая твердость стали во многом зависит от содержания углерода в упрочненной фазе. Следовательно, для установления зависимости дальнейший анализ был проведен при разделении марок по группам в зависимости от содержания углерода. На рисунке 3.5.3 представлены усредненные результаты измерения микротвердости для групп сталей по диапазонам тепловой нагрузки. Наблюдаемая динамика изменения микротвердости сохраняется для всех марок. Установлено, что степень упрочнения зависела от содержания углерода – наименьший прирост в микротвердости отмечен для низкоуглеродистых сталей (1,5 – 2 раза). Для других групп сталей прирост находился в диапазоне от 3 до 4,8 раз.

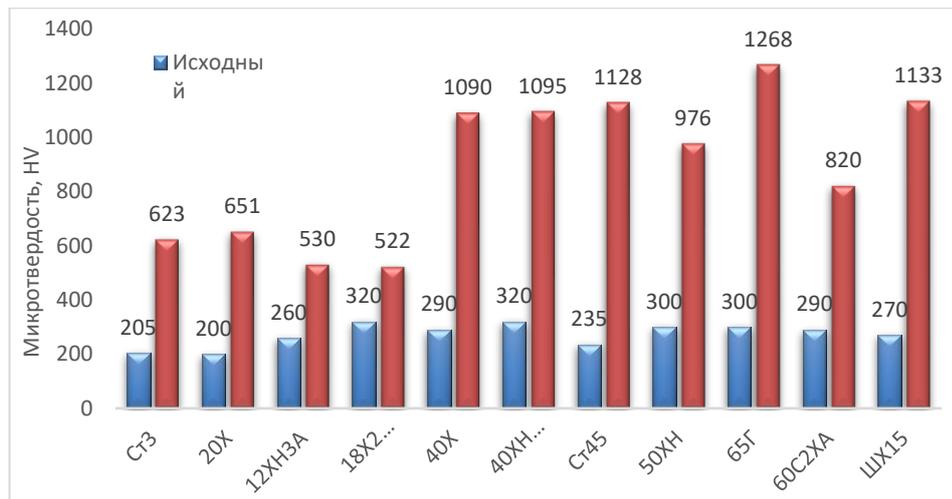
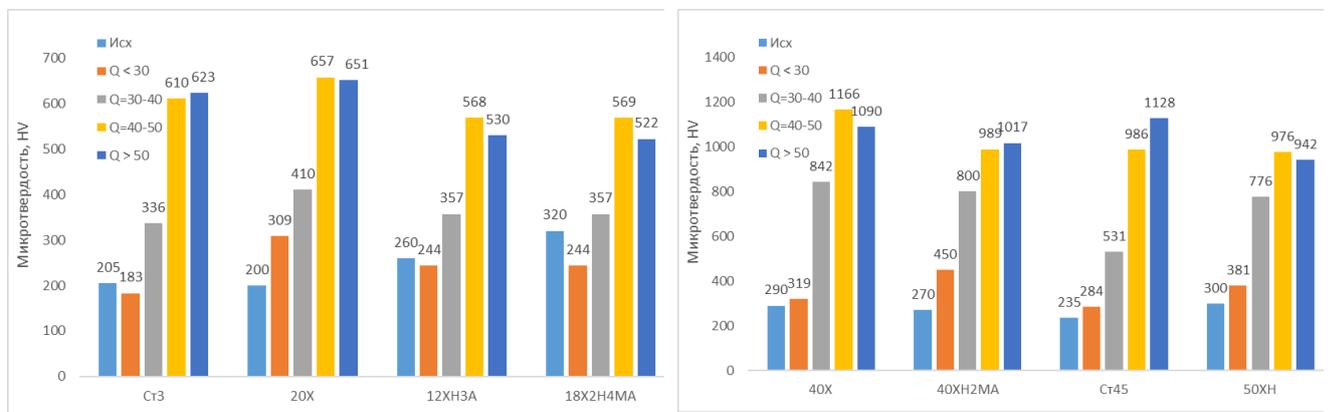
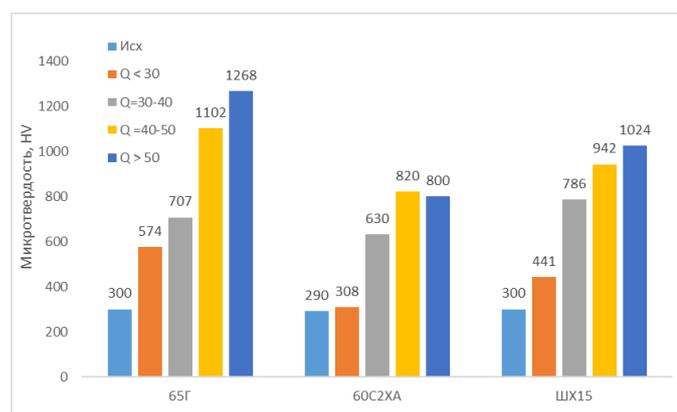


Рисунок 3.5.2 – Изменение микротвердости после импульсной плазменной обработки: исходные и максимальные значения



а

б



в

а – низкоуглеродистые стали, б – углеродистые стали, в – высокоуглеродистые стали
Рисунок 3.5.3 – Динамика изменения микротвердости сталей при увеличении тепловой нагрузки

Структурная неоднородность модифицированного слоя обработанных сталей (п.3.4) напрямую влияет на распределение микротвердости по глубине. По результатам измерения

микротвердости на торцевых шлифах стали ШХ15 были построены соответствующие графики зависимости (рисунок 3.5.4). Максимумы по микротвердости соответствуют поверхностному слою, который имеет наибольшую долю мартенсита в структуре. На графике видно, что микротвердость монотонно снижается по глубине и в конце достигает исходных значений. Понижение микротвердости подтверждают суждения о составе ЗТВ, включающей структуры отпуска, исходные фазы и некоторое количество мартенсита. Дальнейшее снижение HV может говорить об уменьшении доли твердой пересыщенной фазы. Как было показано в п.3.4, толщина каждой из составляющих модифицированного слоя зависела от поглощенной тепловой нагрузки, что также демонстрируется на кривых, построенных для 40, 65, 80 Дж/см².

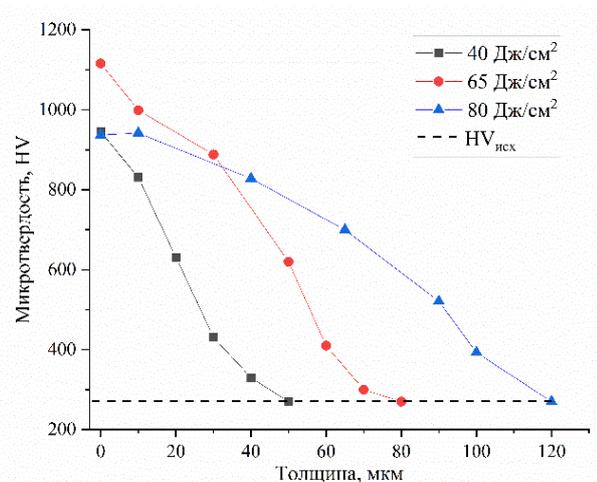
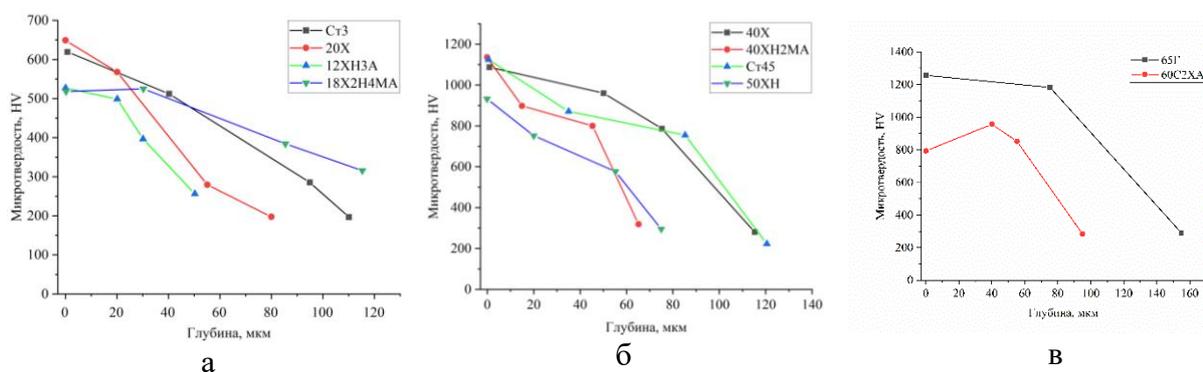


Рисунок 3.5.4 – Распределение микротвердости по глубине для стали ШХ15, в зависимости от режима обработки ИПП

На рисунке 3.5.5 сведены результаты распределения микротвердости по глубине для разных классов сталей. Для низкоуглеродистых сталей характерно равномерное снижение значений при увеличении глубины (рисунок 3.5.5а). Модифицированный слой данных сталей состоит из малоуглеродистого мартенсита (слой закалки), ферритно-мартенситного слоя (ЗТВ) и ферритно-перлитной исходной структуры (рисунок 3.4.3). Наименьшие значения по увеличению микротвердости показали стали 12ХН3А и 18Х2Н4МА. Это может объясняться наличием в составе никеля более 1%. Значения микротвердости в исходных образцах в легированных сталях были сразу немного выше средних значений, что в итоге повлияло на конечный результат. Учитывая тот факт, что низкоуглеродистым сталям свойственна плохая закаливаемость ввиду малого содержания углерода в составе, метод ИПП позволяет увеличить микротвердость минимум на 50 %.

Слой ЗТВ средне- и высоколегированных сталей отличается для каждой марки, поскольку его структура во многом определяется присутствием легирующих компонентов (рисунок 3.4.3).

Исходя из степени увеличения микротвердости данные стали упрочняются методом ИПП более эффективно (рисунок 3.5.5б, в). Рентгеноструктурный анализ показал присутствие меньшего количества мягкой аустенитной фазы, что не снижает микротвердость модифицированного слоя. При этом для высокоуглеродистых сталей общей закономерности изменения микротвердости по глубине не обнаруживается. Поверхностный слой сталей состоит из одного закалочного слоя, включающий мартенсит и остаточный аустенит (рисунок 3.5.5в). При этом разница микротвердости марок составляет около 1,5 раз. По сравнению с 60С2ХА, сталь 65Г обладает лучшей прокаливаемостью, поскольку содержит марганец. Следовательно, в результате закалки слой может обладать повышенной твердостью и глубиной.



а – низкоуглеродистые стали; б – углеродистые стали; в – высокоуглеродистые стали

Рисунок 3.5.5 – Распределение микротвердости по глубине для различных сталей, обработанных ИПП в диапазоне №3

3.6 Влияние остаточных напряжений в поверхностном слое при обработке импульсным плазменным потоком

ОН относятся к механической характеристике поверхностного слоя, и наравне с прочностными свойствами, фазовым и химическим составом материала определяют способность материала сопротивляться внешним нагрузкам. ОН могут быть как положительными (растягивающими), так и отрицательными (сжимающими). Негативное влияние оказывают растягивающие поверхностные остаточные напряжения. Важность контроля значений остаточных напряжений (ОН) в материале обусловлена их прямым влиянием на работоспособность, прочность и долговечность работы изделий [24]. При эксплуатации изделий положительные ОН могут приводить к снижению усталостной прочности на 35 – 50 %, в то время как сжимающие ОН способны увеличивать усталостную прочность [126]. Разработка технологий, позволяющих одновременно увеличить сжимающие напряжения, не ухудшив при этом другие физико-механические свойства, является важной задачей материаловедения.

При термической обработке стальных деталей в поверхностных слоях появляются внутренние напряжения [117], способные влиять на эксплуатационные свойства изделия. Появление напряжений обусловлено изменением геометрических размеров изделия, а также неоднородностью в протекания структурных превращений в процессе кристаллизации, и в распределении деформаций. В случае закалки появление мартенситной структуры сопровождается перестройкой кристаллической структуры из объемно-центрированной кубической в тетрагональную. В процессе роста мартенситного кристалла вследствие разности удельных объемов аустенита и мартенсита в области когерентного сопряжения решеток возрастают упругие напряжения, что, в конечном счете, приводит к пластической деформации и образованию межфазной границы с неупорядоченным расположением атомов. Такого рода дефекты сконцентрированы у поверхности мартенситных кристаллов, и являются местами объёмного растяжения кристаллографической решётки. Если термические напряжения по своему значению достигают предела текучести материала, то это может сопровождаться деформацией и появлением трещин.

Данные нежелательные эффекты могут распространяться и на закалку с использованием ИПП. Традиционно после закалки следует этап отпуска, который заключается в нагреве до критической температуры A_{c1} , выдержке и охлаждении. Данная процедура придает стали устойчивое состояние, при котором происходит распад твердого мартенсита. Благодаря этому снимаются растягивающие напряжения, повышается пластичность и вязкость стали. В случае закалки ИПП проведение последующего отпуска может привести к распаду структуры модифицированного слоя, что значительно снизит физико-механические характеристики поверхностного слоя. По этой причине для технологии упрочнения изделий ИПП немаловажным является поиск решений, способствующих эффективному уменьшению растягивающих внутренних напряжений

Первый этап исследования заключался в определении влияния ИПП на образование ОН в поверхностном слое материалов. В качестве объектов выступали в конструкционные стали ШХ15 и 40ХН2МА, обработанные в широком диапазоне режимов (№1-3). Расчет ОН производился с помощью рентгеновского дифрактометра согласно методике, описанной в п.2.4. Измеренные величины ОН для исходных образцов представлены в таблице 3.6.1. Полученные данные имеют некий разброс, который объясняется следующими факторами:

- 1) локальностью измерения – исследуемая площадь составляла много меньше исследуемого образца;
- 2) погрешность измерения метода [127];
- 3) исходное состояние прутка, из которого были изготовлены образцы.

Таблица 3.6.1 – Значения исходных остаточных напряжений

Марка	Исходные остаточные напряжения, МПа
ШХ15	24 – 80
40ХН2МА	-88 – 88

При нагреве в материале возникают два вида остаточных напряжений: тепловые, связанные с локальным изменением размеров образца ввиду неоднородности процессов нагрева и охлаждения, и структурные, вызванные фазовыми превращениями. Результирующие ОН складываются из тепловых и структурных – определяющими будут те, которые имеют большие по модулю значения.

Индуктирование ОН в материалах при поверхностной термической обработке было исследовано в ряде работ. В случае лазерной закалки в поверхностном слое наблюдаются сжимающие остаточные напряжения, величина которых зависит от степени завершенности мартенситного превращения [128]. Согласно исследованиям [129], чем выше степень превращения, тем большие по модулю сжимающие напряжения образуются. Во время закалки токами высокой частоты в работе [130] отмечается аналогичная зависимость. При нагреве в поверхностном слое возникают растягивающие напряжения из-за теплового расширения. Однако при превышении температуры A_{c1} происходит превращение перлита в аустенит. В результате на поверхности возникают дополнительные сжимающие напряжения, так как аустенит имеет меньший объем, чем перлит. При превращении переохлажденного аустенита в мартенсит сжимающие напряжения возрастают с увеличением доли мартенсита. Сжимающие осевые напряжения трансформируются в растягивающие напряжения в зоне термического влияния. Таким образом, остаточные напряжения тесно связаны с изменением микроструктуры слоя закалки и зоны термического влияния.

На рисунке 3.6.1 представлены результаты оценки остаточных напряжений после обработки ИПП при различных значениях поглощенной тепловой нагрузки. Следует отметить, что в большинстве случаев для стали ШХ15 с увеличением параметра Q характерно смещение значений ОН из отрицательной области в положительную. Примечательно, что индуктирование сжимающих ОН наблюдается для режимов с тепловой нагрузкой до 50 Дж/см^2 , соответствующее температурам нагрева ниже порога плавления. Предполагается, что сжимающие напряжения обусловлены фазовыми переходами при закалке. Превращение аустенита в мартенсит сопровождается объемным расширением, в то время как окружающий материал ограничивает расширение преобразованной фазы, что приводит к сжатию поверхностного слоя.

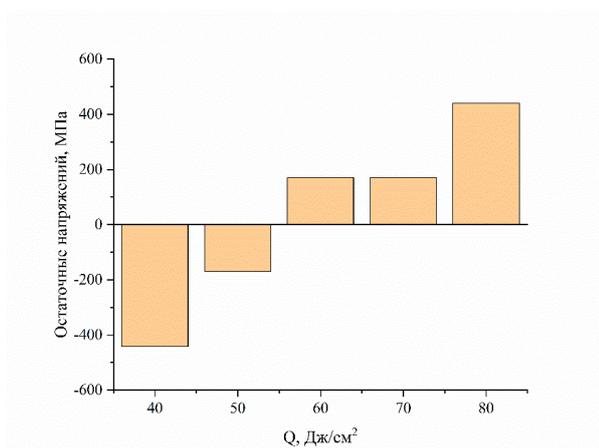


Рисунок 3.6.1 – Зависимость значений ОН от поглощенной тепловой нагрузки после обработки ИПП стали марки ШХ15

При дальнейшем увеличении Q выше 50 Дж/см^2 в поверхностном слое наблюдаются растущие по модулю растягивающие напряжения. Структурные изменения продемонстрированы в ходе рентгенофазового анализа обработанных образцов (рисунок 3.3.2). Кристаллизация из расплава выражается в появлении дополнительного γ -пика, сигнализирующем о ориентированном росте кристаллов вдоль направления (200). Как было показано в п. 3.1 после обработки сталей в режимах с плавлением образуется ячеистая структура, которая видна на фотографиях поверхности с электронного микроскопа (рисунок 3.1.6). С увеличением Q выше 50 Дж/см^2 доля аустенита падает – мартенситное превращение протекает более полно (рисунок 3.3.2в, г). При этом толщина закалочного слоя растет, что отчетливо видно на фотографиях срезов сталей, обработанных в режимах с сильным оплавлением (рисунок 3.4.3). Отсюда следует, что исследуемая на дифрактометре область представляет собой поверхностный слой из застывшего расплава. При образовании ванны расплава во время нагрева нижние твердые слои также продолжают выступать препятствием к расширению поверхностного слоя. При этом предполагается, что термическая усадка расплава приводит к увеличению растягивающих ОН в анализируемой области, что превалирует над сжимающими фазовыми напряжениями при мартенситном превращении. С увеличением Q происходит утолщение расплавленного слоя и, следовательно, доля термических напряжений продолжает расти, что и наблюдается на графике. При соблюдении данных условий на большей глубине должна присутствовать компенсирующая зона с отрицательными ОН. Для подтверждения данной гипотезы требуется использование иных методов измерения ОН, позволяющих охватить большую глубину.

При обработке ИПП стали 40ХН2МА динамика изменения ОН значительно не отличается от ШХ15, и имеет схожее направление тренда (рисунок 3.6.2) – начиная с отрицательных ОН, при закалке из твердой фазы, значения переходят в положительную область с превышением порога плавления значений.

Предположительно, появление сжимающих ОН в режимах до плавления имеют ту же причину, что и в случае со сталью ШХ15, где существенное влияние оказывают именно структурные напряжения при фазовых превращениях. Для области с растягивающими напряжениями динамика также повторяется, но при $Q > 80$ Дж/см² наблюдается аномальное снижение значений до околонулевых.

Таким образом, полученные значения ОН, как и исходные (таблица 3.6.1), имеют некий разброс, по сравнению с ШХ15, что может влиять на результирующие значения. Помимо вышеупомянутых технологических ОН, причина может исходить из особенностей данного типа стали. Известно, что для легированных углеродистых сталей, получаемых горячей прокаткой, характерна неоднородность микроструктуры [131], откуда следует анизотропия физико-механических свойств материала.

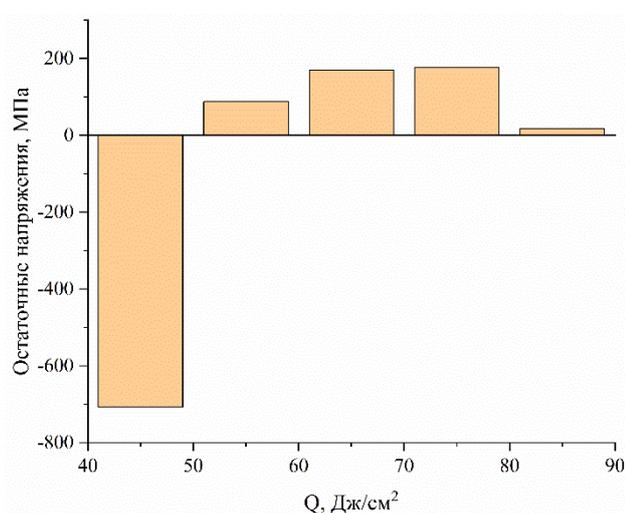


Рисунок 3.6.2 – Зависимость значений ОН от поглощенной тепловой нагрузки после обработки ИПП стали марки 40ХН2МА

С целью исключения возможного влияния технологических ОН на результаты обработки дополнительно был проведен эксперимент с образцами, подвергнутых предварительному отжигу. Для ШХ15 отжиг производился при температуре 450 °С, для 40ХН2МА – при 650 °С, после чего следовала двухчасовая выдержка и охлаждение в печи. В результате отжига достигнута околонулевая величина остаточных напряжений, что демонстрируется на рентгеновских пиках в прецизионной области, полученных на разных углах ψ (рисунок 3.6.3а). Далее отожжённые образцы были подвергнуты воздействию ИПП при различных Q . После обработки ИПП при $Q = 60$ Дж/см² на рентгенограмме (рисунок 3.6.3б) явно видно смещение линий при увеличении угла ψ . Наблюдаемые изменения свидетельствуют о возникновении ОН.

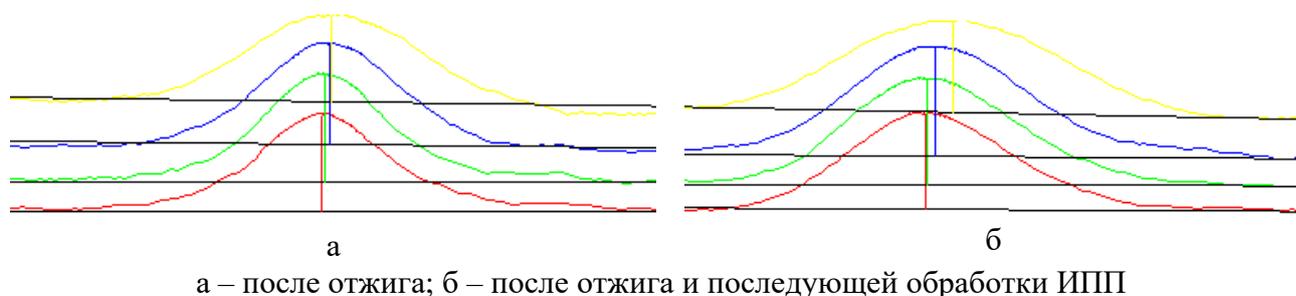


Рисунок 3.6.3 – Участки дифрактограмм, полученных в ходе измерения ОН на отожжённых образцах

В результате расчета ОН установлено, что отжиг незначительно влияет на возникающие остаточные напряжения в результате обработки ИПП (рисунок 3.8.4). Поэтому можно говорить о достоверности полученных выше результатов.

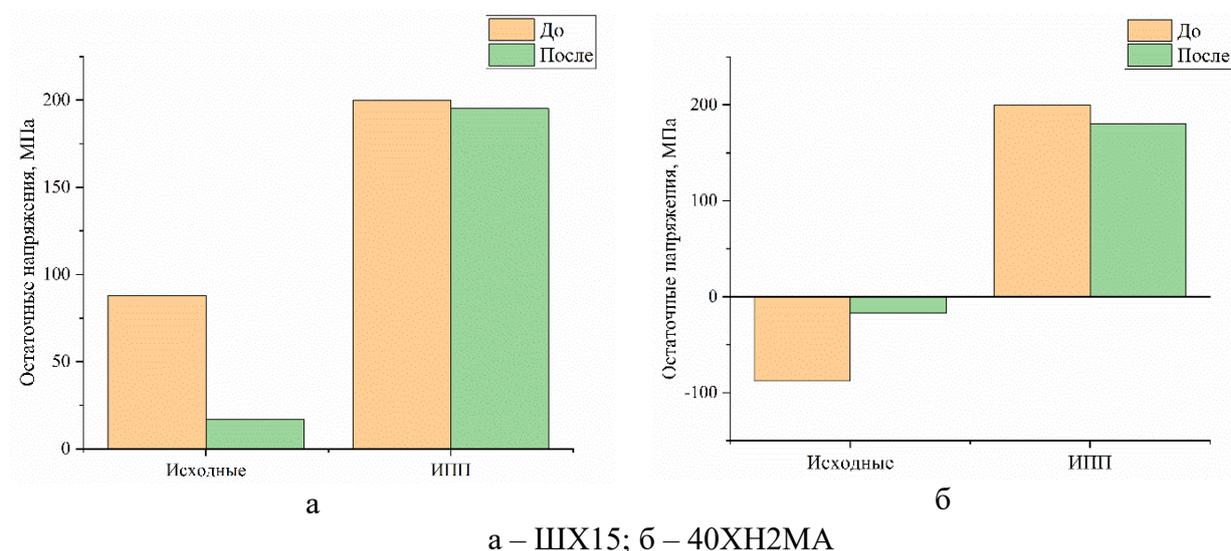


Рисунок 3.6.4 – Остаточные напряжения, измеренные на образцах до и после ИПП (диапазон №3) с предварительным отжигом и без

3.7 Заключение и выводы по Главе 3

В данной главе были рассмотрены плазменные ускорители КСПУ и МКТ и схема обработки сталей ИПП. Проведены calorimetric measurements с целью определения температуры нагрева в зависимости от условий обработки (напряжение зарядки, длительность импульса, плазмообразующий газ). С целью подтверждения измерений проведено моделирование нагрева с характерными условиями, а также проведены контрольный эксперимент на молибденовой и стальной пластине.

На основании анализа поверхности сталей, обработанных в широком диапазоне режимов, были выделены диапазоны, при которых происходят характерные изменения морфологии и

структурно-фазового состава. При максимальной длительности импульса 1 мс значения тепловой нагрузки для каждого диапазона составили: $Q < 35$ Дж/см², $Q = 35 - 50$ Дж/см², $Q > 50$ Дж/см². В ходе исследования модифицированного слоя сталей, обработанных ИПП в указанных диапазонах, были сделаны следующие выводы:

1. Обработка ИПП при значениях тепловой нагрузки менее 35 Дж/см² не оказывает видимого влияния на изменение морфологии и структурно-фазового состава – на поверхности присутствуют оксидные пленки (цвета побежалости) указывающие на незначительный нагрев поверхностного слоя при воздействии ИПП. Существенных изменений поверхности не наблюдается вплоть до 50 Дж/см², что соответствует порогу плавления. Из анализа профилограмм установлено сглаживание поверхности до 35 %, связываемое с механизмами воздействия плазмы на микронеровности. Начиная с температур нагрева выше плавления, происходило образование развитого рельефа вследствие движения ванны расплава, что привело к экспоненциальному росту шероховатости. Для всех сталей характерно образование ячеистой или дендритной структур.

2. Отмечено увеличение микротвердости по мере повышения тепловой нагрузки в диапазоне 35 – 50 Дж/см², что было охарактеризовано как закалка из твердой фазы. Для большинства марок максимумы микротвердости достигнуты уже при $Q = 40 - 50$ Дж/см². Дальнейшее увеличение тепловой нагрузки, при которой происходила закалка из расплава, не вносило значительно вклада в рост параметра. Степень роста микротвердости зависела от содержания углерода в химическом составе сталей. Для низкоуглеродистых микротвердость в среднем увеличилась в 2,5 раза. Для средне- и высокоуглеродистых марок степень увеличения находилось в общем диапазоне от 2,8 до 4,8 раз.

3. Структура и фазовый состав модифицированного слоя также зависели от тепловой нагрузки. Модифицированный слой был разделен на несколько структурных составляющих – зону закалки, зону термического влияния и исходную. При закалке из твердой фазы поверхностная зона закалки представляла собой мартенсит и остаточный аустенит, а также исходную α -фазу, доля которой уменьшалась по мере увеличения нагрева, т.е. завершенности фазового превращения, что соотносится с РФА. В случае закалки из расплава характерно образование не травящегося белого слоя. Вне зависимости от режима закалки за поверхностным закалочным слоем следует зона термического влияния. Исходя из пониженных значений микротвердости и наблюдаемой структуры сделан вывод, что зона термического влияния вне зависимости от режима обработка состоит из структур отпуска с малым содержанием мартенсита.

4. Толщина структурных составляющих, как и модифицированного слоя в целом, прямо зависела от 3 параметров обработки – тепловой нагрузки, длительности и количества импульсов.

При закалке из твердой фазы предельная толщина модифицированного слоя сталей достигала 50 мкм, для закалки из расплава – 125 мкм.

5. На основании результатов исследования остаточных напряжений для марок ШХ15 и 40ХН2МА установлено, что параметр во многом зависит от 2 конкурирующих процессов – фазового превращения и нагрева вследствие воздействия ИПП. В случае закалки из твердой фазы преобладает доля фазовых напряжений, вызываемая мартенситным превращением. При нагреве с образованием ванны расплава доминируют термические растягивающие ОН. Поэтому для сталей с ростом тепловой нагрузки ОН из отрицательных уходят в положительную область значений.

6. Влияние плазмообразующего газа не оказало существенного влияния на исследуемые характеристики поверхностного слоя. При обработке азотом удалось получить поверхностный слой с содержанием азота до 7 %. При обработке азот оказывал негативное действие на поверхность приводя к образованию дефектов различного типа, в том числе трещины. С учетом наличия атомов внедрения в поверхностном слое обработка азотной плазмой хаотически влияло на измеряемые ОН.

7. Исходя из совокупности исследованных свойств модифицированного слоя сталей, обработанных в широком диапазоне, были установлены оптимальные режимы обработки ИПП – $Q = 40 - 50 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 1 \text{ мс}$, Не плазма. В данных режимах наблюдается увеличение микротвердости сталей в среднем в 2 – 4 раза, уменьшение шероховатости до 20 %, а также образование сжимающих остаточных напряжений от -56 до -707 МПа. На основании данных результатов можно заключить, что реализуемый при обработке комплекс свойств позволит улучшить ключевые эксплуатационные характеристики изделий – коррозионную стойкость, износостойкость и усталостную прочность.

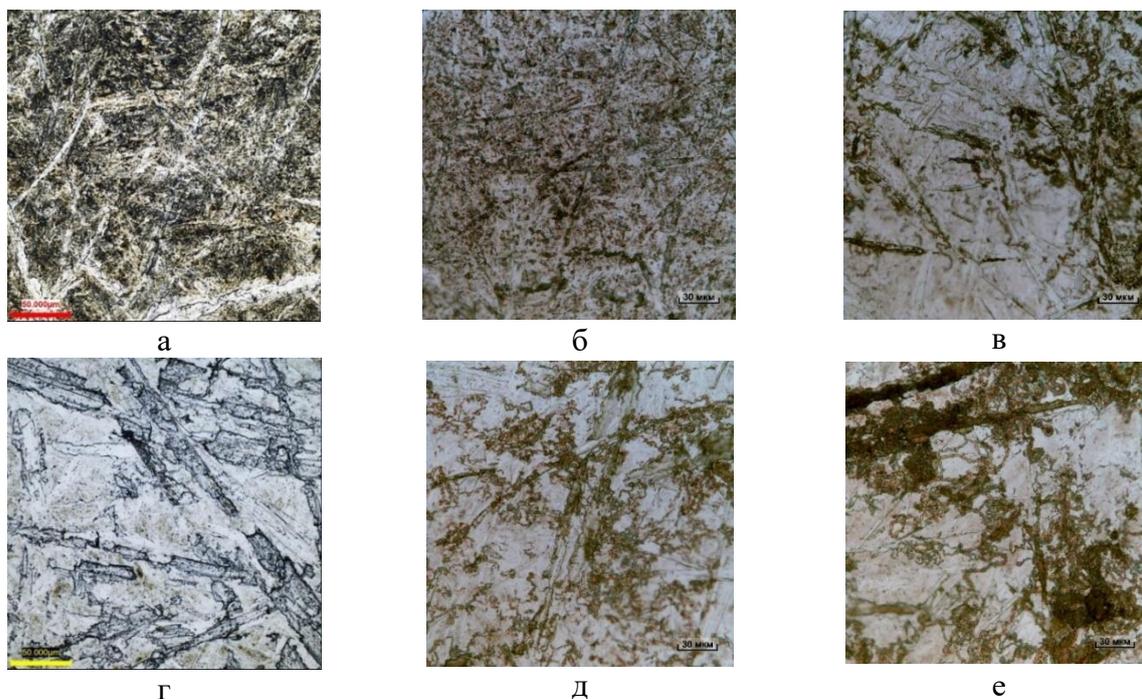
ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО НАКЛЕПА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В настоящей главе описаны результаты исследований образцов из конструкционных сталей ШХ15 и 40ХН2МА, прошедших обработку методом ЛН при режимах с нагрузкой плотности мощности (q) в диапазоне от 1 до 10 ГВт/см² с фиксированной длительностью импульса 17 нс. Дано описание принципа работы установки лазерного наклепа, приведена схема и методики контроля параметров обработки. В результате проведенных исследований описан структурно-фазовый состав и морфология поверхностного слоя. Измерены значения микротвердости, шероховатости и остаточных напряжений. Построена зависимость изменения макронапряжений в зависимости от параметров режима обработки методом лазерного наклепа. Проведен анализ срезов в области пятна воздействия, получены графики распределения микротвердости по толщине образцов.

4.1 Исследование формирования структуры и свойств конструкционных материалов после обработки методом лазерного наклепа

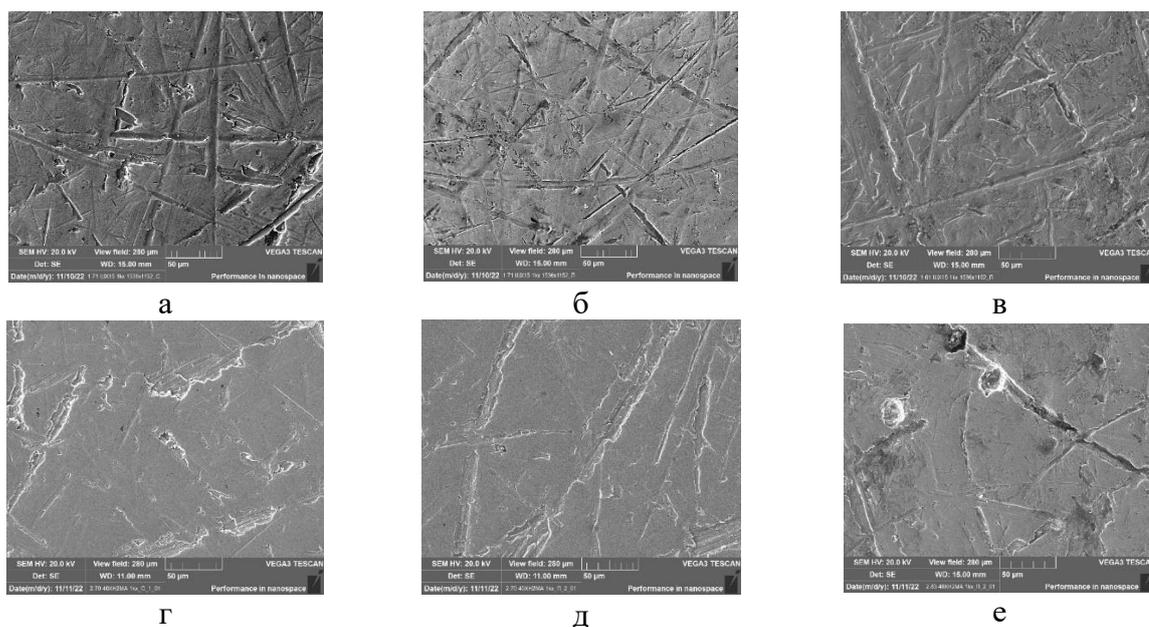
На рисунках 4.1.1 и 4.1.2 приведены фотографии поверхности до и после обработки конструкционных сталей ШХ15 и 40ХН2МА методом ЛН при различной плотности мощности и количестве импульсов полученные с помощью оптического и электронного микроскопов. Визуальных изменений топографии поверхности не обнаружено. Поверхность после обработки при режимах от 1 до 10 ГВт/см² имеет идентичный характер и не отличается от образцов, не прошедших обработку. При обработке методом ЛН отсутствует нагрев поверхности материала, изменения происходят только за счет механического воздействия – от силы возникающей ударной волны (п.1.3.3). Этим можно объяснить отсутствие видимых изменений на полученных фотографиях.

При увеличении плотности мощности, начиная со значения 3 ГВт/см² для стали ШХ15 и 6 ГВт/см² для стали 40ХН2МА обнаруживается круглое пятно вдавливания материала в зоне воздействия лазерного излучения (пятна). Методом профилометрии была исследована зависимость глубины вдавливания материала от q (рисунок 4.1.3). Высота ступеньки вдавливания увеличивается по мере приложенной нагрузки, начиная со значений q от 5 ГВт/см², и растет вплоть до максимальных режимов обработки (рисунок 4.3.4). Вероятнее всего при этих нагрузках материал претерпевает пиковое напряжение при упругой деформации и переходит в зону пластического течения.



а – в: 30X15; г – е: 40XN2MA

Рисунок 4.1.1 – Оптические изображения поверхности сталей до (а, г) и после обработки при $q = 2 \text{ ГВт/см}^2$ (б, д) и $q = 9 \text{ ГВт/см}^2$ (в, е)



а – в 30X15; г – е 40XN2MA

Рисунок 4.1.2 – СЭМ-изображения поверхности образцов до (а, г) и после обработки 1 импульсом (б, д) и 3 импульсами (в, е)

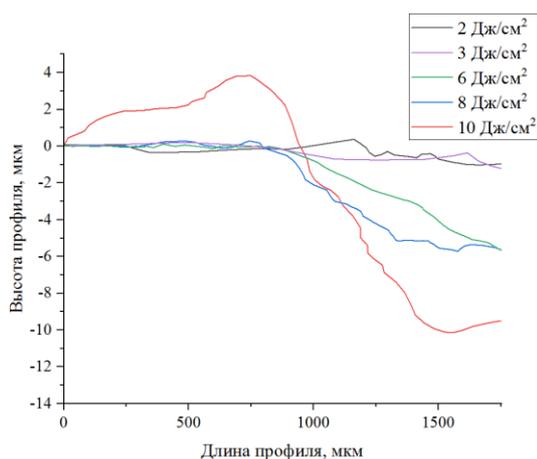


Рисунок 4.1.3 – Зависимость длины профиля и высоты ступеньки для стали 3X15 при разных плотностях мощности при обработке методом лазерного наклепа

Диаметр пятна обработки за один импульс в среднем колебался в пределах 5 мм. Внутри пятна в зависимости от приложенной нагрузки изменяется шероховатость поверхности (рисунок 4.1.4). Для стали 3X15 (рисунок 4.1.4а) характерна тенденция сглаживания рельефа, что объясняется высокой нагрузкой равномерного вдавливания материала по всей площади пятна и неспособностью его сопротивляться пластической деформации. Исследование [132] подтверждает уменьшение микрогеометрии с увеличением нагрузки. Авторы работы объясняют сглаживание за счет поверхностной пластической деформации, возникающей под давлением лазерной ударной волны, которая создает сжимающую нагрузку на неровности. Сталь 40ХН2МА не имеет четкой зависимости снижения шероховатости при увеличении нагрузки. Указанный параметр растет при увеличении плотности мощности, а при 6 ГВт/см² происходит резкое уменьшение шероховатости по причине начала пластического течения материала (рисунок 4.1.4б).

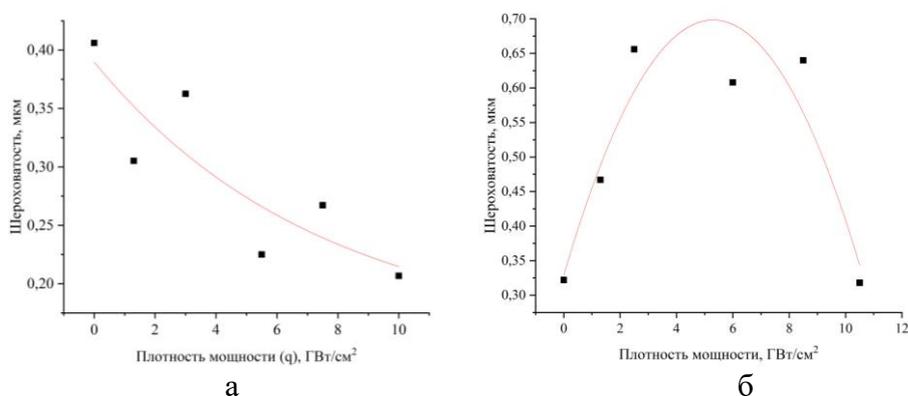


Рисунок 4.1.4 – Зависимости шероховатости в пятне от плотности мощности лазерного излучения для 3X15 (а) и 40ХН2МА (б)

Как было сказано выше, термического влияния на поверхностный слой обработка методом ЛН не производит, соответственно и должны отсутствовать фазовые переходы на

обработанных образцах. Это подтверждается полученными рентгенограммами (рисунок 4.1.5), на которых отмечены только структурные различия, отражающиеся в уменьшении интенсивности линий. Для стали ШХ15 наблюдается периодичность изменения интенсивности дифракционных пиков: вплоть до $q = 3 \text{ ГВт/см}^2$ отмечается уменьшение высоты (рисунок 4.1.5а). Данный эффект является следствием формирования статистических искажений решетки – упругих напряжений. При большей плотности мощности происходит резкое увеличение интенсивности и смещение пиков в сторону больших углов дифракции, что свидетельствует о наведении остаточных напряжений в поверхностных слоях образцов. Вероятно, при режиме $q > 3 \text{ ГВт/см}^2$ протекает процесс пластической деформации: давление достаточно велико, чтобы обеспечить достаточную энергию для движения дислокаций. Для 40ХН2МА характерны похожие изменения при увеличении плотности мощности воздействия. Также наблюдается уменьшение интенсивности при $q > 5 \text{ ГВт/см}^2$ и малое смещение линии в сторону больших углов относительно исходной рентгенограммы, однако повторного роста интенсивности не происходит.

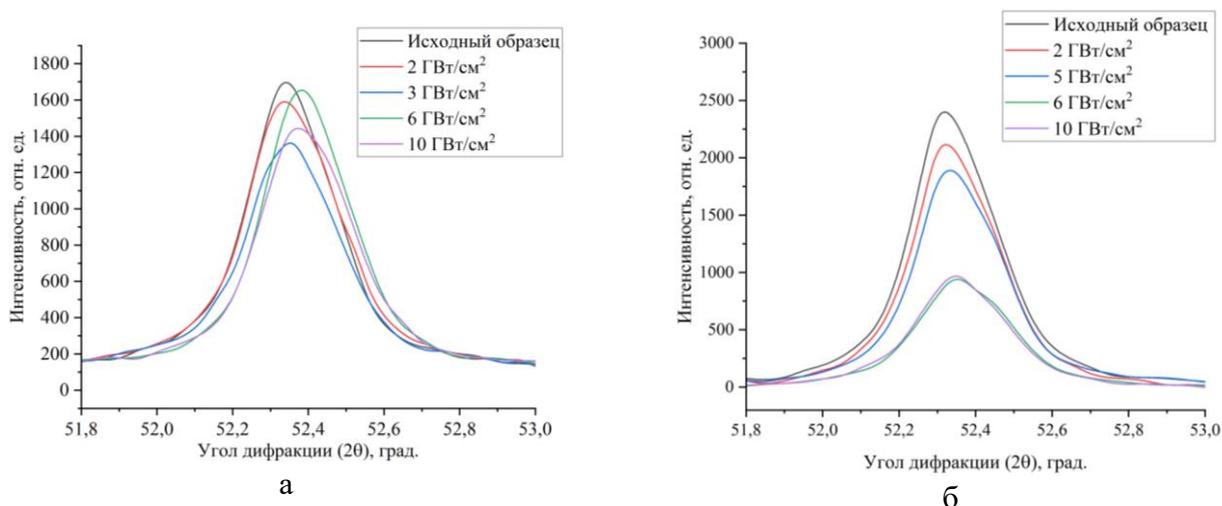


Рисунок 4.1.5 – Участки рентгенограмм образцов ШХ15 (а) и 40ХН2МА (б), облученных ЛН при различной q

Зависимость изменения значений микротвердости от нагрузки плотности мощности q для сталей ШХ15 и 40ХН2МА представлена на рисунке 4.1.6. Обработка исследуемых материалов лазерным наклепом приводит к увеличению микротвердости на 80 % для ШХ15 и на 30 % для 40ХН2МА. Максимальные значения достигаются при обработке 3 ГВт/см^2 для стали ШХ15 и 6 ГВт/см^2 для стали 40ХН2МА. Именно при обработке в указанных режимах для образцов характерна минимальная интенсивность (рисунок 4.1.5). Максимальная степень упрочнения для стали ШХ15 не превышала 80 %, в то время как для 40ХН2МА – 30 %. Увеличение микротвердости может происходить за счет увеличения плотности дислокаций [133-135].

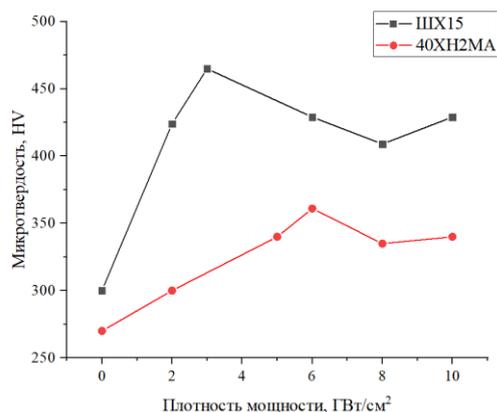
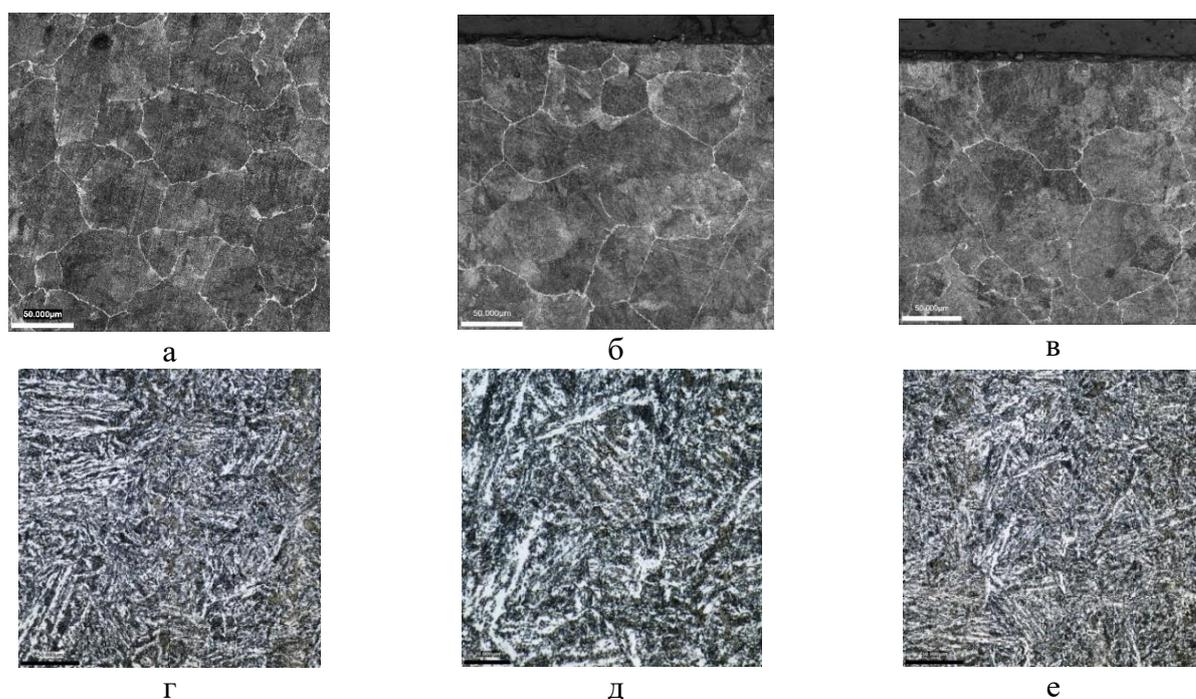


Рисунок 4.1.6 – Результаты измерения микротвердости сталей после лазерной обработки с различным параметром q

Для сравнения структуры зерен до и после обработки методом ЛН были исследованы травленные шлифы (рисунок 4.1.7). Исходная структура стали ШХ15 представляет собой перлитные зерна в цементитной сетке (рисунок 4.1.7а). Для стали 40ХН2МА характерна бейнитная структура (рисунок 4.1.7б). Структурные превращения, происходящие в результате ЛН очень разнообразны. Известно [135-136], что при ЛН может происходить уменьшение размера зерен, в том числе это наблюдается и для бейнитных сталей [137]. Однако для ШХ15 более вероятно формирование различных дислокационных структур, нежели уменьшение размеров структурных составляющих [138-139]. Также в работе [120] авторы отмечают, что в процессе ЛН возможно растворение цементитных пластин под действием сверхбыстрой деформации.

По причине того, что представленные на исследования стали ШХ15 и 40ХН2МА имеют разноориентированные структуры, результат воздействия будет зависеть от угла между направлением обработки и структурных составляющих [138]. Данный факт позволяет предположить, что после ЛН материал будет демонстрировать анизотропию свойств из-за различия в степени восприятия ударной нагрузки структурными составляющими.

Из анализа травленных на зерно структур можно заключить, что при обработке сталей ШХ15 и 40ХН2МА видимой модифицированной структуры не наблюдается. На травленных срезах было измерено распределение микротвердости по глубине (рисунки 4.1.8-4.1.9).

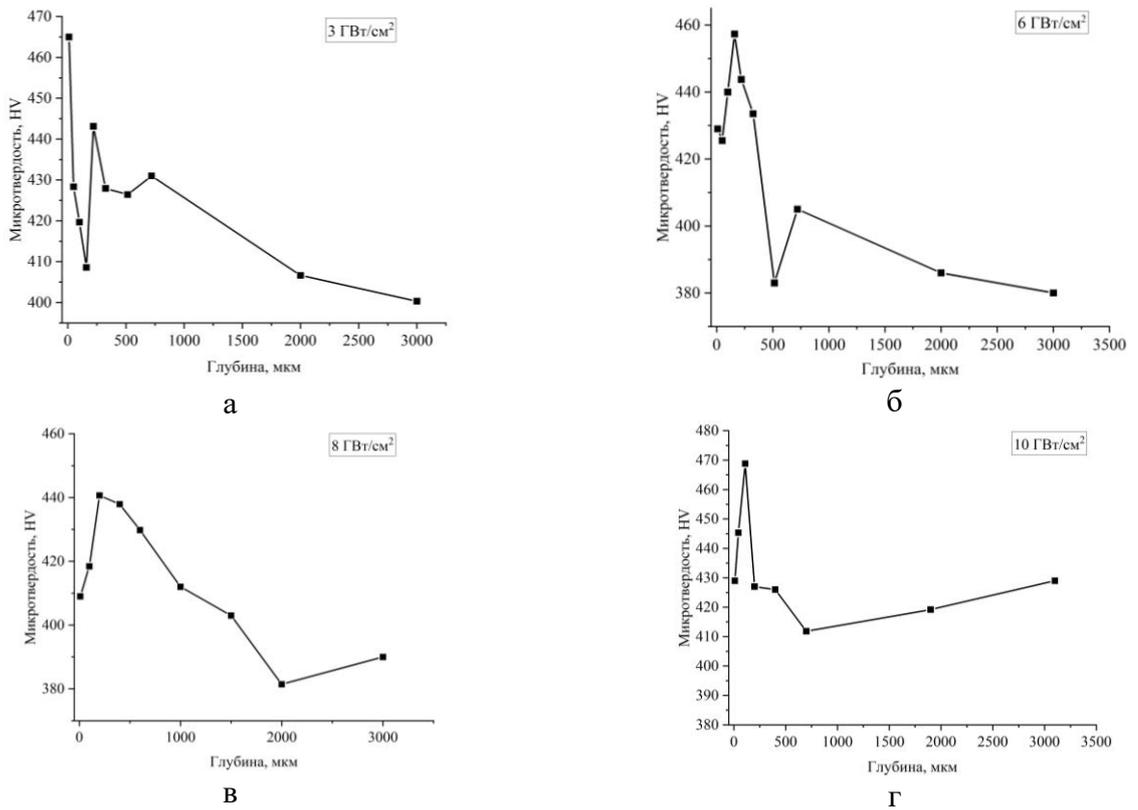


а, г – исходные, б, д – 1,3 ГВт/см², в, е – 7,5 ГВт/см²

Рисунок 4.1.7 – Оптические фотографии срезов ШХ15 (а-в) и 40ХН2МА (г-е) при q равном 1,3 и 7,5 ГВт/см²

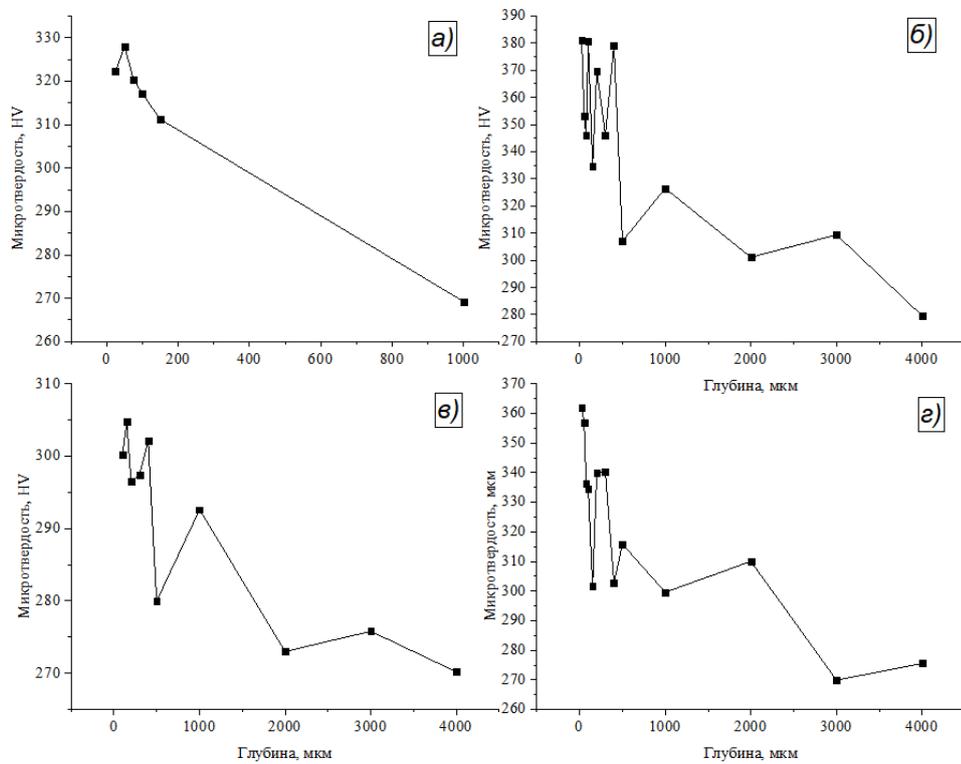
Установлено, что повышенные значения микротвердости наблюдаются на глубине до 3 миллиметров. Для всех рассматриваемых режимов обработки распределение микротвердости по глубине было отличным. Максимумы значений HV для стали ШХ15 варьировались от 437 до 468 HV и при этом располагались на разной глубине. Смещение максимумов также зависело от плотности мощности – с ростом параметра глубина залегания составляла от 20 до 200 мкм. В случае 40ХН2МА максимумы располагались заведомо в приповерхностной зоне до 400 мкм, после которых микротвердость пилообразно уменьшалась до исходных значений.

Примечательно, что при увеличении плотности мощности до 10 ГВт/см² значения смещаются ближе к поверхности – на глубину 110 мкм. В то время как для стали марки 40ХН2МА при $q = 6$ ГВт/см² максимум находился на глубине примерно 250 мкм. Возможно, наблюдаемая разница в экспериментальных результатах связана со структурными различиями марок сталей (рисунок 4.1.7а, г).



а – $q = 3 \text{ ГВт/см}^2$; б – $q = 6 \text{ ГВт/см}^2$; в – $q = 8 \text{ ГВт/см}^2$; г – $q = 10 \text{ ГВт/см}^2$

Рисунок 4.1.8 – Распределение микротвердости стали ШХ15 по глубине после лазерной обработки при разных q



а – $q = 2 \text{ ГВт/см}^2$; б – $q = 6 \text{ ГВт/см}^2$; в – $q = 8 \text{ ГВт/см}^2$; г – $q = 10 \text{ ГВт/см}^2$

Рисунок 4.1.9 – Распределение микротвердости стали 40ХН2МА по глубине после лазерной обработки с различными q

4.2 Исследование остаточных напряжений, формирующихся в поверхностном слое материала после обработки лазерным излучением

На рисунке 4.2.1 представлены экспериментальные данные по измеренным величинам ОН, полученные с образцов, обработанных ЛН при q от 1 до 10 ГВт/см². Отмечено, что в ходе лазерной обработки в стали 40ХН2МА растягивающие остаточные напряжения, присутствующие в исходном образце, сохраняются вплоть до $q = 3$ ГВт/см², для ШХ15 – до $q = 1,3$ ГВт/см². Причиной отсутствия сжимающих остаточных напряжений при меньших плотностях мощности является недостаточное давление ударной волны на материал – оказываемая нагрузка меньше предела текучести, следовательно в материале наблюдаются только упругие деформации [82].

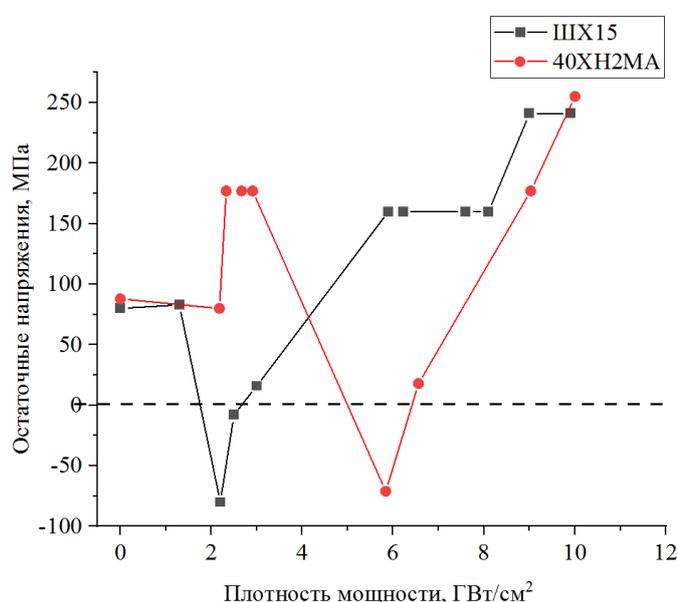


Рисунок 4.2.1 – Зависимость остаточных напряжений от плотности мощности при обработке методом ЛН сталей 40ХН2МА и ШХ15

При дальнейшем увеличении плотности мощности наблюдается наведение сжимающих остаточных напряжений. Для ШХ15 при $q = 2,2$ ГВт/см² достигаются сжимающие ОН величиной примерно -77 МПа, тогда как сталь 40ХН2МА при $q = 6$ ГВт/см² остаточные напряжения составляют -70 МПа. При указанных режимах уже выполняется условие для протекания пластической деформации, обеспечивающей формирование сжимающих остаточных напряжений – давление на образцы превышает предел текучести. При этом на рентгенограммах (рисунок 4.1.5) дифракционные линии смещаются в сторону больших углов, что свидетельствует о появлении макронапряжений.

Однако при больших плотностях мощности обработка становится не эффективна ввиду роста растягивающих остаточных напряжений в поверхностном слое. Это можно связать с тем, что давление, оказываемое на поверхность, слишком большое, из-за чего происходит отражение ударной волны от противоположного края образца. Вероятно, в результате повторного прохождения ударной волны сквозь материал происходит движение дислокации в обратном направлении, что приводит к изменению эпюры остаточных напряжений.

4.3 Заключение и выводы по Главе 4

По результатам исследования поверхностного слоя сталей ШХ15 и 40ХН2МА, обработанных при плотности мощности лазерного излучения от 1 до 10 ГВт/см², были получены следующие результаты:

1. Модификации поверхностного слоя после воздействия лазерной ударной волны не наблюдается. Структура сталей не отличается от исходной. Фазовых превращений при обработке методом лазерного наклепа не наблюдается. Все изменения происходят благодаря изменению кристаллической решетки материалов вследствие механического воздействия на материал, термический фактор при обработке отсутствует. Из видимых изменений поверхности, после механического воздействия начиная с определенных значений плотности мощности лазерного излучения обнаруживается отпечаток вдавливания по периметру воздействия на материал.

2. Глубина вдавливания напрямую зависела от плотности мощности, что подтверждает корреляция параметра с давлением, оказываемым на поверхность. При этом зависимость шероховатости для сталей была различна – для ШХ15 наблюдалось уменьшение R_a при увеличении q , в то время как для 40ХН2МА зависимость имела форму параболы с экстремумом в интервале 2 – 8 ГВт/см². Наблюдаемые эффекты предположительно связаны с различными пределами упруго-пластичного перехода сталей.

3. С ростом плотности мощности лазерного излучения наблюдается уменьшение интенсивности дифракционных линий. При этом для ШХ15, начиная с 6 ГВт/см², происходит увеличение интенсивности и смещение пиков в сторону больших углов дифракции. Это указывает на препятствие к движению дислокаций и наведению остаточных растягивающих напряжений.

4. Видимых признаков модификации структуры не было обнаружено. При этом увеличение микротвердости ШХ15 после ЛН составило 80 %, для 40ХН2МА удалось добиться меньшего увеличения на 30 %. Глубина упрочненного слоя доходила до 3 мм. Ввиду различий в структуре сталей распределение микротвердости по глубине также отличалось. Положение

максимумов по микротвердости прямо зависело от плотности мощности лазерного излучения. Но при обработке ШХ15 на пиковой мощности максимумы смещались ближе к поверхности.

5. Установлены режимы обработки, при которых наблюдаются наибольшие сжимающие ОН – 2 ГВт/см^2 для ШХ15 и 6 ГВт/см^2 для 40ХН2МА. Для обеих марок сталей обработка при меньших q значительно не влияет на исходные ОН, в то время как обработка при больших q переводит значения ОН в положительную область. Предполагается, что при малой толщине образца может происходить отражение первичной ударной волны, приводящее к разупрочнению материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертационной работе на основании проведенных исследований выполнено решение ряда актуальных задач в области материаловедения, связанных с упрочнением поверхностных слоёв конструкционных низколегированных сталей импульсными потоками плазмы и лазерного излучения.

Основные результаты и выводы диссертационной работы состоят в следующем.

1. Для обработки импульсными потоками плазмы:

- Выявлены режимы обработки, при которых происходят характерные изменения морфологии и структурно-фазового состояния модифицированного слоя, а именно: закалка из твердой фазы ($Q = 35-50$ Дж/см²) и закалка в режиме с расплавом ($Q > 50$ Дж/см²). Обработка с меньшим нагревом (меньшей тепловой нагрузкой Q) не приводила к видимой модификации поверхности сталей.

- Установлено существенное повышение микротвердости поверхности всех одиннадцати исследованных марок сталей, характеризующееся насыщающимся ростом значений микротвердости по мере возрастания тепловой нагрузки Q . По достижении порога плавления изменения микротвёрдости выходят на плато вследствие достижения предельной доли мартенсита в модифицированном поверхностном слое. Предельная степень упрочнения сталей в наибольшей степени зависела от содержания углерода и изменялась в диапазоне от 2 до 4,8 раз.

- Установлены следующие закономерности влияния тепловой нагрузки на морфологию поверхности сталей в результате обработки: до порога плавления сталей происходит незначительное сглаживание поверхности; при плавлении наблюдается образование рельефа, приводящее к экспоненциальному росту шероховатости R_a с увеличением Q .

- Показано, что толщина модифицированного слоя сталей напрямую зависит от поглощённой тепловой нагрузки, длительности и количества импульсов, а также от химического состава стали, и во многом определяется ее прокаливаемостью. При обработке исследованного ряда сталей при $Q \sim 80$ Дж/см² и $\tau = 1$ мс была достигнута толщина модифицированного слоя 120 мкм.

- Определены режимы обработки сталей ШХ15 и 40ХН2МА, при которых достигается наиболее эффективное повышение эксплуатационных характеристик модифицированного слоя. При данных режимах реализуется закалка из твердой фазы. В качестве плазмообразующего газа для обработки рекомендуется использование гелия, поскольку использование азота приводит к образованию поверхностных дефектов.

2. Для обработки сталей ШХ15 и 40ХН2МА лазерным наклёпом:

- Воздействие лазерным излучением не приводит к качественному изменению структурно-фазового состояния сталей. При этом лазерный наклёп влияет на макрорельеф поверхности в зоне воздействия, приводя к пластической деформации (вдавливанию) материала в результате давления, оказываемого на поверхность. Отмечена прямая зависимость глубины вдавливания от плотности мощности лазерного излучения в диапазоне 2-10 ГВт/см² при длительности воздействия $\tau = 17$ нс на полувысоте лазерного импульса.

- В результате обработки лазерным наклёпом увеличивается микротвердость сталей. Степень упрочнения по значениям HV в среднем не превышала 50 %. По сравнению с обработкой импульсными потоками плазмы, повышенные значения микротвердости наблюдаются на много большей глубине, достигающей 1 мм.

- Определены режимы, при которых образуются сжимающие остаточные напряжения: 2 ГВт/см² для ШХ15 и 6 ГВт/см² для 40ХН2МА. Обработка при меньшей плотности мощности не вносит вклад в остаточные напряжения. При обработке с большей нагрузкой остаточные напряжения переходят в область растягивающих, что может указывать на негативное влияние отраженной ударной волны.

Анализ влияния обработки импульсными потоками плазмы и лазерным наклёпом на поверхность сталей показал, что каждый из методов имеет свой механизм упрочнения, при котором, в зависимости от режима обработки, реализуется та или иная совокупность параметров модифицированного слоя, причем далеко не все изменения свойств поверхности приводят к улучшению эксплуатационных свойств материалов.

Пробные эксперименты с использованием оптимизированных режимов обработки ИПП и ЛН для упрочнения стальных изделий ответственного назначения (бурильных замков, термопарных чехлов, пуансонов пресс-оснастки) продемонстрировано значительное повышение срока их эксплуатации.

Полученные результаты перспективны для развития каждого из исследованных методов обработки ИПП и ЛН, а также служат основой для создания новой технологии комплексного воздействия мощными импульсными потоками высокотемпературной плазмы и лазерного излучения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Расторгуев Г.А. Эксплуатационный износ деталей нефтегазового оборудования // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. – 2014. – № 1(103). – С. 103-112.
2. Grum J. A review of the influence of grinding conditions on resulting residual stresses after induction surface hardening and grinding // Journal of Materials Processing Technology. – 2001. – V. 114. – №. 3. – P. 212-226.
3. Sasahara H. The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0,45% C steel // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2005. – V. 45. – №. 2. – P. 131-136.
4. Установка для упрочнения промышленных изделий импульсными плазменными потоками / А.К. Кутуков, С.Е. Панин, В.Л. Подковыров и др. // Инженерная физика. – 2023. – № 10. – С. 47-58.
5. Антикоррозионная обработка низкоуглеродистой стали импульсными плазменными потоками / А.С. Камруков, Е. Денисов, Н.П. Козлов и др. // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2013. – № 12. – С. 73-94.
6. Канаев А.Т., Богомолов А.В., Канаев А.А. Повышение износостойкости и прочности колесной стали плазменным упрочнением // Наука и техника Казахстана. – 2018. – №2.
7. Жукешов А.М., Габдулина А.Т. Влияние режимов обработки импульсными потоками плазмы поверхности стали на ее структуру и микротвердость // Поверхность, рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2009. – №11. – с. 95-101.
8. Разработка метода создания металлических материалов с наноструктурированным поверхностным слоем путем обработки потоками высокотемпературной импульсной плазмы / Б.А. Калинин, В.Л. Якушин, П.С. Джумаев и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2010. – №1. – с. 29-35.
9. Упрочнение поверхности и повышение износостойкости металлических материалов при обработке потоками высокотемпературной импульсной плазмы / Б.А. Калинин, В.Л. Якушин, В.И. Польский и др. – М.: Интерконтакт Наука. – 2010 г. – С. 21-27.
10. Жукешов А.М. Воздействие импульсной плазмы на поверхность конструкционных сталей // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – М: Российская академия наук, 2007. – № 5. – С. 109-112.
11. Modification of steel surface by pulsed plasma heating / Chabak Y.G., Fedun V.I., Pastukhova T.V. et al. // Problems of Atomic Science and Technology. – 2017. – V. 110. – P. 97-102.

12. Жукушов А. М. и др. Структурирование поверхности металлов под воздействием импульсных потоков плазмы / А.М. Жукушов, А.Т. Габдулина, С.П. Пак и др. // Вестник КазНУ. Серия физическая. – 2010. – № 2. – С. 33.
13. Погребняк А.Д., Тюрин Ю. Импульсно-плазменная модификация свойств поверхности и нанесение покрытий // Успехи физического металловедения. – 2003. – Т. 4. – С. 1-66.
14. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов: уч. пособие / В. А. Грибков, Ф. И. Григорьев, Б. А. Калинин и др. - М.: Круглый год. – 2001. - 527 с.
15. Повышение износостойкости инструментальных сталей методом криогенной обработки / П.В. Крот, И.П. Жарков, Е.Е. Нефедьева и др. // Metallurgical processes and equipment. – 2013. – №. 4. – С. 88-98.
16. Лазерный наклеп для повышения усталостной прочности / Ю.Ж. Исаенко, М.В. Осипов, В.Н. Пузырев и др. // М.: РИТМ. – 2012. – № 5 (73). – С. 32-33.
17. Сахвадзе Г.Ж., Пугачев М.С., Киквидзе О.Г. Особенности упрочнения материала лазерно-ударно-волновой обработкой // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 9 (141). – С. 20-25.
18. Токмачева-Колобова А.Ю. Исследование механизма наноструктурирования приповерхностных слоев титана при воздействии лазерными импульсами наносекундной длительности // Письма в ЖТФ. – 2021. – Т. 47. – № 3. – С. 40-43.
19. Yang L.C. Stress waves generated in thin metallic films by a Q-switched ruby laser // Journal of Applied Physics. – 1974. – V. 45. – P. 2601–2608.
20. Clauer A.H. Laser shock peening for fatigue resistance // Surface performance of titanium. – 1996. – V. 217. – P. 230.
21. Peyre P., Laurent B. Surface modifications induced in 316L steel by laser peening and shot-peening. Influence on pitting corrosion resistance // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – V. 280. – №. 2. – P. 294-302.
22. Laser peening without coating as a surface enhancement technology / Y. Sano, A. Koichi, M. Kiyotaka et al. // Pulse. – 2006. – V. 100. – №. 40. – P. 250.
23. Laser peening: A tool for additive manufacturing post-processing / L. Hackel, J.R. Rankin, A. Rubenchik // Additive Manufacturing. – 2018. – V. 24. – P. 67-75.
24. Новиков И.А., Ножницкий Ю.А., Шибяев С.А. Мировой опыт в исследовании и применении технологического процесса лазерной ударной обработки металлов (обзор) // Авиационные двигатели. – 2022. – № 2(15). – P. 59-82.
25. Ludema K. C., Ajayi L. Friction, wear, lubrication: a textbook in tribology. – CRC press, 2018.

26. Инженерия поверхности деталей / А.Г. Сулова, В.Ф. Безъязычного, Ю.В. Панфилова и др. // М.: Машиностроение. 2008. – 320 с.
27. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин / А.М. Сулима, В.А. Шулов, Ю.Д. Ягодкин // М.: Машиностроение, 1988. – 240 с.
28. Федеральной службы государственной статистики. – URL:<http://www.gks.ru> (дата обращения: 21.01.2024).
29. Новиков И.И., Захаров М.В. Термическая обработка металлов и сплавов. – М.: Metallurgizdat, 1962. – 429 с.
30. Дидык Р.Г., Верховский С.Н. Упрочнение пластинок твердого сплава ударными волнами // Надежность режущего инструмента. Киев – Донецк: «Вица школа», 1975. – С. 105-107.
31. Чудина О.В., Гладова Г.В., Остроух А.В. Теория и практика термической обработки металлов: уч. пособие. // М.: МАДИ. – 2013. – 64 с.
32. Герасимова Н.С. Химико-термическая обработка сталей и сплавов: уч. пособие по курсу «Материаловедение» // Калуга: Издательство МГТУ им. НЭ Баумана, 2017. – 48 с.
33. Николаев Е.Н. Термическая обработка токами высокой частоты: учеб. пособ. для проф.-тех. училищ. // М.: Высш. шк., 1970. – 328 с.
34. Исследование структуры клапанов двигателей внутреннего сгорания, подвергнутых закалке токами высокой частоты / О.Г. Чернета, А.М. Нестеренко, И.Н. Поддубный и др. // Вести автомобильно-дорожного института. – 2009. – №. 1. – С. 87-89.
35. Образование жидкой фазы в поверхностном слое стальных деталей в условиях закалки высокоэнергетическим нагревом токами высокой частоты / В.В. Иванцовский, И.А. Батаев, Т.Г. Мартынова и др. // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2016. – №. 3 (72). – С. 41-51.
36. Гурченко П.С., Герман М.Л. Математическое моделирование температурного поля при закалке шестерен индукционным нагревом под слоем воды // Математическое моделирование. – 2000. – Т. 73. – №. 2.
37. Zamanian A., Hardiman C. Electromagnetic radiation and human health: A review of sources and effects // High Frequency Electronics. – 2005. – V. 4. – №. 3. – P. 16-26.
38. Dowdell R.L., Harder O.E. The Decomposition of the Austenitic Structure in Steel. Part II. The Decomposition of the Austenite in Liquid Oxygen // Trans. American Society for Steel Treating, 1927. – V. 11. – 391 p.
39. Cryogenic temperature toughening and strengthening due to gradient phase structure / Z. Ma, Y. Ren, R. Li et al. // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – V. 712. – P. 358-364.

40. Технология / Криогенная обработка. – URL: <https://cryotech.ru/process/> (дата обращения: 15.03.2021).

41. Hong S.Y., Markus I., Jeong W.-C. New cooling approach and tool life improvement in cryogenic machining of titanium alloy Ti-6Al-4V // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2001. – V. 41. – P. 2245-2260.

42. Zhang Y., Tao N.R., Lu K. Mechanical properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles // Acta Materialia. – 2008. – V. 56 (11). – P. 2429–2440.

43. Araghchi M., Mansouri H., Vafaei R. Influence of cryogenic thermal treatment on mechanical properties of an Al - Cu - Mg alloy // Materials Science and Technology. – 2017. – V. 34. – №. 4. – P. 468 - 472.

44. Ежелев А.В., Бобровский И.Н., Лукьянов А.А. Анализ способов обработки поверхностным пластическим деформированием // Фундаментальные исследования. – 2012. – № 6. – С. 642 – 646.

45. Анализ видов упрочняющей обработки пластическим деформированием / В.А. Голенков, С.Ю. Радченко, Д.О. Дорохов и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2011. – №. 1. – С. 59-62

46. Круцило, В. Г. Упрочнение лопаток ГТД смесью шариков и микрошариков с подогревом // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва. – 2012. – № 5-2(36). – С. 136-139.

47. Технологические основы повышения износостойкости деталей электромеханической поверхностной закалкой / Л.В. Федорова, С.К. Федоров, Ю.С. Иванова и др. // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2017. – №. 9 (690). – С. 85-92.

48. Степанова, Т.Ю. Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: учебное пособие // Иваново, 2009. – 64с.

49. Калинин Б.А. Радиационно-пучковые технологии обработки конструкционных материалов // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – №4. – С.5-16

50. Долгачев Ю.В., Стаценко В.М., Дука В.В. Формирование «белого слоя» в железоуглеродистых сплавах // ИНТЕГРАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В НАУКЕ В СОВРЕМЕННЫХ. – 2016. – С. 20.

51. Погребняк А.Д., Базыль Е.А., Свириденко Н.В. Влияние облучения электронными и ионными пучками на физико-механические свойства титановых сплавов // Успехи физики металлов. – 2004. – Т. 5. – С. 257-281.

52. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов / М.: «Машиностроение», 1989. – 304 с.

53. Материаловедение. Технология конструкционных материалов. Кристаллизация расплавов, механические и физические свойства, диаграммы состояния: уч. пособие / Ю.Г. Сергеев, Е.И. Масликова, Н.А. Столярова и др. // СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. – 99 с.
54. Григорьев Б.А. Импульсный нагрев излучениями. Ч. 2: Нестационарные температурные поля при импульсном лучистом нагреве // М.: Наука, 1974. – 726 с.
55. Судзуки К., Худзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы / Пер. с яп. под ред. Ц. Масумото. / М.: Металлургия, 1987. – 328 с.
56. Шарая О.А., Дахно Л.А. Упрочнение деталей сельскохозяйственной техники и инструмента путем модифицирования поверхности // Инновации в АПК: проблемы и перспективы. – 2014. – №. 4. – С. 14-29.
57. Перевертов В.П., Андрончев И.К., Абулкасимов М.М. Технологии обработки материалов концентрированным потоком энергии // Надежность и качество сложных систем. – 2015. – №. 3 (11). – С. 69-79.
58. Transitions to defective crystal and the amorphous state induced in elemental Si by laser quenching / A.G. Cullis, H.C. Webber, N.G. Chew et al // Physical review letters. – 1982. – V. 49. – №. 3. – P. 219.
59. Effect of Pulsed Plasma Flow Treatment Parameters on the Thickness, Microhardness, and Elemental and Phase Compositions of Modified Surface Layers of Structural Steel / A.K. Kutukov, I.M. Poznyak, S.E. Panin et. al. // Physics of Atomic Nuclei. – 2022. – V. 95. – №. 10. – С. 1-6.
60. Борисов В.М., Кузьменко В.А., Христофоров О.Б. Импульсно-периодический источник высокотемпературной плазмы и коротковолнового излучения для технологических применений // Инженерная физика. – 2014. – №. 4. – С. 34-43.
61. О новых возможностях применения установок Плазменный фокус для модифицирования поверхностных слоев материалов / В.Н. Пименов, В.А. Грибков, Л.И. Иванов и др. // Перспективные материалы. – 2003. – №. 1. – С. 13-23.
62. Мартыненко Ю.В. Эрозия металла при воздействии плазменных потоков, характерных для переходных режимов ИТЭР // Материалы XVIII конференции «Взаимодействие плазмы с поверхностью». Москва, 5-6 февраля 2015 г. М.: НИЯУ МИФИ, 2015 г. – С. 76.
63. Использование импульсных потоков плазмы для антикоррозионной обработки поверхности металлов / Н.Д. Томашов, И.Б. Скворцова, В.А. Алексеев и др. // Защита металлов. – 1988. – №3. – С. 395-400.
64. Морозов А.И. Физика и применение плазменных ускорителей // Минск: Наука и Техника, 1974. – 399 с.
65. Определение оптимальных условий упрочнения импульсными плазменными потоками низколегированных конструкционных сталей с различным содержанием углерода /

А.К. Кутуков, Н.А. Данилина, С.Е. Панин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2023. – Т. 19. – № 1. – С. 30 – 35.

66. Якушин В.Л., Джумаев П.С. Модифицирование микроструктуры и поверхностное упрочнение 12 %-ных хромистых сталей при обработке потоками импульсной газовой плазмы // Металлы. – 2016. – № 1. – С. 53-60.

67. Чейлях А.П. и др. Влияние параметров импульсно-плазменной обработки на структурообразование и свойства стали 40X // Construction, materials science, mechanical engineering. – 2014. – №. 73. – С. 235-239.

68. Кутуков А.К., Сергеечев А.А., Гапонова В.В. Повышение коррозионной стойкости низколегированных конструкционных сталей импульсно-плазменной обработкой // Практика противокоррозионной защиты. – 2023. – Т. 28. – № 2. – С. 17-21.

69. Properties of modified surface layers of industrial steel samples processed by pulsed plasma streams / I.E. Garkusha, O.V. Byrka, V.V. Chebotare et al. // Vacuum. – 2000. – V. 58. – №. 2-3. – P. 195-201.

70. Tereshin V.I. et al. Pulsed plasma accelerators of different gas ions for surface modification / V.I. Tereshin, A.N. Bandura, A.M. Bovda // Review of scientific instruments. – 2002. – V. 73. – №. 2. – P. 831-833.

71. Lyashenko V.N. Enhancement of cutting tools and cylindrical parts by pulsed plasma treatment // Soviet – American Symposium “Research, Technology and Trade”. San Francisco. – 1991. – №6. – 5 p.

72. Новые технологии повышения прочности деталей машин / М.В. Атаманов, В.И. Васильев, В.В. Зайцев и др. // Автомобильный транспорт. – 1995. – № 7. – С.31-33

73. Hardening of heat shield coating of turbine blades by impulse high temperature plasma / V.I. Abramov, M.E. Kiselev, O.I. Malyshev et al. // The paper on the International Aerospace Congress. – 1994. – p. 543-546.

74. Эрозия и продукты эрозии материалов при воздействии интенсивных потоков плазмы : диссертация ... кандидата физико-математических наук : 01.04.08 / Позняк Игорь Михайлович; [Место защиты: Нац. исслед. ядерный ун-т]. - Троицк ; Москва, 2017. - 177 с.

75. Piekoszewski J., Werner Z., Szymczyk W. Application of high intensity pulsed ion and plasma beams in modification of materials // Vacuum. – 2001. – Т. 63. – №. 4. – С. 475-481.

76. Feageas J, Sanches G. Grigioni G. Thermal effect of Pulsed Ion Implantation with a Coaxial Plasma Gun // Industrial Applications of Plasma Physics, Italy, 1992. – 551 p.

77. Иванов Ю.Ф. Структурные и фазовые превращения в ряде сталей при статическом и динамическом режимах термической обработки: дисс док. физ.-мат. наук. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2002. – 40 с.

78. Модификация поверхности деталей из жаропрочных сталей сильноточными импульсными электронными пучками / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.Б. Белов и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – №. 2. – С. 61-70.

79. Comparisons on localized surface modifications of stainless steels induced by laser shock peening and robotic hammer peening / H. Liu, T.L. Meng, J. Cao et al. // Procedia CIRP. – 2022. – V. 108. – P. 118-122.

80. Effect of confinement layer on laser ablation and cavitation bubble during laser shock peening / T. Takata, M. Enoki, P. Chivavibul et al. // Materials Transactions. – 2016. – V. 57. – P. 1776–1783.

81. Effects of multiple laser shock processing (LSP) impacts on mechanical properties and wear behaviors of AISI 8620 steel / Lu J.Z., Luo K.Y., Dai F.Z. et al. // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – V. 536. – P. 57-63.

82. Peyre P., Fabbro R. Laser shock processing: A review of the physics and applications // Optical and quantum electronics. – 1995. – V. 27. – P. 1213-1229.

83. Study on the effect of multiple laser shock peening on residual stress and microstructural changes in modified 9Cr-1Mo (P91) steel / A.K. Rai, R. Biswal, R.K. Gupta et al. // Surface and Coatings Technology. – 2019. – V. 358. – P. 125-135.

84. Wagner L. Shot peening. – John Wiley & Sons, 2003. – 584 p.

85. Diffraction-limited, high average power phase-locking of four 30J beams from discrete Nd: glass zig-zag amplifiers / B.Dane, J. Wintermute, B. Bhachu et al. // Conference on Lasers and Electro-Optics. – 1997.

86. Hammersley G., Hackel L.A., Harris F. Surface prestressing to improve fatigue strength of components by laser shot peening // Optics and Lasers in Engineering. – 2000. – V. 34. – №. 4-6. – P. 327-337.

87. Пинахин И.А. Производственные характеристики станков при использовании твердосплавных режущих инструментов, прошедших импульсную лазерную обработку // Вестник Северо-Кавказского государственного технического университета. – 2012. – № 1(30). – С. 89-93.

88. Сахвадзе Г.Ж., Пугачев М.С., Киквидзе О.Г. Особенности упрочнения материала лазерно-ударно-волновой обработкой // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 9 (141). – С. 20-25.

89. Аскарьян Г.А., Мороз Е.М. Давление при испарении вещества в луче радиации // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1962. – Т. 43. – №. 6. – С. 2319-2320.

90. Климов Н.С., Подковыров В Л., Житлухин А.М., Архипов Н И., Барсук В.А., Позняк И.М., Сафронов В.М. Воздействие интенсивных импульсных потоков плазмы на защитные

материалы внутрикамерных компонентов термоядерного реактора // Ядерная физика и инжиниринг. 2010. Т. 1. № 3. С. 210.

91. Лазерно-плазменные методы повышения коррозионной стойкости оболочек твэлов из стали ЭП-823 в свинце при 650-720 °С / В. М. Борисов, В. Н. Трофимов, В.Е. Черковец [и др.] // Атомная энергия. – 2016. – Т. 121, № 5. – С. 269-274. – EDN XBVKOP.

92. Пат. № 2130507 С1 Российская Федерация, МПК С23С 8/22. Способ химико-термической обработки внутренней поверхности труб / Г. Сельницын, В.Ф. Лесничий, А.М. Козловский, С.И. Пыхов; заявитель: Открытое акционерное общество "УралЛЮКтрубмаш". – № 98112088/02; заявл. 22.06.1998; опубл. 20.05.1999.

93. Обработка высокотемпературной импульсной плазмой и лазерным излучением для упрочнения поверхностного слоя штамповой стали / А. В. Аборкин, В. Е. Ваганов, Н. С. Климов [и др.] // Металлург. – 2016. – № 7. – С. 88-92. – EDN WISINF.

94. Гурьев А. М. и др. Циклическое тепловое воздействие при термической и химико-термической обработке инструментальных сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, Ю.П. Хараев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2005. – Т. 2. – №. 3. – С. 37-45.

95. Макаров А. В. и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на механические свойства и особенности деформирования при статическом и циклическом нагружении низкоуглеродистой стали / А.В. Макаров, Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №. 1. – С. 92-102.

96. Макаров А. В. и др. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке / А.В. Макаров, Р.А. Саврай, Э.С. Горкунов // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17. – №. 1. – С. 5-20.

97. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. – М.: Изд-во Metallurgia. – 1968. – 1172 с.

98. Круцило В.Г., Ситкина Л.П., Разумова И.Н. Термопластическое упрочнение (тпу) крупногабаритных деталей // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2018. – Т. 20. – №. 4-2. – С. 255-258.

99. Кротинов Н.Б. Продление ресурса лопаток газотурбинных двигателей упрочняющей обработкой // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2016. – №. 5. – С. 221-224.

100. Разуваев Е.И., Капитаненко Д.В. Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства аустенитных сталей // Труды ВИАМ. – 2013. – №. 5. – С. 1.

101. Иванцовский В. В., Скиба В. Ю. Совмещение операций поверхностной закалки и финишного шлифования на одном технологическом оборудовании //Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2006. – №. 1 (30). – С. 16-18.

102. Палаев А. Г. и др. Технология, оборудование ультразвуковой упрочняюще-финишной обработки металлов и контроль качества / А.Г. Палаев, А.И. Потапов, В.В. Максаров и др. // Металлообработка. – 2011. – №. 6 (66). – С. 38-41.

103. Эдигаров В.Р., Литау Е.В. Финишная антифрикционная электромеханическая обработка деталей // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2015. – №. 3 (68). – С. 6-15.

104. Никифоров А.В., Полотай Г.А., Волков Ю.С. Электрофизические и электрохимические методы обработки и технологии в машиностроении. Кн. 2. Комбинированные методы обработки. Проектирование технологических процессов с применением электрофизических и электрохимических операций: уч. пособие. – СПб., 2017. – 377 с.

105. Аскинази Б.М. Упрочнение и восстановление деталей электромеханической обработкой. – СПб.: Машиностроение, 1997. – 184 с.

106. Яковлева А.П., Омельченко И.С. Повышение нагрузочной способности стальных деталей методом комбинированной обработки // Авиационная промышленность. – 2013. – №. 2. – С. 62-64.

107. Самок Г.С., Королькова Г.С. Влияние метода упрочняющей обработки на качество поверхностного слоя деталей электронасосов // Вестник Ивановского государственного энергетического университета. – 2011. – №. 1. – С. 57-61.

108. Разработка технологической установки для плазменно-механической обработки / П.В. Трегубчак, Д.Ю. Корнев, В.Н. Пушкин и др. // Механики XXI века. – 2015. – № 14. – С. 135-141.

109. Устинов В.С. Потребление стали и структурные изменения в системе оборота металла // Научные труды: Институт народнохозяйственного прогнозирования РАН. – 2020. – №. 18. – С. 327-347.

110. Рейтинг стран по производству стали 2021: место России в списке. – URL: <https://top-rf.ru/places/262-proizvodstvo-stali.html> (дата обращения 24.01.2024).

111. Маркова Н. Н. Закалка низкоуглеродистых сталей из области межкритических температур // Сборник научных трудов по материалам Международной научно-практической конференции, 2017. – с. 124-127.

112. Surface modification of metal alloys by plasma immersion ion implantation and subsequent plasma nitriding / K.G. Kostov, M. Ueda, M. Lepiensky et al. // *Surface and Coatings Technology*. – 2004. – V. 186. – №. 1-2. – P. 204-208.
113. Асанова Д.С., Озерец Н.Н., Березовская В.В. Модифицирование структуры аустенитных коррозионностойких сталей путем ионной имплантации // *Актуальные проблемы развития технических наук*. Екатеринбург, 2018. – С. 10-16.
114. Bovid S. Laser peen forming: Webinar: Technology and Applications : 27 June 2019. 23 p. URL: <https://www.lsptechnologies.com/wp-content/uploads/2019/10/laserpeenforming.pdf> (дата обращения: 19.12.2022)
115. ГОСТ 2.309-73. Единая система конструкторской документации. Обозначения шероховатости поверхностей. – М.: Стандартинформ, 2007.
116. Валетов В.А., Третьяков С.Д. Оптимизация микрогеометрии поверхностей деталей: Учебно-методическое пособие. – СПб: СПб ГУИТМО, 2005. – 28 с.
117. Гуляев А.П. *Металловедение*. Учебник для вузов. 6-е изд. – М.:Металлургия, 1986. – 544 с.
118. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М.: Изд-во стандартов, 2015.
119. Определение температуры поверхности конструкционных материалов при обработке импульсными плазменными потоками / Сергеечев А.А., Кутуков А.К., Панин С.Е. и др // *Материалы XXVI конференции «Взаимодействие плазмы с поверхностью»*. Москва, 2023. – С. 99-102.
120. Study on processing and strengthening mechanisms of mild steel subjected to laser cavitation peening / Gu J., Luo C., Ma P. et al. // *Applied Surface Science*. – 2021. – V. 562. – 13 p.
121. Yurov V.M., Guchenko S.A., Makhanov K.M. Atomic-power microscopy of high entropy coatings // *International Journal of Applied and fundamental research*. – 2020. – № 4 – P. 62-67.
122. Структурно-фазовый градиент, формирующийся в рельсовой стали, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком / В.А. Гришунин, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов // *Перспективные материалы*. – 2013. – №. 6. – С. 75-80.
123. Беграмбеков Л.Б. Процессы в твердом теле под действием ионного и плазменного облучения: уч. пособие. – М.: МИФИ, 2008.
124. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л. Плазменные упрочняющие технологии. – К.: Наукова думка, 2008. – 215 с.
125. Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels // *Journal of materials engineering and performance*. – 2000. – V. 9. – P. 286-296.142. Martensitic

transformation in temporally shaped femtosecond laser shock peening 304 steel / Lian Y., Hua Y., Sun J. et al. // *Applied Surface Science*. – 2021. – V. 567. – 9 p.

127. Европейский стандарт EN15305:2008(E). «Метод неразрушающего контроля. Определение остаточных напряжений с помощью рентгеноструктурного анализа». – 2008. – 88 с. 128. Cho S.H., Kim J.W. Analysis of residual stress in carbon steel weldment incorporating phase transformations // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2002. – V. 7. – №. 4. – P. 212-216.

129. Yang Y. S., Na S. J. A study on residual stresses in laser surface hardening of a medium carbon steel // *Surface and Coatings technology*. – 1989. – V. 38. – №. 3. – P. 311-324.

130. Grum J. Overview of residual stresses after induction surface hardening // *International Journal of Materials and Product Technology*. – 2007. – V. 29. – №. 1-4. – P. 9-42.

131. Формирование кристаллографически-ориентированной колонии продуктов эвтектоидного распада в процессе пластической деформации стали волочением / В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева, Н.А. Терещенко и др. // *Доклады Академии наук*, 2012. – Т. 447. – №. 4. – С. 387-387.

132. Siddaiah A. et al. Surface characterization and tribological performance of laser shock peened steel surfaces // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Т. 351. – С. 188-197.

133. Kalainathan S., Sathyajith S., Swaroop S. Effect of laser shot peening without coating on the surface properties and corrosion behavior of 316L steel // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2012. – V. 50. – №. 12. – P. 1740-1745.

134. Influence of shot peening on surface quality of austenitic and duplex stainless steel / Jebaraj A.V., Kumar T.S., Kumar L.A. et al. // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – IOP Publishing, 2017. – V. 263. – №. 6. – 9 p.

135. Effect of Laser Shock Peening without Coating on Grain Size and Residual Stress Distribution in a Microalloyed Steel Grade / C. Samuel, A. Moganraj, S. Swaroop et al. // *Crystals*. – 2023. – V. 13. – №. 2. – P. 212. 136. Zhang C., Dong Y., Ye C. Recent developments and novel applications of laser shock peening: a review // *Advanced Engineering Materials*. – 2021. – V. 23. – №. 7. – 24 p.

137. Residual stress, phase, microstructure and mechanical property studies of ultrafine bainitic steel through laser shock peening / S. Prabhakaran, S. Kalainathan, P. Shukla et al. // *Optics & Laser Technology*. – 2019. – V. 115. – P. 447-458.

138. Microstructure and mechanical properties of laser shock peened 38CrSi steel / H. Zhang, Z. Cai, Z. Wan et al. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – V. 788. – 10 p.

139. Microstructure and microhardness of pearlitic steel after laser shock processing and annealing / Y. Xiong, T.T. He, L. You et al. // Materials Science and Technology. – 2015. – V. 31. – №. 15. – P. 1825-1831.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Результаты опытно- промышленных испытаний бурильных замковых соединений после обработки



ТЕХНОЛОГИЯ СОЕДИНЕНИЯ

ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ

НПК ИТС

№0710-2 / Дата: 10.07.2023

Заместителю генерального директора
по развитию и международному бизнесу
АО «Наука и инновации»
Зеленову П.В.

Генеральному директору
АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ»
Ильину К.И.

Уважаемый Петр Вадимович!
Уважаемый Кирилл Игоревич!

АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» ранее переданы обработанные по технологии института образцы замков бурильных труб с внешней резьбой для проведения опытно-промышленных испытаний (далее - ОПИ).

ООО «НПК ИТС» проведены ОПИ с участием Ломакина Б.Г., Директора по техническому сопровождению продаж, Пупина П.А, руководителя направления «бурение», с применением оборудования для свинчивания в горизонтальном положении. Получены следующие результаты:

- При стократном свинчивании-развинчивание было установлено полное отсутствие задиров, признаков истирания резьбы, иных повреждений по поверхности резьбы и упорных торцах. При использовании замковых соединений из этой же партии после стократного свинчивания-развинчивания наблюдались признаки износа несущих ниток резьбы.

- При проведении испытаний на стойкость к износу упорных торцов было установлено, что обработанные замковые соединения показали устойчивость к задирам торцов при превышении оптимального момента свинчивания в 2 раза, а далее и при увеличении момента свинчивания в 3 раза, по сравнению с рекомендованным, так же не были обнаружены следы появления задиров. Наличие повреждений было обнаружено при превышении момента свинчивания в 4 раза по сравнению с рекомендованным моментом свинчивания. Замковые соединения без обработки получили повреждения при увеличении момента свинчивания в 1,2 раза по сравнению с рекомендованным.

РОССИЯ,
121108, г. Москва, ул. Герасима Курина,
дом 10, кор.1, офис 211

E-MAIL: INFO@ITC-COR.COM
WWW.ITC-COR.COM



ТЕХНОЛОГИЯ СОЕДИНЕНИЯ

ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ

ИПК ИТС

№0710-2 / Дата: 10.07.2023

По результатам испытаний установлен положительный эффект обработки на износостойкость замковых соединений в части торцов, а также получен положительный результат по износостойкости по резьбовому соединению.

Для установления точных данных по износостойкости и оптимальных режимах обработки необходимо проведение, в полевых условиях, опытно-промышленных испытаний на скважинах минимум одной колонны бурильных труб диаметром 127 мм с замковыми соединениями диаметром 168,3 мм в количестве 600 соединений (300 муфтовых (внутренних) и 300 nippleных (внешних))

С уважением,
Генеральный директор

Г.И. Кудянов

РОССИЯ,
121108, г. Москва, ул. Герасима Курина,
дом 10, кор.1, офис 211

E-MAIL: INFO@ITC-COR.COM
WWW.ITC-COR.COM

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

**Результаты эксплуатации термоэлектрических преобразователей ОВЕН ДТЭК125 после
обработки**

ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ



«Завод № 423»

*Россия, 301830, Тульская обл., г. Богородицк, проезд Заводской, строение № 2«Б»
телефон/факс (48761) 2-27-59 ИИН 7112011490 КПП 711201001*

Генеральному директору
АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ»
Ильину К.И.

Исх. № 2203-1 от 22.03.2024 г.

ООО «Завод № 423» сообщает о том, что совместно с АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» в августе 2023 г. были созданы термоэлектрические преобразователи ОВЕН ДТПК125 в количестве трех штук в арматуре из жаростойких сталей марок 15Х25Т, АІSІ 310 и жаростойкого сплава ХН45Ю. Арматура термоэлектрических преобразователей была упрочнена в экспериментальной установке АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» импульсным плазменным потоком и методом лазерного наклепа.

Данные термоэлектрические преобразователи были установлены для измерения температуры сырьевой муки в циклоне цементного завода. В данном аппарате сложные условия работы для датчиков температуры: движение материала до 300 т/ч, высокая температура – до 900 °С, интенсивное абразивное воздействие.

В результате опытной эксплуатации трех экспериментальных датчиков наиболее долгий срок службы показал преобразователь ДТПК125 в

упрочненной арматуре из стали AISI310 – 18 дней непрерывной эксплуатации. Это на 25-30% дольше, чем функциональный аналог конкурентов, применявшийся ранее. Два остальных датчика в арматуре из стали 15X25T и сплава ХН45Ю проработали 12 и 9 дней соответственно.

Таким образом, было выявлено наиболее подходящее исполнение термоэлектрического преобразователя для данного процесса, на данный момент идет обсуждение поставок модернизированных датчиков заказчику.

Выражаем благодарность генеральному директору АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ» Ильину К.И. и начальнику лаборатории материаловедения Кутукову А.К. за проведение работ по инновационному упрочнению арматуры термоэлектрических преобразователей.

22.03.2024



Директор: Скоропупов С.Е.

Исп.: Сидорцев А.С.

ПРИЛОЖЕНИЕ В

**Результаты исследования работоспособности пуансонов при
нагрузке / испытаниях в реальных условиях эксплуатации после обработки**



ИНН 7717794261, КПП 440101001
129594, Москва г, Марьиной Рощи 3-й проезд,
д. 3/9, помещение 1П;
р/счет 40702810729000008689 Костромское отделение №8640 ПАО Сбербанк,
БИК 043469623, кор/счет 30101810200000000623

Генеральному директору
АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ»
Ильину К.И.
108840, г. Москва, г. Троицк,
Ул. Пушкиных, владение 12

Уважаемый Кирилл Игоревич!

Сообщаем Вам первые результаты исследования работоспособности пуансонов при нагрузке / испытаниях в реальных условиях эксплуатации после обработки импульсными плазменными потоками и методом лазерного наклепа. Испытания проводились на производстве систем вентиляции при сборке вентиляционных коробов (взаимодействие пуансона с матрицей со сталью 3).

На основании проведенных исследований было установлено:

- после проведения обработки импульсными плазменными потоками срок службы изделия увеличился с 11 дней до 43 дней;
- после проведения обработки импульсными плазменными потоками и методом лазерного наклепа срок службы изделия увеличился с 11 дней до 31 дня;
- при некоторых режимах обработки были зафиксированы сколы в зоне обработанной поверхности пуансона уже на **второй** день работы;

Полученные результаты удовлетворяют заданным требованиям. В связи с чем наша организация заинтересована в проведении дальнейших экспериментов по поиску оптимального режима обработки с максимальным сроком службы изделия. Для полной оценки целесообразности применения данного метода обработки пуансонов необходимо провести дополнительные испытания. На каждый **вид** обработки необходимо сделать по несколько изделий (пуансонов) для подтверждения эксперимента. Предлагаем Вам рассмотреть возможность продолжения совместных работ заключив договор о сотрудничестве и на первом этапе провести поисковую работу по обработке пуансонов по себестоимости обработки. При положительном результате поисковой работы перейти к обработке на коммерческой основе.

Генеральный директор

Иорданский Руслан Леонидович



АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ»
Вх. № 226/10/4941-ВХ от 31.05.2023